

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

**Перспективные материалы
с иерархической структурой
для новых технологий
и надежных конструкций**

19 - 23 сентября 2016 г.

Томск, Россия

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Тезисы докладов Международной конференции
«Перспективные материалы с иерархической структурой
для новых технологий и надежных конструкций»
19-23 сентября 2016 г., Томск, Россия.
ИФПМ СО РАН, 2016. – 488 с.

«Мероприятие проведено при финансовой поддержке Российского
фонда фундаментальных исследований, Проект №16-08-20575\16 г»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГКОМИТЕТА КОНФЕРЕНЦИИ

**Виктор Евгеньевич
Панин**

Томск, Россия

**Сергей Григорьевич
Псахье**

Томск, Россия

**Василий Михайлович
Фомин**

Новосибирск, Россия

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Алтунина Л.К. Томск, Россия
Аннин Б.Д. Новосибирск, Россия
Берто Ф. Виченца, Италия
Ванг Ж. Шеньян, Китай
Ворожцов А.Б. Томск, Россия
Гольдштейн Р.В. Москва, Россия
Горкунов Э.С. Екатеринбург, Россия
Горячева И.Г. Москва, Россия
Гутманас Э. Хайфа, Израиль
Зуев Л.Б. Томск, Россия
Каминский П.П. Томск, Россия
Карпинтери А. Турин, Италия
Лебедев М.П. Якутск, Россия
Лотков А.И. Томск, Россия
Ляхов Н.З. Новосибирск, Россия
Майер Г.В. Томск, Россия

Макаров П.В. Томск, Россия
Марущак П.О. Тернополь, Украина
Мулюков Р.Р. Уфа, Россия
Наймарк О.Б. Пермь, Россия
Панин А.В. Томск, Россия
Панин С.В. Томск, Россия
Попов В.Л. Берлин, Германия
Си Дж. Бетлехем, США
Халиманович В.И. Красноярск, Россия
Церпес К. Патрас, Греция
Ченг Ч.-Х. Тайнань, Тайвань
Чернявский А.Г. Королев, Россия
Шанявский А.А. Москва, Россия
Шмаудер З. Штутгарт, Германия
Шрайбер Й. Дрезден, Германия
Яковлев А.Н. Томск, Россия

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

С.В. Панин

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

Члены комитета:

Восмериков А.В.
Томск, Россия
Дмитриев А.И.
Томск, Россия
Коротаев А.Д.
Томск, Россия
Кульков С.Н.
Томск, Россия
Плехов О.А.
Пермь, Россия
Плешанов В.С.
Томск, Россия

Ружич В.В.
Иркутск, Россия
Скрипняк В.А.
Томск, Россия
Соколова М.Д.
Якутск, Россия
Смирнов С.В.
Екатеринбург, Россия
Тюменцев А.Н.
Томск, Россия
Хон Ю.А.
Томск, Россия

ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

Колесникова К.А. ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

Члены комитета:

Тимкин В.Н.	Нейман А.А.	Надежкин М.В.	Орлова Д.В.	Дедова Е.С.
Гудимова Е.Ю.	Мишин И.П.	Евтушенко Е.П.	Лунев А.Г.	Матольгина Н.Ю.

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарные доклады

Физические основы нелинейного механического поведения материалов с многоуровневой иерархической структурой <i>Панин В.Е., Егорушкин В.Е.</i>	37
Hard matter – soft matter interface: computational mechanics <i>Psakhie S.G., Tsukanov A.A.</i>	38
Multiscale kinetics and scaling laws of damage-failure transition in very high cycle fatigue <i>Oleg Naimark and Thierry Palin-Luc</i>	39
Прочность адгезионных контактов: история, численные методы, приложения <i>Попов В.Л.</i>	40
Парадоксы больших и малых скоростей в современной геодинамике <i>Макаров П.В.</i>	40
Моделирование локализации деформации и микроразрушения алюминиевого металломатричного композита <i>Смирнов С.В.</i>	41
Взаимодействие кумулятивного потока частиц с керамиками <i>Кинеловский С.А., Кульков С.Н., Кузавов В.Т., Маевский К.К.</i>	42
Физико-химические технологии увеличения нефтеотдачи месторождений с трудно извлекаемыми запасами <i>Алтунина Л.К., Кувшинов В.А., Кувшинов И.В.</i>	43

Секция 1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Уруго-вязко-пластические деформации сплошных сред <i>Гриняев Ю.В.</i>	47
Synthesis and properties of aluminum based composite materials for high operating temperatures <i>Vorozhtsov S., Khrustalyov A., Kulkov S.,</i>	47
Механизмы упрочнения жаропрочных 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей после различных режимов термической обработки <i>Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Кравченко Д.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.</i>	48
Влияние деформации на пластические и упругие составляющие внутренних напряжений в зернах с разными типами изгиба <i>Козлов Э.В., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А.</i>	49
Дефекты упаковки и микродеформации в деформационно-упрочненной поверхности аустенитной стали, легированной азотом <i>Наркевич Н.А., Сыртанов М.С., Миронов Ю.П., Сурикова Н.С.</i>	50

Mechanisms of acoustic impact on the metal melt containing nanoparticles <i>Kudryashova O.B., Vorozhtsov S.A., Dubkova Ya.A., Stepkina M.Yu.,</i>	51
Перколяционная модель многоочагового генезиса структуры материала <i>Выровой В.Н., Герега А.Н., Суханов В.Г.</i>	52
Structural and mechanical characterization of detonation coatings formed by reaction products of titanium with components of the spraying atmosphere <i>Ulianitsky V.Yu., Batraev I.S., Dudina D.V., Panin S.V., Vlasov I.V., Bokhonov B.B.</i>	53
Структурно-фазовое состояние и деформационное поведение ультрамелкозернистого сплава Zr-1Nb, легированного водородом <i>Степанова Е.Н., Грабовецкая Г.П., Чернов И.П.</i>	54
Влияние отжигов на ползучесть титанового сплава ВТ16 в ультрамелкозернистом состоянии <i>Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Раточка И.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П.</i>	55
Влияние температуры спекания на структурно-фазовое состояние порошкового сплава на основе интерметаллида NiAl <i>Козлов Э.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Федорищева М.В., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А.</i>	56
Влияние старения на фазовый состав жаропрочного сплава, легированного рением и лантаном <i>Конева Н.А., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Козлов Э.В., Гиберт И.А.</i>	57
Макроструктурные исследования многослойных композитов, синтезированных различными методами <i>Зеленугин С.А., Шкода О.А., Ленакова О.К., Зеленугин А.С., Касацкий Н.Г.</i>	58
Влияние электролитно-плазменного воздействия на структурно-фазовые превращения в сталях 30ХГС <i>Попова Н.А., Журерова Л.Г., Никоненко Е.Л., Калашиников М.П., Скаков М.К., Козлов Э.В.</i>	59
Особенности структуры и механические свойства ультрамелкозернистого алюминия, полученного способом многократной прокатки с сопряжением слоев <i>Иванов К.В.</i>	60
Formation and properties of micro-arc wollastonite-calcium phosphate coatings on titanium and zirconium-niobium alloy <i>Sedelnikova M.B., Komarova E.G., Sharkeev Yu.P., Shinzhina A.A.</i>	61
Коротационная производная при моделировании деформирования анизотропных сред в механике деформируемого твердого тела <i>Кривошеина М.Н., Кобенко С.В., Стребкова Е.А., Козлова М.А.</i>	62
Влияние наноструктурных добавок ZrO ₂ на теплопроводность нового пенстеклового материала <i>Вотинов А.В., Семухин Б.С.</i>	63

Создание гетерогенных материалов методом лазерной наплавки разнородных порошковых композиций на основе нержавеющей стали и никеля	
<i>Дроздов В.Н., Маликов А.Г., Оришич А.М., Черепанов А.Н.</i>	63
Эффекты облучения низкоэнергетическими ионами гелия, криптона и ксенона нержавеющей стали и покрытий TiMoN на нержавеющей стали	
<i>Кислицин С.Б., Углов В.В., Ларионов А.С.</i>	64
Модификация зеренной структуры, физических и прочностных свойств интерметаллического соединения Ni ₃ Al наночастицами тугоплавкого химического соединения	
<i>Овчаренко В.Е., Иванов К.В., Боянгин Е.Н., Чудинов В.А.</i>	65
Обеспечение стабильности свойств наполненных полимеров при комплексном воздействии эксплуатационных факторов	
<i>Минакова Н.Н., Ушаков В.Я.</i>	66
Структурный критерий для оценки работоспособности неоднородных материалов с полимерными компонентами в сильных электрических полях	
<i>Минакова Н.Н., Ушаков В.Я.</i>	67
Исследование факторов, влияющих на стабилизацию аморфного наноселена при помощи поверхностно-активных веществ	
<i>Савинцев Ю.П., Иванов К.В., <u>Найден Е.П.</u>, Шевченко В.С., Уракаев Ф.Х.</i>	69
Нанофазная модификация поверхностного слоя чугуна при взаимодействии расплава с карбидообразующим металлом	
<i>Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Yunhua Xu, Lisheng Zhong, Nana Zhao</i>	69
Наноструктурное упрочнение поверхностного слоя металлокерамических сплавов при электронно-ионно-плазменном облучении	
<i>Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А., Боянгин Е.Н., Yu Baohai, Xu Yun Hua, Zhong Lisheng</i>	70
Влияние режимов термомеханических обработок на структурно-фазовые состояния и механические свойства метастабильной аустенитной стали	
<i>Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н.,</i>	71
Моделирование распространения упругих и пластических волн в ГПУ-монокристаллах в трехмерной постановке на примере монокристалла цинка	
<i>Кривошеина М.Н., Кобенко С.В., Козлова М.А., Туч Е.В.</i>	72
Mathematical model of three-layer composite synthesis during hot isostatic pressing	
<i>Кпуазева А.Г., Виуакова С.Р.</i>	74
Механизмы пластической деформации в монокристаллах высокоэнтропийных сплавов	
<i>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Платонова Ю.Н., Поклонов В.В.</i>	75
Влияние водорода на механические и функциональные свойства в монокристаллах сплавов на основе железа и никелида титана	
<i>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Платонова Ю.Н.</i>	76

Термоупругие γ - α' -мартенситные превращения, эффект памяти формы и сверхэластичность в высокопрочных монокристаллах FeNiCoAlNb <i>Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куц О.А., Победенная З.В., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Платонова Ю.Н., Поклонов В.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А.</i>	77
Thermal-kinetical model of laser shrinkage of Ti-Nb-alloy <i>Кнуязева А.Г., Sharkeev Yu.P.</i>	78
Криогели для обустройства нефтегазовых месторождений в условиях арктической зоны <i>Алтунина Л.К., Манжсай В.Н. Фуфаева М.С.</i>	79
Структура ультратонких волокон поли-3-гидроксипропаната, содержащих дипиридазол <i>Ольхов А.А., Карпова С.Г., Староверова О.В., Крутикова А.А., Орлов Н.А., Иорданский А.Л.</i>	80
Ультратонкие волокна поли-3-гидроксипропаната, модифицированные наночастицами кремния и карбида кремния <i>Ольхов А.А., Крутикова А.А., Гольдштрах М.А., Иорданский А.Л., Ищенко А.А.</i>	82
О характере упругих деформаций на границе раздела при прохождении продольной волны <i>Чертова Н.В., Гриняев Ю.В.</i>	84
Исследование влияния механоактивации дисперсного наполнителя на его структурные характеристики и свойства полимерэластомерного материала <i>Соколова М.Д., Давыдова М.Л., Халдеева А.Р.</i>	85
Исследование влияния разных технологий получения на свойства композитов на основе свмпэ <i>Гоголева О.В., Петрова П.Н.</i>	86
Вакуумные методы имплантации образцов из алюминиевого сплава Д16 и их свойства <i>Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Сергеев О.В., Жарков С.Ю., Сунгатулин А. Р.</i>	87
Керамический материал низкотемпературного синтеза для диэлектрических покрытий, наносимых 3d аэрозольной печатью, используемых в микроэлектронике, светотехнике и устройствах специального назначения <i>Иванов А. А., Туев В. И.</i>	89
Винилхлорид-малеиновый ангидрид в качестве полимерной матрицы для токопроводящей композиции, используемой в микроэлектронике, светотехнике и устройствах космических аппаратов <i>Иванов А.А.</i>	90
Теплопроводность композиционных материалов с углеродными нанонаполнителями <i>Алтунина Л.К., Кувишинов В.А., Кувишинов В.В., Родионова Н.И., Тихонова Л.Д.</i>	91

Average contact temperature and morphological details of the worn surface of copper based materials at sliding against steel under high current density <i>Aleutdinova M.I., Fadin V.V.</i>	92
Влияние модификации поверхности никелида титана ионными пучками кремния и тантала на жизнеспособность мезенхимальных стволовых клеток <i>Гудимова Е.Ю., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Матвеева В.А., Мейснер С.Н., Матвеев А.Л., Шабалина О.И.</i>	93
Влияние температуры деформирования на напряжение мартенситного сдвига и развитие пластической деформации при кручении образцов сплава на основе TiNi с нанокристаллической структурой <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.</i>	95
Закономерности процессов рекристаллизации субмикроструктурной структуры, сформированной методом кручения под давлением в стали 06МБФ в разных исходных состояниях <i>Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В.</i>	96
Влияние водорода на ориентационную зависимость релаксации напряжений и деформационного старения в монокристаллах стали гадфильда <i>Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Москвина В.А., Захаров Г.Н.</i>	97
Влияние прокатки, комбинированной с наводороживанием, на структуру и механические свойства стали 08Х18Н9Т <i>Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А.</i>	98
Особенности зеренно-субзеренной структуры в аустенитной нержавеющей стали, подвергнутой прессованию со сменой оси деформации <i>Астафурова Е.Г., Раточка И.В., Мишин И.П., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Захаров Г.Н.</i>	99
Многофункциональный пеностекольный материал нового поколения с радиопоглощающими свойствами <i>Казьмина О.В., Семухин Б.С., Суляев В.И., Коровин Е.Ю., Дорожкин К.В.</i>	100
Влияние размера выделений алюминидов переходных металлов на структуру всесторонне изотермически кованого алюминиевого сплава 1570С <i>Мухаметдинова О.Э., Ильясов Р.Р., Нугманов Д.Р., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.</i>	101
Влияние деформации при тёплой прокатке на температуры мартенситных превращений и эффекты сверхэластичности и памяти формы в сплаве Ti _{49.2} Ni _{50.8} (ат.%) <i>Лотков А.И., Жапова Д.Ю., Гришков В.Н., Тимкин В.Н.</i>	102
Analysis of deformation behavior of a low allowed Cu-Cr-Zr alloy <i>Morozova A., Belyakov A.</i>	103

Titanium defect structure changing after gas-phase hydrogenation at different temperatures and cooling rates	
<i>Mikhaylov A.A., Laptev R.S., Kudiiarov V.N., Volokitina T.L.</i>	104
Hydrogen accumulation and distribution in zirconium alloy Zr1Nb after electrochemical and gas-phase hydrogenation	
<i>Kudiiarov V.N., Syrtanov M.S., Babikhina M.N.</i>	104
Повышение выносливости полимерных конструкционных материалов с многоуровневой иерархической структурой в СВЧ электромагнитном поле	
<i>Злобина И.В., Мулдашева Г.К., Бекренев Н.В.</i>	105
Многоуровневые модели поликристаллических металлов и сплавов: формулировка геометрически нелинейных кинематических и определяющих соотношений	
<i>Трусов П.В., Швейкин А.И., Кондратьев Н.С., Янц А.Ю., Шарифуллина Э.Р.</i>	106
Формирование износостойких структур на твердых сплавах для суперфинишной обработки	
<i>Реченко Д.С., Попов А.Ю., Гриценко Б.П., Сунгатулин А.Р., Тимов Ю.В., Сергеев В.П., Воронов А.В., Деев К.А., Пупчин В.А.</i>	108
The influence of static tensile testing on the deformation behavior of Al-4% Cu alloy containing micro and nano particles	
<i>Khrustalyov A.P., Vorozhtov S.A., Kulkov S.N.,</i>	109
Mechanochemical modification of natural rubber	
<i>Mikhaylov I.A., Sukhareva K.V., Andriasyan Yu.O., Popov A.A., Voroncov N.V.</i>	110
The phosphorus- and chlorine-containing polymerized compositions for optically transparent materials with low combustibility	
<i>Borisov S.V., Kochnov A.B., Vaniev M.A., Novakov I.A.</i>	111
Особенности деформирования ауксетичных трансформных материалов в условиях динамических нагружений	
<i>Кривошеина М.Н., Кобенко С.В., Козлова М.А., Туч Е.В.</i>	111
The study on intermetallics formation during sintering of al with ZrW_2O_8	
<i>Shadrin V.S., Kulkov S.N.,</i>	112
Влияние дополнительных отжигов на структуру и механические свойства титанового сплава ВТ6 подвергнутого интенсивной пластической деформации	
<i>Раточка И.В., Лыкова О.Н.</i>	113
Разработка модели механического поведения имплантата с функционализированной структурой, для теоретического исследования его механических свойств	
<i>Коноваленко И.С., Псахье С.Г.</i>	114
Directionally solidified Al_2O_3/GaP eutectic ceramics by micro-pulling-down method	
<i>Xue Cao, La-mei Cao, Feng-wei Guo, Xi Tan and Yong-guo Wang</i>	115

Ближний порядок и электронные свойства в эпитаксиальном графене <i>Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Мельникова Н.В., Пономарев А.Н., Белослудцева А.А., Баркалов Л.Д., Латышев А.М., Истомина Е.Б., Бобенко А.В.</i>	115
Особенности локализации деформации в аустенитной стали в условиях термомеханических обработок <i>Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н.,</i>	117
Наноструктурные состояния с предельно минимальными размерами кристаллитов и твердостью, близкой к теоретической <i>Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Корзников А. В., Корчагин М. А.</i>	118
Влияние длительности рекристаллизационного отжига на неупругие свойства при изгибе образцов бинарного сплава на основе TiNi <i>Гришков В.Н., Лотков А.И., Батурин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.</i>	119
Эффект соре в условиях локального нагрева слоистых материалов <i>Чепак-Гизбрехт М.В.</i>	120
Влияние легирующих добавок на триботехнические свойства спечённого сплава Al-40Sn <i>Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Креницын М.Г.,</i>	121
Mechanical properties of ultrafine-grained light alloys after treatment by severe plastic deformation <i>Kozulin A.A., Krasnoveikin V.A., Skripnyak V.A.</i>	122
Зависимость параметров структурно-фазового состояния и микротвёрдости сплава системы V–Cr–Ta–Zr от температуры <i>Гриняев К. В., Цверова А. С., Смирнов И. В., Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Чернов В. М.</i>	123
Анализ текстуры, формирующейся в стали 12ГБА в ходе контролируемой теплой прокатки <i>Деревягина Л.С., Гордиенко А.И.</i>	124
Formation of a fine-grained microstructure in an Al-Mg-Mn-Zr alloy by conventional method <i>Kulitckiy V., Mogucheva A., Kaibyshev R.</i>	125
Модификация структуры термически обработанной стали 10Г2ФБЮ и ее свойства при растяжении <i>Деревягина Л.С., Почивалов Ю.И., Гордиенко А.И.</i>	126
Позитронная аннигиляционная спектроскопия дефектов вакансионного типа в субмикроструктурной меди при отжиге <i>Кузнецов П.В., Лидер, А.М., Бордулев Ю.С., Лантев Р.С., Мионов Ю.П., Рахматулина Т.В., Корзников А.В.</i>	128
Количественная характеристика ультрамелкозернистой структуры стали 12ГБА с помощью сканирующей туннельной микроскопии <i>Панин В.Е., Кузнецов П.В., Рахматулина Т.В., Шумакова Д.А.</i>	129

Высокотемпературные пьезокерамические материалы для исполнительных элементов пьезодвигателей <i>Храмцов А.М., Спицин А.И., Сегалла А.Г., Пономарев С.В., Рикконен С.В.</i>	130
Получение естественных композитов деформационным воздействием сдвигом под давлением <i>Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р.</i>	131
Разработка высокопрочных наноструктурированных титановых сплавов для авиакосмической промышленности <i>Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Лыкова О.Н.</i>	132
The portevin-le chatelier effect in an Al-Mg alloy <i>Mogusheva A.A., Saenko M., Kaibyshev R.O.</i>	133
Влияние термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей <i>Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Кравченко Д.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.</i>	134
Моделирование процесса прессования-выпрессовки керамических порошков <i>Истомин А.Д., Матолыгин А.А., Носков М.Д.</i>	135
Analisis of the tensile behavior of a high-Mn twip steel based on the microstructure evolution <i>Kusakin P., Belyakov A., Kaibyshev R.</i>	136
Влияние легирования наночастицами Al_2O_3 и интенсивной пластической деформации на структуру и механические свойства алюминиевого сплава 6082 <i>Найденкин Е.В., Ворожцов С.А., Мишин И.П.</i>	137
Разработка новых наноструктурированных керамик биомедицинского применения на основе бадделеита <i>Тюрин А.И., Жигачев А.О., Умрихин А.В., Родаев В.В., Коренков В.В., Пирожкова Т.С.</i>	137
Исследование формирования микроструктуры металломатричного композита B95+10% SiC при деформации в условиях высоких температур <i>Смирнов А.С., Белозеров Г.А., Коновалов А.В., Швейкин В.П., Смирнова Е.О., Перминова А.В.</i>	139
Численное исследование эффективных механических свойств металлокерамических композитов с упрочняющими частицами различной формы при интенсивных динамических воздействиях <i>Каракулов В.В., Смолин И.Ю., Скрипняк В.А.,</i>	140
Реологическая модель для описания поведения сплава системы Al-Mg-Sc-Zr в условиях высоких температур <i>Смирнов А.С., Коновалов А.В., Муйземнек О.Ю.</i>	141
Моделирование реологического поведения алюминий-графенового металломатричного композита <i>Смирнов А.С., Коновалов А.В., Елишина Л.А., Мурадымов Р.В.</i>	142

Неизотермическая модель начальной стадии процесса поверхностной обработки металла потоком частиц <i>Парфенова Е.С., Князева А.Г.</i>	143
Исследование особенностей формирования покрытий из азотосодержащих смесей на титановых подложках при высокоэнергетическом синтезе <i>Козулин А.А., Кульков С.Н., Кинеловский С.А.</i>	143
Модификация кальцийфосфатных микродуговых покрытий наночастицами бемита <i>Чебодаева В.В., Седельникова М.Б., Шаркеев Ю.П.,</i>	145
Анализ структуры низкотемпературной керамики с учетом полидисперсности исходных тугоплавких компонентов <i>Лейцин В.Н., Дмитриева М.А., Товтинец А.О.,</i> <i>Ивонин И.В., Пономарев С.В.</i>	146
Теория напряжения течения и статистический вывод обобщенного соотношения Холла-Петча для поликристаллического материала при пластической деформации <i>Решетняк А.А.</i>	147
Синтез токопроводящей алюмооксидной керамики, модифицированной многослойными углеродными нанотрубками. <i>Шутилов Р.А., Мызь А.Л., Мосеенков С.И.,</i> <i>Кузнецов В.Л., Карагедов Г.Р.</i>	148
Модель для описания фрагментации в процессе пластической обработки металлов <i>Кондратьев Н.С., Трусов П.В.</i>	150
Влияние обработки низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком на распределение химического состава и морфологию поверхности в сплавах на основе никелида титана <i>Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л., Ротштейн В.П., Марков А.Б., Озур Г.Е.,</i> <i>Лотков А.И., Яковлев Е.В., Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Семин В.О.</i>	151
Влияние обработки давлением на структуру и свойства спеченной алюминиевой бронзы с добавками свинца <i>Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Гурских А.В.,</i>	152
Нано- и микроструктура поверхностных слоев NiTi после модифицирования Ta с помощью ионных и электронных пучков <i>Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Мейснер Л.Л., Шмидт Е.Ю.</i>	153
Структурно-фазовое состояние биоинертного сплава системы Ti-Nb, сформированного методом селективного лазерного спекания <i>Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Ковалевская Ж.Г.,</i> <i>Химич М.А., Сапрыкин А.А., Ибрагимов А.В.,</i> <i>Глухов И.А., Уваркин А.В., Бабакова Е.В.</i>	154
Получение сплавов системы Ti-Nb методом вневакуумной электроннолучевой плавки релятивистским пучком электронов <i>Глухов И.А., Шаркеев Ю.П., Голковский М.Г., Батаев В.А.,</i> <i>Поляков И.А., Майрамбекова А.М.</i>	155

Транспортные и функциональные свойства во внешних механических и электромагнитном полях двухкомпонентной системы из AA-стекированного двуслойного графена <i>Мишук Б.Р., Решетняк А.А.</i>	157
Влияние модифицирования поверхности на характер локализации деформации в никелиде титана при знакопеременном нагружении <i>Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Лунев А.Г., Мейснер Л.Л.</i>	158
Формирование высокопрочного состояния в метастабильных аустенитных сталях с азотом <i>Сурикова Н.С., Панин В.Е., Мишин И.П., Винокуров В.А., Власов И.В., Наркевич Н.А.</i>	159
Исследование структуры электровзрывных композиционных покрытий системы W-Ni-Cu после электронно-пучковой обработки <i>Романов Д.А., Гончарова Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.,</i>	160
Структурно-фазовое состояние, механические свойства и термостабильность биоинертных ультрамелкозернистых сплавов на основе титана, ниобия и циркония, сформированных методом интенсивной пластической деформации <i>Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Глухов И.А., Толмачев А.И., Уваркин П.В., Майрамбекова А.М.</i>	162
Разработка саморасширяющихся периферических стентов с ионно-модифицированным поверхностным слоем <i>Лотков А.И., Кашин О.А., Кудряшов А.Н., Круковский К.В., Кузнецов В.М., Борисов Д.П.</i>	163
Плазменно-иммерсионная ионная обработка изделий со сложно-разветвлённой формой поверхности <i>Кашин О.А., Лотков А.И., Борисов Д.П., Слабодчиков В.А., Кузнецов В.М., Кудряшов А.Н., Круковский К.В.</i>	164
Research of structure, mechanical and operation properties of glass-metal composite <i>Lyubimova O.N., Lyubimov E.V., Solonenko E.P., Morkovin A.V., Dryuk S.A.</i>	164
Strength and plasticity of Fe-Cr alloys <i>Skripnyak V.A., Emelyanova E.S., Sergeev M.V., Skripnyak N.V., Zinovieva O.S.</i>	165
Разработка основ создания высокопрочных, антифрикционных, волокнистых полимерных композитов на основе высокомолекулярной матрицы <i>Панин С.В., Корниенко Л.А., Алексенко В.О., Иванова Л.Р., Шилько С.В.</i>	166
Цитотоксические свойства наноструктур на основе оксидных и гидроксидных фаз алюминия <i>Ложкомоев А.С.</i>	167

Исследование фазовых переходов и свойств оксидов алюминия, полученных при окислении нанопорошка Al/AlN	
<i>Казанцев С.О., Ложкомоев А.С.</i>	167
Заряд металлических наночастиц, как фактор антимикробной активности	
<i>Ложкомоев А.С., Казанцев С.О.</i>	169
Предмартенситные превращения в сплаве на основе TiNi с ультрамелкозернистой структурой.	
<i>Родионов И.С., Батулин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н.</i>	169
Сравнительный анализ измельчения зёрненной структуры при РКУП титана VT1-0 и сплава Ti-0.2Pd	
<i>Лотков А.И., Копылов В.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.</i>	170
Эволюция пористой структуры и текстуры нанопористых материалов SiO ₂ /Al ₂ O ₃ при прокаливании	
<i>Глазкова Е.А., Бакина О.В., Лернер М.И.</i>	171
Модификация покрытий Ti-Al-N путем бомбардировки высокоэнергетическими ионами (Cr ⁺ +V ⁺)	
<i>Сергеев О.В., Калашиников М.П., Федорищева М.В., Сергеев В.П., Панин В.Е.</i>	172
Особенности структуры поверхностного слоя образцов титана VT-10 при обработке потоком ионов меди	
<i>Калашиников М.П., Федорищева М.В. Сергеев В.П., Божко И.А.</i>	173
Деформация и разрушение алюмооксидной керамики с многомасштабной поровой структурой	
<i>Григорьев М.В, Буякова С.П., Кульков С.Н.,</i>	174
Attosecond nanotechnology: nems quantum dots of cigs compounds	
<i>Beznosyy S.A., Terentyeva Y.V., Maslova O.A., Volkov D.A.</i>	175
Сложные оксиды с отрицательным КТР для создания СМС с инварным эффектом	
<i>Дедова Е.С., Ше В.Р., Кондратенко А.И., Петрушина М.Ю., Кульков С.Н.,</i>	175
Особенности деформирования ауксетичных транстропных материалов в условиях динамических нагрузжений	
<i>Кривошеина М.Н., Кобенко С.В., Козлова М.А., Туч Е.В.</i>	176
Определение механических характеристик наноматериалов при растяжении и сжатии	
<i>Филиппов А.А., Фомин В.М.</i>	177
Расчетно-экспериментальная оценка прочности сегмента композитного шпангоута с применением оптоволоконных датчиков на основе брэгговских решеток	
<i>Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Воронков А.А., Шипунов Г.С., Пеленев К.А.</i>	178

Исследование износостойкости эпоксикомпозитных материалов для морского и речного транспорта <i>Букетов А.В., Марущак П.О., Браило Н.В., Акимов А.В., Кобельник О.С., Панин С.В.</i>	179
Исследования влияние сажи ПМ-75 на физико-механические свойства защитных полимерных покрытий <i>Сапронов А.А., Марущак П.О., Букетова Н.М., Леценко А.В., Панин С.В.</i>	180
Получение и структура спеченного ZrW_2O_8 <i>Дедова Е.С., Губанов А.И., Филатов Е.Ю., Кардаш Т.Ю., Кульков С.Н.</i>	181
Механические свойства элементов композитных конструкций трехкомпонентных композиционных материалов <i>Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Елисеев А.А.</i>	182
Механические свойства полиэфирэфиркетона, армированного дискретным углеволокном <i>Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю., Филиппов А.В., Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Елисеев А.А.</i>	183
Механические свойства трехкомпонентных композиционных материалов, полученных аддитивным методом, в условиях повышенной и пониженной температуры <i>Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Елисеев А.А.</i>	184
Пластическая деформация сплава 1570с при сжатии вдоль и поперек проката <i>Калашиникова Т.А., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А.</i>	186
Структурные закономерности разрушения сплава 1570с при растяжении <i>Калашиникова Т.А., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В., Филиппов А.В., Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Елисеев А.А., Белобородов В.А.</i>	187
Поверхностное легирование технически чистого титана ниобием с использованием технологии электронно-лучевой наплавки <i>Поляков И.А., Колесникова К.А., Самойленко В.В.</i>	188
Исследование структурно-фазовых состояний и особенностей пластической деформации Co-Ni-Nb сплава <i>Тусупжанов А.Е., Ерболатулы Д, Квеглис Л.И.</i>	189
Изменение элементного состава и структуры поверхностного слоя TiNi в результате электронно-пучкового плавления <i>Нейман А.А., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Семин В.О., Гудимова Е.Ю.</i>	190
Сравнительное исследование микроструктуры сплава ВТ6 в состояниях после равноканального углового прессования и после винтовой прокатки с последующей докаткой в ручьевых валках <i>Иванов К.В.</i>	191

Секция 2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

- Эволюция с деформацией кривизны-кручения кристаллической решетки в поликристаллических твердых растворах Cu-Mn: роль размера зерна
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. 195
- Характер влияния слабых магнитных полей на микротвердость технически чистого титана
Загуляев Д.В., Баранникова С.А., Шляров В.В., Анучина Е.А., Коновалов С.В. 196
- Динамика коэффициента трения при нестационарном скольжении параболического индентора по вязко-упругому основанию
Димаки А.В., Попов В.Л. 197
- Теоретическое изучение тангенциального контакта с адгезией с частичным проскальзыванием
Попов В.Л., Димаки А.В., 198
- Ceramic composite materials $ZrO_2(Mg)$ -MgO with bimodal porosity
Виуаков А.С., Кулков С. Н., 199
- Описание неупругого деформирования монокристаллов в случае больших градиентов перемещений
Янц А.Ю., Трусов П.В., Теплякова Л.А. 200
- Влияние интенсивной механической активации на гранулометрический состав и структурно-фазовое состояние многокомпонентных порошковых композиций с ЭПФ
Бледнова Ж.М., Дмитренко Д.В., Безмогорычная М.Е 202
- Акустическая эмиссия при пластической деформации свинца
Салита Д.С., Поляков В.В., Егоров А.В. 203
- Самоорганизация зернограничного скольжения и внутризеренной пластической деформации в поликристаллах алюминия в условиях ползучести
Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Сурикова Н.С., Борисюк Д.Б. 204
- ## Секция 3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой
- Effect of low-energy alpha particles irradiation on surface structure and physical-mechanical properties of high-purity tungsten
Aldabergenova T. M., Kislitsin S.B., Larionov A.C., Yar-Mukhamedova G.S. 209
- Модель трещины с градиентами пластической деформации
Дерюгин Е.Е. 209
- Природа упрочнения рельсовой стали при длительной эксплуатации
Громов В.Е., Аксёнова К.В., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В. 210

Анализ особенности напряжённого состояния вблизи V-образной границы раздела компонентов с разными модулями упругости в гетерогенном материале с мультифрактальной иерархической структурой <i>Гумеров К.М., Виноградов Л.В.</i>	212
Солитоноподобное поведение медленных деформационных автоволн в упруго-вязко-пластичной среде <i>Макаров П.В., Перышкин А.Ю.</i>	213
Математическая модель образования наноструктур в рельсовой стали при длительной эксплуатации <i>Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е.</i>	213
Динамика футерования при механической активации порошка кремния <i>Лапшин О.В., Шкода О.А.</i>	214
Режимы с обострением при разрушении образцов горных пород и геосред <i>Смолин И.Ю., Кульков А.С., Макаров П.В., Еремин М.О., Бакеев Р.А., Красновейкин В.А.</i>	215
Особенности влияния ионного азотирования на структуру, прочностные свойства и механизм разрушения аустенитной стали с субмикроструктурной структурой <i>Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Рамазанов К.Н., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Будилов В.В.</i>	216
Неоднородность пластического течения в биметаллическом материале при электролитическом насыщении водородом <i>Ли Ю.В., Баранникова С.А., Бочкарева А.В., Лунев А.Г., Громов В.Е., Зуев Л.Б.</i>	217
Экспериментальный критерий устойчивости автоволновой системы <i>Семухин Б.С.</i>	218
Исследование влияния морфологии и механических характеристик межфазных границ на интегральные механические свойства металлокерамических композитов <i>Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Шилько Е.В., Псахье С.Г.</i>	219
О кинетике развития доменов локализованной пластичности на стадии предразрушения <i>Баранникова С.А., Орлова Д.В.</i>	220
Об активности деформируемых сред <i>Зуев Л.Б., Горбатенко В.В.</i>	222
Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь – нержавеющая сталь <i>Шляхова Г.В., Ли Ю.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.</i>	223
Влияние электронной подсистемы на локализацию деформации и напряжений в поверхностном слое твердых тел <i>Хон Ю.А., Каминский П.П., Молдованова Е.А.</i>	224
Energy of the surface layer deterioration of steel 1020 and copper at dry sliding against steel 1045 with high electric current density <i>Fadin V.V., Aleutdinova M.I.</i>	225

Влияние ультразвуковой обработки на закономерности формирования деформационного рельефа в нагруженных образцах ВТ1-0 <i>Козельская А.И., Панин А.В., Казаченок М.С., Романова В.А., Почивалов Ю.И.</i>	226
О влиянии водорода на локализацию деформации высоколегированной нержавеющей стали <i>Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Лунёв А.Г., Ли Ю.В., Зувев Л.Б.,</i>	227
Численное моделирование и экспериментальное исследование локализации пластического сдвига в металлах при динамическом деформировании <i>Билалов Д.А., Соковиков М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б.</i>	228
Экспериментальное исследование напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев углепластика при деформации сдвигом методом корреляции цифровых изображений <i>Копаница Д.Г., Устинов А.М., Абзаев Ю.А., Потеекаев А.И., Клопотов А.А.,</i>	229
Закономерности изменения микроструктуры поверхностных слоев титана ВТ1-0 в процессе ультразвуковой обработки и последующего одноосного растяжения <i>Панин А.В., Казаченок М.С., Козельская А.И., Перевалова О.Б., Балохонов Р.Р., Романова В.А., Почивалов Ю.И.</i>	231
Увеличение пластичности образцов титана ВТ1-0 в результате электронно-пучковой обработки <i>Казаченок М.С., Панин А.В., Козельская А.И., Перевалова О.Б., Иванов Ю.Ф.,</i>	232
Структурные и механические аспекты локализации пластической деформации при динамическом нагружении <i>Соковиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.</i>	233
Численное моделирование процесса деформирования и разрушения двухслойной металлокерамической преграды при высокоскоростном пробивании <i>Мехоношина Т.Г., Соковиков М.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.,</i>	234
Plastic deformation and fracture in high-nitrogen austenitic steel in course of hydrogenation and subsequent tension <i>Maier G.G., Astafurova E.G., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Galchenko N.K., Smirnov A.I., Bataev V.A.</i>	235
Трибологические характеристики полимерных трековых мембран при сухом трении скольжения <i>Филиппова Е.О., Филиппов А.В., Кравченко А.В.</i>	236
Многоуровневое моделирование эффекта Портевена – Ле Шателье <i>Чечулина Е.А.</i>	237
О кругах Мора <i>Чанышев А.И.</i>	238

Суперлокализация пластической деформации и деформационное разупрочнение монокристаллов Ni ₃ Ge при повышенных температурах <i>Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Липатникова Я.Д., Валуйская Л.А., Старенченко С.В.</i>	239
Влияние температуры на параметры микроструктуры и микротвердость дисперсноупрочненного сплава V–Cr–Zr–W после деформации кручением под давлением <i>Радишевский В.Л., Дитенберг И.А., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Корзников А.В.</i>	240
Эволюция микроструктуры и микротвердости дисперсноупрочненного сплава V–Cr–Zr–W при деформации кручением под давлением <i>Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Чернов В.М.</i>	241
Влияние механической и кристаллографической анизотропии на характеристики деформационного рельефа в алюминиевых сплавах <i>Батухтина Е.Е., Романова В.А., Балохонов Р.Р., Казаченок М.С.</i>	242
О кинетике фронтов полос Чернова - Людерса <i>Данилов В.И., Горбатенко В.В., Зуев Л.Б.,</i>	243
Закономерности локализации пластической деформации монокристаллов алюминия на различных масштабно-структурных уровнях <i>Беспалова И.В., Теплякова Л.А., Куницына Т.С., Збойкова Н.А.</i>	244
Низкотемпературная зависимость ударной вязкости низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки <i>Деревягина Л.С., Гордиенко А.И., Власов И.В.</i>	246
Квазипериодический профиль поверхности ГЦК-монокристаллов никеля <i>Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В.,</i>	248
Эволюция деформационной структуры сварных соединений низкоуглеродистой стали при малоциклового усталости <i>Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С.</i>	249
Математическая модель макролокализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой L12 при растяжении и сжатии <i>Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Валуйская Л.А.</i>	250
Ударно-волновые и откольные явления в ультрамелкозернистом и крупнозернистом (α+β) – сплаве Ti–Al–V при воздействии наносекундного релятивистского сильноточного электронного пучка <i>Дударев Е.Ф. Марков А.Б., Бакач Г.П., Белов Н.Н., Малеткина Т.Ю., Табаченко А.Н., Скоырский А.Б., Хабибуллин М.В., Яковлев Е.В.</i>	251
О возможности мартенситных превращений в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой <i>Квеглис Л.И., Носков Ф.М. Нявро А.В., Черепанов В.Н.</i>	252
Изменение физико-механических свойств ферритно-мартенситной стали X13M2BФР под воздействием быстрых нейтронов <i>Диков А.С., Ларионов А.С., Кислицин С.Б., Чернов И.И.</i>	253

Influence of strain localization on deformation mechanisms and fracture of 12Cr1MoV steel with various notch shape under impact loading <i>Vlasov I.V., Panin S.V., Maruschak P.O., Moiseenko D.D., Berto F., Vinogradov A., Bischak R.T., Maksimov P.V.</i>	255
Напряженно-деформированное состояние системы покрытие-подложка после потери устойчивости покрытия под действием термонапряжений <i>Люкшин П.А., Бочкарева С.А., Гришаева Н.Ю., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В.</i>	256
Локализация пластической деформации в бейнитных сталях <i>Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н, Аксенова К.В.</i>	257
Выявление на начальной стадии деформирования области будущего очага разрушения в гетерогенных материалах <i>Дамаскинская Е.Е., Гиляров В.Л., Фролов Д.И.</i>	258
Поля напряжений и энергии дефектов дисклинационного типа в зонах локализации упругих дисторсий <i>Суханов И.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н.</i>	259
Дефекты дисклинационного типа в зонах локализации упругих дисторсий и квазивязкие механизмы пластической деформации в нанокристаллах <i>Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Суханов И.И.</i>	260
Моделирование макролокализации пластической деформации при динамическом канально-угловом прессовании <i>Валуйская Л.А., Старенченко В.А., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В.</i>	261
Анализ механизмов разрушения поверхностных слоев материала в процессе трибоконтактного нагружения на основе обработки сигналов акустической эмиссии <i>Рубцов В.Е., Филиппов А.В., Тарасов С.Ю.</i>	262
Структура, неупругие и упругопластические свойства субмикроструктурной меди <i>Дударев Е.Ф., Табаченко А.Н., Почивалова Г.П., Малеткина Т.Ю., Скосырский А.Б.</i>	263
Волновая корреляция элементарных деформационных актов при пластической деформации металлов <i>Макаров С.В., Плотников В.А.</i>	264
Закономерности водородного охрупчивания в сплаве на основе никелида титана <i>Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Родионов И.С., Круковский К.В.</i>	265
Degradation cumulative damage models applied for fatigue life estimation under spectrum loading by the example of medium carbon steel <i>Savkin A.N., Sedov A.A., Badikov K.A.</i>	266
Evaluation of fatigue life under spectrum loading via stress and strain damage criterions by medium carbon steel <i>Savkin A.N., Sedov A.A., Badikov K.A.</i>	268

Анализ вязкого и вязкоупругого течений материала при неустойчивости Кельвина Гельмгольца	269
<i>Сарычев В.Д., Невский С.А., Сарычева Е.В., Коновалов С.В., Громов В.Е.</i>	
Surface layer structure and average contact temperature of copper containing materials under dry sliding with high electric current density	270
<i>Fadin V.V., Aleutdinova M. I., Aleundinov K.A.</i>	
Energy of surface layer deterioration of copper based materials under dry sliding with high electric current density	271
<i>Fadin V.V., Aleutdinova M. I., Aleundinov K.A.</i>	
Секция 4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой	
Разработка атомистической модели для изучения фазовых и структурных переходов в цирконии и сплаве Zr-Nb	
<i>Стариков С.В., Смирнова Д.Е., Гордеев И.С., Ухлинова Е.Л., Колотова Л.Н.</i>	275
Связанная модель синтеза композиционного материала с учетом плавления одного из компонент	276
<i>Чумаков Ю.А., Князева А.Г.</i>	
Особенности синтеза частиц при распылении металлических проволочек	277
<i>Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Псахье С.Г.</i>	
Особенности повреждения свободных поверхностей ОЦК железа при облучении	277
<i>Корчуганов А.В.</i>	
Эволюция каскадов атомных смещений в сплаве Fe-Cr	278
<i>Корчуганов А.В., Зольников К.П., Крыжевич Д.С.</i>	
Особенности поведения молекулярного водорода в палладиевых нанопорах различной морфологии	279
<i>Корчуганов А.В., Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Псахье С.Г.</i>	
Исследование закономерностей формирования и распространения локализованных упругих вихревых движений в поверхностных слоях материалов при их контактном нагружении.	280
<i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Псахье С.Г.</i>	
Упругие вихревые смещения, как предвестники релаксации механических напряжений в гетерогенных материалах	281
<i>Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Шилько Е.В., Псахье С.Г.</i>	
Изучение прочностных свойств керамических композитов с мягким наполнителем на основе 3d моделирования	282
<i>Смолин А.Ю., Смолин И.Ю., Смолина И.Ю.</i>	
Влияние точечных дефектов и адатомов на фононную структуру металлических поверхностей	284
<i>Русина Г.Г., Борисова С.Д.</i>	

Разработка на основе Ti-Al материалов с высокой коррозионной стойкостью: первопринципный подход <i>Кулькова С.Е., Латышев А.М., Бакулин А.В.,</i>	285
Влияние примесей замещения на диффузионные барьеры водорода в титане <i>Спиридонова Т.И.,</i>	286
Влияние концентрации кислорода на атомную структуру поверхности $TiAl_3$ <i>Латышев А.М.,</i>	287
Компьютерное моделирование границ раздела полупроводник $A^{III}B^V$ /собственный оксид с низкой плотностью интерфейсных состояний <i>Бакулин А.В., Кулькова С.Е., Аксенов М.С., Валишева Н.А.</i>	289
Формирование переходной зоны между матрицей и включением в процессе изготовления композита <i>Анисимова М.А., Князева А.Г.,</i>	290
Исследование влияния деградации межпозвоночного диска на деформационное поведение сегмента шейного отдела позвоночника при наклоне вперед <i>Колмакова Т.В.</i>	291
Оценка эффективных коэффициентов переноса биологических жидкостей в имплантатах с пористыми покрытиями. <i>Назаренко Н.Н., Князева А.Г.,</i>	292
Влияние геометрии поражающих элементов на разрушение заполненных оболочечных конструкций <i>Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В., Тукаев А.М.</i>	293
Трехуровневая математическая модель для описания эффекта Портвена – Ле Шателье <i>Попов Ф.С.</i>	294
Исследование влияния ротаций кристаллических решеток на распределение остаточных мезонапряжений в модели неупругого деформирования поликристалла <i>Обчинников Е.И., Волегов П.С.</i>	295
Исследование ротаций кристаллических решёток зёрен при интенсивных неупругих деформациях поликристаллов <i>Тельканов М.А., Волегов П.С.</i>	296
Математическое моделирование упрочнения за счет границ зерен в многофазных материалах <i>Озерных В.С., Волегов П.С.</i>	298
Прогноз геометрических характеристик низкотемпературной керамики с многоуровневой иерархической поровой структурой <i>Лейцин В.Н., Дмитриева М.А., Ивонин И.В., Пономарев С.В., Полюшко В.А.</i>	299
Влияние дислокационных барьеров на упрочнение при неупругом деформировании монокристаллов <i>Котельникова Н.В., Волегов П.С.</i>	300

Дислокационная структура магния в результате одноосного нагружения: взаимодействие скользящих и двойникующих дислокаций <i>Власова А.М., Никонов А.Ю., Журавлев А.К., Кесарев А.Г.</i>	302
Ударно-волновое нагружение высокопрочных керамик с учетом фазовых переходов компонентов <i>Маевский К.К., Кинеловский С.А.</i>	303
Plastic deformation nucleation in elastically loaded CuNi alloy during nanoindentation <i>Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.</i>	304
Computational study of the mechanical behavior of steel produced by selective laser melting <i>Zinovieva O., Zinoviev A., Ploshikhin V., Romanova V., Balokhonov R.</i>	305
Сравнение результатов 3d и 2d моделирования напряженно- деформированного состояния структурно неоднородных сред <i>Крекулева Р.А., Черепанов О.И., Черепанов Р.О.</i>	306
Computational analysis of mesoscale plastic strain localization in titanium with modified surface layer <i>Balokhonov R.R., Martynov S.A, Romanova V.A., Panin A. V., Kazachenok M.S.</i>	307
Консервативный метод гладких частиц первого порядка точности для расчета упругопластических течений с граничными условиями на свободных и контактных поверхностях. <i>Черепанов Р.О., Герасимов А.В.</i>	308
Молекулярно-динамическое исследование процесса осаждения тетрагидробората циркония $Zr(BH_4)_4$ на подложку <i>Игошкин А.М., Игуменов И.К.</i>	309
Геометрическое моделирование внутренней структуры композитов с гранулами алюминия <i>Халевицкий Ю.В., Коновалов А.В.</i>	310
Моделирование скольжения в слое трения трибопары автомобильной тормозной системы при варьировании концентрации наночастиц углерода и меди <i>Дмитриев А.И., Ёстерле В.</i>	311
Исследование сложного и циклического деформирования поликристалла с учетом эволюции внутренней структуры <i>Лоевец Д.А., Волегов П.С.</i>	312
Анализ нелинейных демпфирующих свойств углепластиков <i>Казакова О.И., Смолин И.Ю., Безмозгий И.М.,</i>	313
Математическое моделирование деформации и разрушения материалов с криволинейной границей раздела «металлическая подложка – хрупкое керамическое покрытие» <i>Мартынов С.А., Балохонов Р.Р., Романова В.А., Зиновьева О.С., Зиновьев В.А., Батухтина Е.Е</i>	314

Влияние кристаллографической ориентации облучаемой поверхности на особенности структурных перестроек при ионной имплантации <i>Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П., Псахье С.Г.</i>	315
Оптимизация поиска конфигурации многокомпонентного сплава при расчётах «из первых принципов» <i>Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Жармухамбетова А.М.</i>	316
Молекулярно-динамическое исследование механизмов относительного проскальзывания Ni с аморфно-подобным покрытием Ni-P <i>Никонов А.Ю., Дмитриев А.И.,</i>	317
Моделирование эволюции фазового состава в никелиде титана с тонким покрытием в неравновесных условиях воздействия потока электронов <i>Крюкова О.Н., Князева А.Г., Маслов А.Л.</i>	318
Анализ структуры низкотемпературной керамики с учетом полидисперсности исходных тугоплавких компонентов <i>Лейцин В.Н., Дмитриева М.А., Товтинец А.О., Ивонин И.В., Пономарев С.В.</i>	319
Сравнительный анализ методов определения теплофизических характеристик наполненных полимеров <i>Гришаева Н.Ю., Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Панин С.В., Бочкарева С.А., Реутов Ю. А., Матолыгина Н.Ю.,</i>	320
Компьютерное конструирование наполненных полимерных композиций с заданными физико-механическими свойствами <i>Люкшин Б.А., Люкшин П.А., Гришаева Н.Ю., Панов И.Л., Бочкарева С.А.,</i>	321
Определение эффективных электрофизических характеристик дисперсно наполненных композиций <i>Люкшин Б.А., Гришаева Н.Ю., Люкшин П.А., Панин С.В., Бочкарева С.А., Матолыгина Н.Ю., Уцын Г.Е.,</i>	322
Молекулярно-динамическое изучение механических свойств частиц SiO ₂ и углерода в аморфно-подобном состоянии <i>Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Ёстерле В.</i>	324
Моделирование распределения ионов в цилиндрической камере магнетронной установки <i>Сайфуллин Э.Р., Князева А.Г.</i>	325
Изучение влияния общей пористости и морфологии порового пространства на эффективные механические характеристики хрупких пористых материалов на основе численного моделирования механического поведения их мезообъемов <i>Матыко К.С., Смолин И.Ю.,</i>	325
Исследование особенностей структуры сварных соединений тонколистовой низколегированной стали при сварке на медных теплоотводящих элементах <i>Кректулева Р.А., Лендиев П.В., Табанов А.М., Черепанов О.И., Черепанов Р.О.</i>	326

Модификация формализма метода подвижных клеточных автоматов для описания динамического деформационного отклика хрупких материалов <i>Григорьев А.С., Шилько Е.В., Псахье С.Г.</i>	327
Межатомные потенциалы для молекулярно-динамического моделирования металлов и сплавов <i>Липницкий А.Г., Савельев В.Н., Картамышев А.И., Боев А.О., Неласов И.В., Максименко В.Н.</i>	328
Моделирование методом молекулярной динамики неравновесного фазового перехода инициированного воздействием объемного теплового источника <i>Коростелев С.Ю., Псахье С.Г., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю.,</i>	329
Модель кинетики неравновесного фазового перехода плавления, инициированного воздействием объемного теплового источника <i>Коростелев С.Ю., Псахье С.Г., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю.,</i>	330
Computer simulation of material behaviour at the notch tip: effect of microrotations on elastic energy release <i>Moiseenko D.D., S Panin.V., Maksimov P.V., Panin V.E., Berto F.</i>	331
Анализ структуры низкотемпературной керамики с учетом полидисперсности исходных тугоплавких компонентов <i>Лейцин В.Н., Дмитриева М.А., Товпинец А.О., Ивонин И.В., Пономарев С.В.</i>	332
Модель кинетики неравновесного фазового перехода плавления, инициированного воздействием объемного теплового источника <i>Коростелев С.Ю., Псахье С.Г., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю.,</i>	336
Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния лопатки спрямляющего аппарата из различных материалов <i>Гринев М.А., Аношкин А.Н., Писарев П.В., Зуйко В.Ю., Шипунов Г.С.</i>	337
Численное исследование спекания порошков Ti и Cu в условиях регулируемого нагрева <i>Сорокова С.Н.</i>	338

Секция 5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

Effect of chemical composition and dimensional parameters of natural filler on structure formation and physical-chemical properties of polyethylene composites <i>Mastalygina E.E., Kolesnikova N.N., Varyan I.A., Popov A.A., Monakhova T.V., Karpova S.G.</i>	341
Influence of different factors on the destruction of films based on polylactic acid and oxidized polyethylene <i>Podzorova M.V., Tertyshnaya Yu.V., Pantyukhov P.V., Shibryaeva L.S., Popov A.A.,</i>	342
Роль кислорода в формировании мультимодальных аморфно-кристаллических структур в поверхностном слое никелида титана под воздействием ионных и электронных пучков <i>Мейснер Л.Л., Нейман А.А., Мейснер С.Н., Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Семин В.О., Дьяченко Ф.А.,</i>	343

Электронные свойства тримеров Bi, Te, Pb <i>Борисова С.Д., Русина Г.Г.,</i>	344
Модификация структуры и свойств нанокристаллических градиентных покрытий Ti-Al-Si-Cu-N в процессе отжига в вакууме <i>Овчинников С.В., Пинжин Ю.П.</i>	345
Структура и электронные свойства монослоя sp на поверхности Al(001) <i>Борисова С. Д., Русина Г. Г., Скоренцев А.Л., Русин Н.М.</i>	346
Деградация структуры при трибологических испытаниях сталей 40X и 20X13 <i>Галсанов С.В., Савостиков В.М., Потеев А.И., Табаченко А.Н., Шубин А.Ю., Шулепов И.А.</i>	348
Рентгеновский анализ структурно-фазовых состояний покрытий и поверхностных слоев на основе Ti-Ta и TiNi, полученных с использованием электронно-ионно-плазменных методов <i>Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Мейснер С.Н., Марков А.Б., Ротштейн В.П., Озур Г.Е., Яковлев Е.В.</i>	349
Роль кривизны границы раздела пленка/подложка в деформации и разрушении тонких пленок и покрытий при различных внешних воздействиях <i>Шугуров А.Р.</i>	350
Трещиностойкость и стойкость к окислению покрытий Ti-Al-N на подложке из стали 12X18H9T <i>Акулинкин А.А., Шугуров А.Р., Панин А.В., Сергеев В.П., Cheng С.Н.</i>	351
Влияние лазерной обработки поверхности покрытий WC-Co на разрушение в процессе термоциклирования <i>Кастеров А.М., Шугуров А.Р., Казаченок М.С., Панин А.В., Cheng С.Н., Chang I.L.</i>	353
Электропроводящие антифрикционные покрытия на основе системы Cu-Mo-S <i>Жарков С.Ю., Сергеев В.П., Сергеев О.В., Калашиников М.П.</i>	354
Влияние термоциклирования на фазовый состав и упругие макронапряжения в покрытии TiAlN <i>Перевалова О.Б., Панин А.В., Сергеев В.П.</i>	355
Tem investigation of the phase transition in coatings on the basis Zr-Y-O <i>Fedorischeva M., Kalashnikov M., Sergeev V., Bozhko I.,</i>	356
On heat capacity and thermal transport properties for graphene on the si- substrate from quantum field theory approach <i>Galovich S., Mischuk B.R., Ponomarev A.N., Reshetnyak A.A.</i>	357
Тонкая структура биопокрyтия на основе гидроксипатита, легированного цинком, сформированного методом ВЧ-магнетронного распыления <i>Просолов К.А., Шаркеев Ю.П., Глушко Ю.А., Попова К.С.</i>	358
Влияние адгезии на формирование профиля поверхности при наноструктурирующем выглаживании <i>Кузнецов В.П., Тарасов С.Ю., Никонов А.Ю., Филиппов А.В., Дмитриев А.И.</i>	359

О защите кварцевых стекол от воздействия потока высокоскоростных частиц путем нанесения покрытий на основе Al-Si-N <i>Рыбалко Е.В., Божко И.А., Калашиников М.П., Христенко Ю.Ф., Сергеев В.П.</i>	360
Влияние напряжения смещения на однородность плазменно-иммерсионного нанесения покрытий <i>Слабодчиков В.А., Борисов Д.П., Кузнецов В.М.</i>	361
Влияние способов вакуумно-плазменной подготовки поверхности на адгезионные свойства покрытий <i>Слабодчиков В.А., Борисов Д.П., Кузнецов В.М.</i>	362
Нарушение фрактальной инвариантности при формировании островковой структуры бинарной пленки Cu\Sn <i>Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В.</i>	362
Секция 6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой	
Minkowski functionals and fractography of aluminum alloys <i>Tarasov S.Yu.</i>	367
Критерий ресурса безопасной эксплуатации опор ЛЭП <i>Семухин Б.С., Тарасов А.Г.</i>	368
X-ray photoelectron spectroscopy study of SiO ₂ , ZrO ₂ -doped 1-4 at.% Nd ₃₊ :Y ₃ Al ₅ O ₁₂ transparent ceramics <i>Kosyanov D.Yu., Yavetskiy R.P., Dobrotvorskaya M.V., Cherednichenko A.I., Vovna V.I., Tolmachev A.V.</i>	369
Возможности трибоспектроскопии по идентификации дефектов приповерхностного слоя с помощью системы инденторов <i>Еремина Г.М., Смолин А.Ю.</i>	370
Акустические параметры материала как критерий оценки деформируемости материалов <i>Лунев А.Г., Надежкин М.В.</i>	371
Акустико-эмиссионная диагностика алюминиевых сплавов с применением Вейвлет-анализа регистрируемых сигналов <i>Дмитриев А.А., Поляков В.В., Колубаев Е.А., Лепендин А.А.</i>	372
Исследование акустической эмиссии при трении монокристаллов стали гадфилда <i>Лычагин Д.В., Филиппов А.В., Новицкая О.С., Колубаев Е.А., Колубаев А.В., Сизова О.В.</i>	373
Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния в процессе импульсного нагружения образца с дефектом <i>Уцын Г.Е., Фурса Т.В., Люкшин Б.А., Петров М.В.</i>	374
Методы микро- и наноиндентирования для характеристики локальных физико-механических свойств сложных многофазных материалов <i>Тюрин А.И., Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Самодуров А.А., Пирожкова Т.С., Шуварин И.А.</i>	375

Скорость и затухание ультразвука при циклическом нагружении низкоуглеродистой стали <i>Лунев А.Г., Надежкин М.В., Зуев Л.Б.</i>	377
Комплексный алгоритм вычисления оптического потока с использованием взвешенной меры подобия <i>Панин С.В., Чемезов В.О., Любутин П.С.,</i>	378
Слежение за раскрытием трещины в процессе циклических испытаний <i>Панин С.В., Чемезов В.О., Любутин П.С.,</i>	379
Диагностика полимерных композиционных материалов и анализ технологий их изготовления с использованием метода акустической эмиссии <i>Башков О.В., Брянский А.А., Панин С.В., Зайков В.И.</i>	380
Адаптация весовых коэффициентов билатеральной фильтрации в алгоритме вычисления оптического потока <i>Панин С.В., Титков В.В., Любутин П.С., Чемезов В.О., Бяков А.В.,</i>	381
Модальный анализ каркаса из полимерного композиционного материала армированного углеродными волокнами, полученного методом аддитивного производства: эксперимент и моделирование <i>Дружинин Н.В., Красновейкин В.А., Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е.,</i>	383
Исследование динамики процесса трения скольжения с использованием акустической эмиссии и вибрации <i>Корчуганов М.А., Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Подгорных О.А., Шамарин Н.Н., Филиппова Е.О.</i>	385
Экспериментальное моделирование и анализ акустической эмиссии при абразивном изнашивании пары сталь/диабаз <i>Корчуганов М.А., Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Подгорных О.А., Шамарин Н.Н., Филиппова Е.О.</i>	386
Диагностика состояния нежесткой заготовки с использованием датчиков акустической эмиссии, вибрации и вихретоковых преобразователей <i>Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Филиппова Е.О., Чазов П.А., Шамарин Н.Н., Подгорных О.А.</i>	387
Стадийность усталостного разрушения титана ВТ1-0 в различном структурном состоянии и ее исследование методом акустической эмиссии <i>Башков О.В., Шаркеев Ю.П., Панин С.В., Ким В.А., Башкова Т.И., Попкова А.А., Ерошенко А.Ю., Толмачев А.И.</i>	388

Секция 7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Формирование структурно-фазовых состояний и свойств поверхности термомеханически упрочненной низкоуглеродистой стали <i>Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Аксёнова К.В., Костерев В.Б., Косинов Д.А.</i>	393
Development and application of new materials for welding metall structures of responsible assignment operating at low temperatures <i>Kryukov R.E., Kozurev N.A., Kryukov N.E., Kryukov E.N., Kozurev O.E.</i>	394
Старение металла труб магистральных нефтегазопроводов <i>Гумеров К.М., Сильвестров С.А.</i>	395
V-образные концентраторы напряжений на сварных элементах с угловыми швами <i>Гумеров А.К., Багманов Р.Р.</i>	397
Высокопрочная лазерная сварка алюминиево-литиевых сплавов, легированных скандием <i>Маликов А.Г., Иванова М. Ю.</i>	398
Tensile strength on friction stir processed AMG5 (5083) aluminum alloy <i>Eliseev A.A., Chumaevsky A.V., Filippov A.V., Rubtsov V. E., Tarasov S.Yu.,</i>	399
Моделирование лазерной сварки пластин из разнородных металлов с применением композитных вставок <i>Шанеев В.П., Исаев В.И., Черепанов А.Н.</i>	400
Mechanical properties and structure of friction-stir welds of rolled Zr-modified AA5083 alloy <i>Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R.</i>	401
Структура и надежность сварных швов ортотропных мостовых плит, выполненных автоматической сваркой <i>Музалев В.Н., Семухин Б.С., Данилов В.И.</i>	402
Формирование и развитие полос Чернова - Людерса в объектах со структурно-фазовой неоднородностью <i>Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В., Смирнов А.Н., Ожиганов Е.А., Данилова Л.В.</i>	403
Пути повышения надежности сварных металлоконструкций ответственного назначения при эксплуатации в условиях низких климатических температур <i>Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Гладковский С.В., Голиков Н.И.</i>	404
Исследование стабильности плавления и переноса электродного металла в процессе дуговой сварки плавящимся электродом от источников питания с различными динамическими характеристиками <i>Сараев Ю.Н., Чинахов Д.А., Ильященко Д.П., Киселев А. С., Гордынец А.С.</i>	406

Формирование биметаллического неразъемного соединения из сплава 3бнхтю и стали 12Х18Н10Т <i>Свяжина Н.В., Хайдарова А.А., Хамматов А.Н.</i>	408
Импульсная лазерная сварка тонкостенных деталей из Al-Mg сплавов <i>Пермякова А.В., Хайдарова А.А.</i>	412
Структура покрытия Fe-Cr-V-Mo-C при многопроходной наплавке без поперечных колебаний плазмотрона <i>Дегтерёв А.С., Гнусов С.Ф.</i>	413
Исследование влияния газодинамических процессов и режимов наплавки на геометрию наплавленного валика <i>Чинахов Д.А., Майорова Е.И., Григорьева Е.Г.</i>	414
Сварка титана с нержавеющей сталью с применением промежуточной композитной вставки <i>Черепанов А.Н., Мали В.И., Оришич А.М., Дроздов В.О., Маликов А.Г., Малютин Ю.Н.</i>	415
Исследование влияния ультразвуковойковки на структуру и механические свойства сварных соединений титанового сплава BT23, полученных методами электронно-лучевой и лазерной сварки <i>Смирнова А.С., Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Оришич А.М., Маликов А.Г., Фомин В.М.</i>	416
Численное моделирование процессов электронно-лучевой сварки разнородных металлов <i>Крекутулева Р.А., Черепанов О.И., Черепанов Р.О.</i>	417
Формирование структуры при жидкофазном спекании псевдосплавов со свинцом <i>Русин Н.М.</i>	418
Microstructure and mechanical properties of advanced austenitic steel <i>Tikhonova M., Dolzhenko P., Kaibyshev R., Belyakov A.</i>	419
Создание износостойких NiCrBSi покрытий газопорошковой лазерной наплавкой и комбинированными обработками <i>Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л.</i>	420
Влияние ультразвуковойковки на структуру и механические свойства сварных соединений сплава 1424, полученных методом лазерной сварки <i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Смирнова А.С., Маликов А.Г., Оришич А.М., Фомин В.М.</i>	422
Оценка структурно-фазовых превращений в сплаве на основе железа, полученного в условиях кристаллизации с высокой скоростью охлаждения <i>Ковалевская Ж.Г., Химич М.А.,</i>	423
Влияние наноструктурирования поверхностных слоев на усталостную долговечность конструкционной стали 09Г2С <i>Почивалов Ю.И., Смирнова А.С., Панин В.Е.,</i>	423

Влияние вибрационного воздействия на процесс соединения кристаллитов на атомном уровне по схеме имитирующей сварку трением с перемешиванием <i>Коноваленко Ив.С., Коноваленко Иг.С., Дмитриев А.И., Псахье С.Г., Колубаев Е.А.</i>	424
Электроннолучевые покрытия, наплавленные металломатричными композиционными порошками «карбид титана – металлическая связка». <i>Прибытков Г.А., Коржова В.В., Коростелева Е.Н., Дураков В.Г., Криницын М.Г., Барановский А.В.</i>	426
Фазовый состав и структура свс композиционных порошков «карбид титана – связка из стали Р6М5». <i>Прибытков Г.А., Коржова В.В., Барановский А.В., Криницын М.Г.,</i>	427
Исследование СВС композиционных порошков «TiB-Ti» для нанесения покрытий <i>Прибытков Г.А., Коржова В.В., Криницын М.Г.,</i>	428
Моделирование синтеза углеродных композитов <i>Алигожина К. А., Князева А. Г.,</i>	429
Electric arc surfacing on low carbon steel: structure and properties <i>Ivanov Yu., Gromov V., Kormyshev V., Konovalov S., Kapralov E., Semin A.</i>	430
Влияние дисперсности на эффективность лазерного сплавления порошков титана и ниобия <i>Разин А., Овчинников В., Ахметшин Р., Федоров В., Криницын М., Ахметшина В.</i>	431
К проблеме формирования равнопрочных неразъёмных соединений листового проката из алюминиевых сплавов. Часть I: сплав Д16 <i>Фортуна С.В., Елисеев А.А, Калашикова Т.А., Колубаев Е.А.,</i>	432
К проблеме формирования равнопрочных неразъёмных соединений листового проката из алюминиевых сплавов. Часть II: сплав В95 <i>Калашикова Т.А., Фортуна А.С., Елисеев А.А, Колубаев Е.А.,</i>	433
Формирование направленных микротекстур на поверхности инструмента из быстрорежущей стали <i>Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Филиппова Е.О., Шамарин Н.Н., Подгорных О.А.</i>	433
Влияние способа газовой защиты на свойства сварных соединений <i>Чинахов Д.А., Сапожков А.С.</i>	435

Секция 8. Иерархическая организация объектов в геодинатике

Трансформация режима сдвигового деформирования трещины с пространственно неоднородной структурой <i>Остапчук А.А., Марков В.К., Мартынов В.С.</i>	439
Теоретическое изучение прочности упруго-пластической водонасыщенной границы раздела в условиях стесненного сдвига <i>Димаки А.В., Шилько Е.В., Псахье С.Г.</i>	440

Определение параметров моделей пластичности геологических материалов на основе компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов	
<i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Димаки А.В., Псахье С.Г.,</i>	441
Влияние нормальных напряжений и порового давления на условия и динамику распространения трещин продольного сдвига в хрупких материалах	
<i>Шилько Е.В., Псахье С.Г., Попов В.Л.,</i>	442
Об одном подходе к математическому моделированию деформирования структурно-неоднородной геосреды с учетом внутренних самоуравновешенных напряжений на основе методов неархимедового анализа	
<i>Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф.</i>	444
Каталитические свойства кобальта и карбида вольфрама в процессе крекинга мазута	
<i>Морозов М.А., Акимов А.С., Федущак Т.А., Журавков С.П., Восмеригов А.В.</i>	445
Математическое моделирование волн в блочно-иерархических средах	
<i>Александрова Н.И.</i>	445
Фрактальные характеристики сейсмического процесса в горном массиве при ведении горных работ. Математическое моделирование и анализ	
<i>Еремин М.О.</i>	446
Эмиссия субмикронных частиц как характеристика процесса разрушения материалов	
<i>Викторов С.Д., Кочанов А.Н.</i>	447
Влияние веса осадочных пород на строение разломных зон в слое геосреды при разрывном горизонтальном сдвиге основания	
<i>Бакеев Р.А., Стефанов Ю.П.,</i>	448
Моделирование напряженно-деформированного состояния образцов горных пород с учетом их структуры в трехмерной постановке	
<i>Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю., Кульков А.С., Макаров П.В.</i>	449
Нелинейное поведение горных пород и интерпретация экспериментальных данных	
<i>Стефанов Ю.П.</i>	450
Численное исследование влияния реологических неоднородностей на формирование деформационных структур в земной коре	
<i>Татаурова А.А., Стефанов Ю.П.,</i>	451
Возникновение сейсмической эмиссии в окрестности трещины гидроразрыва в трещиноватой среде	
<i>Стефанов Ю.П., Дучков А.А., Додонова А.О., Мясников А.В.</i>	452
Исследование геометрии и напряженно-деформированного состояния двух и трехмерной стационарной трещины гидроразрыва в упругопластичной среде	
<i>Романов А.С., Стефанов Ю.П., Бакеев Р.А., Мясников А.В.</i>	452

Упругопластическая задача о горной выработке в осесимметричной постановке <i>Чанышев А.И., Абдулин И.М.</i>	453
Секция 9. Иерархически организованные структуры в молекулярной биологии	
Особенности регенерации кровеносного сосуда на основе высокопористого каркаса, модифицированного сосудистым эндотелиальным фактором роста и основным фактором роста фибробластов <i>Антонова Л.В., Севостьянова В.В., Матвеева В.Г., Великанова Е.А., Васюков Г.Ю., Шабаев А.Р., Ходыревская Ю.И., Кудрявцева Ю.А., Барбараиш О.Л., Барбараиш Л.С.</i>	457
Биодеструктивные процессы в составе органического вещества низинного торфа арктической зоны <i>Сваровская Л.И., Алтунина Л.К., Серебренникова О.В.</i>	457
Секция 10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья	
Взаимодействие асмолы с металлом трубопроводов <i>Черкасов Н.М., Гладких И.Ф., Гумеров К.М.</i>	461
Проницаемость регулярной структуры из сферических наночастиц <i>Бубенчиков М.А., Бубенчиков А.М., Шерстобитов А.А., Малоземов А.В., Худобина Ю.П.</i>	463
Движение молекул через модифицированные нанотрубки <i>Бубенчиков А.М., Бубенчиков М.А., Фридман О.Э., Тарасов Е.А., Худобина Ю.П.</i>	464
Оценка экологического состояния районов постоянной добычи и транспортировки нефтей западной Сибири по составу донных осадков близкорасположенных озер <i>Красноярова Н.А., Русских И.В., Стрельникова Е.Б.</i>	465
Перераспределение фильтрационных потоков термогелем при внутриконтурном заводнении нефтяных пластов <i>Корсакова Н.К., Пеньковский В.И., Алтунина Л.К., Кувшинов В.А.</i>	467
Катализаторы гидродесульфирования на основе молибденита <i>Акимов А.С., Морозов М.А., Федущак Т.А., Журавков С.П., Восмерилов А.В.</i>	468
Каталитические свойства кобальта и карбида вольфрама в процессе крекинга мазута <i>Морозов М.А., Акимов А.С., Федущак Т.А., Журавков С.П., Восмерилов А.В.</i>	469
Фильтрационное движение продуктов термического разложения сланца <i>Князева А.Г., Маслов А.Л.</i>	470

Влияние термотропной нефтewытесняющей композиции НИИКА-3 на пластовую микрофлору и состав нефти Усинского месторождения <i>Овсянникова В.С., Щербакова А.Г., Гусева Ю.З., Алтунина Л.К., Чуйкина Д.И.</i>	471
Превращение метана на комбинированных цеолитсодержащих катализаторах <i>Степанов А.А., Коробицына Л.Л., Восмериков А.В.</i>	472
Состав продуктов конверсии горючего сланца Чим-Лоптyгского месторождения в сверхкритическом бензоле <i>Коваленко Е.Ю., Мельников Я.Ю., Сагаченко Т.А., Мин Р.С., Патраков Ю.Ф.</i>	473
Низкотемпературная загущенная композиции НИИКА-3 для увеличения нефтеотдачи <i>Алтунина Л.К., Козлов В.В., Стасьева Л.А., Кувшинов В.А.</i>	474
Динамика изменения состава нефти при разработке Усинского месторождения <i>Савиных Ю.В., Чуйкина Д.И.</i>	475
Hard-to-recover oils with anomalous physical and chemical properties <i>Yashchenko I.G., Polishchuk Y.M.</i>	476
Именной указатель	477

Пленарные доклады

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ НЕЛИНЕЙНОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Панин В.Е., Егорушкин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
paninve@ispms.tsc.ru

1. Одноуровневые подходы механики сплошной среды и теории дислокаций являются важной парадигмой в науке о пластичности и прочности твердых тел. В настоящее время они представляют основу инженерного описания пластической деформации и разрушения материалов.

2. Методология механического поведения материалов с многоуровневой иерархической структурой основана на нелинейной парадигме физической мезомеханики структурно неоднородных сред. Раздельно рассматриваются 3D-кристаллическая подсистема и 2D-планарная подсистема (поверхностные слои и все внутренние границы раздела), в которой развивается первичная пластическая деформация в условиях отсутствия трансляционной инвариантности среды. Нелинейные планарные сдвиги генерируют все типы деформационных дефектов в 3D-кристаллической подсистеме.

3. Фундаментальную роль в механическом поведении твердых тел играет кривизна кристаллической решетки, которая прогрессивно развивается, обуславливая ротационные моды пластической деформации и разрушения. На первой стадии деформации ротационные моды осуществляются разориентацией фрагментов дислокационной субструктуры и двойникованием, на второй стадии – развитием shear banding, микропористости и фрагментации материала, на третьей стадии – разрушением материала как поворотной моды макромасштабного уровня.

4. В зонах кривизны кристаллической решетки возникают новые структурные состояния, которые обуславливают эффект пластической дисторсии атомов и их смещение в локализованном сдвиге из узлов решетки в междоузлия. Возникающие при этом вакантные узлы решетки механизмом коалесценции формируют микропористость, которая ротационные моды трансформирует в развитие трещин и разрушение материала.

5. Самосогласование трансляционных и ротационных мод деформации в иерархии структурно-масштабных уровней осуществляется развитием нелинейных волн пластической деформации и разрушения. В условиях вязкого разрушения нелинейные волны диспергируют на динамические ротации, которые в литературе связывают с ямочным изломом.

6. Описание механического поведения материалов с многоуровневой иерархической структурой требует теоретического построения нелинейной физической мезомеханики как новой парадигмы в науке о пластичности и прочности твердых тел.

Литература:

1. В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, А.В. Панин. Нелинейные волновые процессы в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе // Успехи физических наук. – 2012. – Т.182. – №12. – С.1351-1357.
2. В.Е. Егорушкин, В.Е. Панин. Физические основы нелинейной механики разрушения // Механика твердого тела. – 2013. – №5. – С.53-66.
3. В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин. Основы физической мезомеханики пластической деформации и разрушения твердых тел как нелинейных иерархически организованных систем // Физическая мезомеханика. – 2015. – Т.18. – №5. – С.100-113.
4. В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, А.В. Панин, А.Г. Чернявский. Пластическая дисторсия – фундаментальный механизм в нелинейной мезомеханике пластической деформации и разрушения твердых тел // Физическая мезомеханика. – 2016. – Т.19. – №1. – С.31-46.

**HARD MATTER – SOFT MATTER INTERFACE:
COMPUTATIONAL MECHANICS**

Psakhie S.G., Tsukanov A.A.

Institute of Strength Physics and Material Science SB RAS, Tomsk, Russia

Soft matter (SM) science is rapidly developed field for the last decades due to several reasons including the development of computational mechanics' technics and the increase of supercomputers performance. The importance of SM is caused by the wide range of applications in material sciences, energetics, catalysis, pharmaceutics and, especially, in medicine, since biological objects/nano-objects (BNO) are systems formed by soft matter, with flexible, non-uniform and multi-functional outer surface. Now the using of inorganic nanomaterials and organic-inorganic nano-hybrids such as organo-modified clays [1-4], functionalized metal nanoparticles [5-6] and hierarchical nanocomposites [7-8] are in the focus of biomedicine. Modification of inorganic materials with organic compounds is important for the development of biocompatible implants [9] and biosensors [10]. Therefore, the formation of organic-inorganic complexes and interactions on the biotic-abiotic interfaces, which are basically determined by the effects within hard matter – soft matter interface (HSI) in the molecular level, cause the rising interest for the investigations.

In this work we presented several molecular dynamics (MD) studies of interaction effects which may be observed within the hard matter – soft matter interface between low-dimensional metal (oxy)hydroxides and BNOs (biomolecules and proteins). In particular, the following molecular systems were considered: (1) HSI between nanosheet of $Mg_4Al_2(OH)_{12} \times 2Cl$ and charged amino acid residues (aspartic and glutamic anions and arginine cation), (2) HSI between outer part of the ion channel NavAb, embedded into lipid membrane and the nanosheet of $Mg_4Al_2(OH)_{12} \times 2Cl$ LDH, (3) HSI between nanosheet of AlOOH and protonated histamine molecule (pain mediator), (4) HSI between large molecule of β -Lactamase (bacterial enzyme) and the nanosheet of pseudo-boehmite AlOOH.

To quantify the interactions within the HSI, the combined process free energy estimation technique (COPFEE) [11] was utilized.

The considered cases allow us to conclude that complementarity of the BNOs properties and inorganic nanosheets properties contributes to formation of complexes possessing new features which are not typical for both types of the components in the separate.

The computational mechanics of hard matter – soft matter interface is a perspective and essential direction in the field of hybrid materials development for biomedical applications.

Acknowledgements. Work was supported by the Russian Science Foundation (Grant No. 14-23-00096).

References:

1. Ladewig, K., Xu, Z.P. & Lu, G.Q. Layered double hydroxide nanoparticles in gene and drug delivery. *Exp. Opin. Drug Deliv.* 6, 907–922 (2009).
2. Whilton, N. T., Vickers, P. J. & Mann, S. Bioinorganic clays: synthesis and characterization of amino- and polyamino acid intercalated layered double hydroxides. *J. Mater. Chem.* 7, 1623–1629 (1997).
3. Choy, J. H. et al. Layered double hydroxide as an efficient drug reservoir for folate derivatives. *Biomater.* 25, 3059–3064 (2004).
4. Gladytz, A., John, T., Gladytz, T., Hassert, R., Pagel, M., Risselada, H. J., ... & Abel, B. (2016). Peptides@mica: from affinity to adhesion mechanism. *Physical Chemistry Chemical Physics*, 18(34), 23516-23527.
5. Han, G., Ghosh, P., & Rotello, V. M. (2007). Functionalized gold nanoparticles for drug delivery.

6. Shi, X., Wang, S., Meshinchi, S., Van Antwerp, M. E., Bi, X., Lee, I., & Baker, J. R. (2007). Dendrimer-entrapped gold nanoparticles as a platform for cancer-cell targeting and imaging. *Small*, 3(7), 1245-1252.
7. Li, D. et al. Cancer therapy and fluorescence imaging using the active release of doxorubicin from MSPs/Ni-LDH folate targeting nanoparticles. *Biomater.* 34, 7913–7922 (2013).
8. Shao, M., Wei, M., Evans, D. G. & Duan, X. Hierarchical Structures Based on Functionalized Magnetic Cores and Layered DoubleHydroxide Shells: Concept, Controlled Synthesis, and Applications. *Chem.-A Europ. J.* 19, 4100–4108 (2013).
9. Pagel, M., Hassert, R., John, T., Braun, K., Wießler, M., Abel, B., & Beck-Sickinger, A. G. (2016). Multifunctional Coating Improves Cell Adhesion on Titanium by using Cooperatively Acting Peptides. *Angewandte Chemie International Edition*.
10. Matsumoto, A., & Miyahara, Y. (2013). Current and emerging challenges of field effect transistor based bio-sensing. *Nanoscale*, 5(22), 10702-10718.
11. Tsukanov AA. and Psakhie SG. "Adsorption of charged protein residues on an inorganic nanosheet: Computer simulation of LDH interaction with ion channel." *Proc. Int. Conf. on Physics of Cancer: Interdisciplinary Problems and Clinical Applications 2016*. Vol. 1760. No. 1. AIP Publishing, 2016.

MULTISCALE KINETICS AND SCALING LAWS OF DAMAGE-FAILURE TRANSITION IN VERY HIGH CYCLE FATIGUE

Oleg Naimark and Thierry Palin-Luc

Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm, Russia,
Institute of Mechanics and Mechanical Engineering, Talence, France

Progress in instrumentation in fatigue studies in the range 10^7 - 10^9 cycles revealed new paradigm: crack growth is not a main portion of life and initiation mechanisms are of primary importance with internal initiation of cracking. Characteristic features of fatigue in this regime is strong evidence that Wohler-type S–N or Coffin–Manson diagrams can exhibit a second lower fatigue limit - multi-stage (duplex) fatigue life diagrams. An important finding in connection with these observations was that, in the transition from HCF to gigacycle regimes, the origins of fatigue failure changed from surface to interior “fish-eye” fracture. This experimental and theoretical study is focused on fatigue crack initiation and early slow crack growth as life-controlling factors of gigacycle fatigue. Nonlocal model of multiscale damage kinetics based on the description of collective behavior of defects (slip bands, microshears, microcracks) allowed the interpretation of fatigue damage-failure transition as specific type of criticality in out-of-equilibrium system “solid with defects” – the structural-scaling transition [1]. Damage kinetics law represents the generalized form of the Ginzburg-Landau equation for the defect density tensor (defect induced strain) and reflects statistically established types of metastabilities for free (stored) energy. Defect induced stored energy release kinetics leads to the generation of multiscale collective modes which provides the mechanisms of structural relaxation (autosolitary slip-bands structures) transforming for some critical density of defects into the blow-up dissipative structures of damage localization (that is considered as the image of the fish-eye) and fatigue crack initiation. Early slow crack growth is provided by the interaction of the fish-eye area with surrounding autosolitary slip-bands structures. It was shown that the shifting of crack initiation from the surface area for HCF into the bulk of a sample in gigacycle regime is caused by non-locality effect for damage localization when the final stage (fish-eye origin) corresponds to the “excitation” of blow-up self-similar damage kinetics over characteristic scale. Similar scenario was established for creep damage accumulation due to the decrease of tensile stress and “in-situ” small-angle X-

ray diffraction study of spatial-temporal kinetics of defects in the bulk of metallic sample. The creep analog of the second lower limit corresponds to the stationary asymptotic defect density distribution. Nonlocal model of damage kinetics revealed the unique role of the surface playing different part for HCF as the source of defects and the defect absorber for gigacycle fatigue.

Experimental study of characteristic stages of damage accumulation was realized using ultrasonic fatigue testing machine (Shimadzu USF2000) and scaling analysis of fracture surface roughness that revealed different scaling invariants for the fish-eye and surrounding slip-bands areas [2,3].

References

1. O. B. Naimark Defect induced transitions as mechanisms of plasticity and failure in multifield continua // In: Advances in multifield theories of continua with substructure. Ed.: G.Capriz, P.Mariano.- Boston, Birkhauser.- 2004. -P.75-114.
2. V. Oborin, M. Bannikov, O. Naimark, and T. Palin_Luc. Scaling Invariance of Fatigue Crack Growth in Gigacycle Loading Regime// Technical Physics Letters, 2010, Vol. 36, No. 11, pp. 1061–1063.
3. O. B. Naimark, O. A. Plekhov, V. I. Betekhtin, A. G. Kadomtsev, and M. V. Narykova. Kinetics of Defect Accumulation and Duality of the Weller Curve in Gigacycle Fatigue of Metals // Technical Physics, 2014, Vol. 59, No. 3, pp. 397–400

ПРОЧНОСТЬ АДГЕЗИОННЫХ КОНТАКТОВ: ИСТОРИЯ, ЧИСЛЕННЫЕ МЕТОДЫ, ПРИЛОЖЕНИЯ

Попов В.Л.

Берлинский технический университет

Доклад посвящен краткому обзору истории развития механики адгезионных контактов и современных достижений в этой области.

Обсуждаются физические принципы моделирования адгезионных трещин и их реализация в методе граничных элементов.

Общая теория иллюстрируется примерами по отрыву адгезионных контактов плоских цилиндрических инденторов различной формы, с учетом влияния шероховатости, изначальных повреждений, структурирования поверхности (в том числе в контексте знаменитой проблемы адгезии лапы гекона), а также градиента упругих свойств материалов.

Кратко обсуждается адгезия вязкоупругих материалов, история исследования которой до сих пор содержит больше мифов чем реальности.

ПАРАДОКСЫ БОЛЬШИХ И МАЛЫХ СКОРОСТЕЙ В СОВРЕМЕННОЙ ГЕОДИНАМИКЕ

Макаров П.В.

НИ Томский Государственный Университет, Томск, Россия,

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия.

pvm@ispms.tsc.ru

Анализ данных по изучению особенностей вертикальных и горизонтальных движений земной коры, выполненный за последние 40 лет выявил парадоксальные отклонения деформаций от унаследованных движений прошлых геологических эпох. Как в асейсмичных регионах, так и в сейсмоактивных, наблюдаются высокие локальные скорости деформаций. Эти факты не находят объяснений в рамках традиционных представлений геодинамики и механики деформируемых твёрдых тел. В

работе показано, что наблюдаемые парадоксы больших и малых скоростей снимаются, если рассматривать деформационные процессы элементов земной коры в рамках теории нелинейных динамических систем как процессы эволюции НДС нагружаемой среды. В этом случае процессы разрушения развиваются в две стадии – сравнительно медленной квазистационарной и сверхбыстрой катастрофической, когда вслед за пространственной локализацией параметров наступает локализация деформационного процесса во времени, что и объясняет высокие скорости деформации в асейсмичных регионах. Это свойство является фундаментальной характеристикой эволюции любых нелинейных динамических систем.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И МИКРОРАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА

Смирнов С.В.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
svs@imach.uran.ru

Моделирование поведения композиционных материалов как сложноорганизованных иерархических систем, позволяет установить закономерность развития разрушения в зависимости от истории изменения напряженно-деформированного состояния (НДС) материала. В работе проведено численное исследование особенностей НДС и их влияния на процесс накопления поврежденности случайно выбранного фрагмента микроструктуры композита для трех случаев нагружения (растяжение, сжатие, сдвиг) с учетом реальных особенностей структуры и реологических свойств компонентов материала.

В качестве модельного материала использовали металломатричный композит (ММК), матрицей которого является алюминиевый сплав А8, а наполнителем – частицы SiC размером 15-20 мкм в форме неправильных призм. Геометрической моделью объема ММК на микроуровне является кусочно-однородный 3D объем, имитирующий матрицу, в которой располагаются частицы SiC. Для учета влияния окружающих слоев материала вокруг микрообъема ММК размещали буферный слой с усредненными свойствами композита. Температурно-скоростное влияние на реологию алюминиевой матрицы и материала ММК учитывали посредством задания соответствующих кривых деформационного упрочнения, полученных экспериментально. Матрицу задавали как изотропно-упрочняющуюся упругопластическую среду. Свойства буферного слоя соответствовали изотропной упруго-вязко-пластической среде. Материал частиц SiC полагали изотропным и линейно-упругим. Численные расчеты выполняли с использованием метода конечных элементов. В результате получили сведения об изменении компонент тензоров напряжений и приращений деформаций в узлах конечно-элементной сетки вычислительной модели ММК.

Экспериментально установлено, что первые трещины при нагружении ММК образуются в матрице, поэтому исследовали процесс накопления поврежденности в матрице с помощью модели В.Л. Колмогорова. В соответствии с этой моделью поврежденность на расчетном шаге рассчитывается как отношение приращения степени деформации сдвига к предельной пластичности, а накопление поврежденности происходит по линейному закону. В результате проведения комплекса испытаний установлена зависимость величины предельной пластичности материала матрицы от коэффициента жесткости напряженного состояния k и показателя Лоде-Надаи μ_σ . По расчетным данным в узлах конечно-элементной сетки матрицы определяли k и μ_σ , а

также поврежденность и ее накопление на каждом расчетном шаге. При этом узел считали разрушенным, если рассчитанная величина поврежденности в нем достигала значений 1 и больше. Для рассмотренных видов нагружения в зависимости от величины деформации визуализированы поля распределения поврежденности по объему матрицы ММК.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 14-19-01358 в части создания трехмерной вычислительной модели и численной реализации применительно к ММК.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КУМУЛЯТИВНОГО ПОТОКА ЧАСТИЦ С КЕРАМИКАМИ

Кинеловский С.А.¹, Кульков С.Н.², Кузавов В.Т.¹, Маевский К.К.¹

¹Институт гидродинамики СО РАН им. М.А. Лаврентьева, Новосибирск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия
skin@hydro.nsc.ru

Представлены экспериментальные результаты исследования возможности применения технологии кумулятивного синтеза [1, 2] к модификации поверхностного слоя высокопрочной керамики. Основной целью этих исследований является установление закономерностей получения иерархически организованных хрупких пористых материалов на основе оксидов при взаимодействии такой керамики с высокоскоростными гетерогенными потоками частиц.

Эксперименты проводились с керамическими пластинками $ZrO_2(Y)+20\%Al_2O_3$ и $ZrO_2+Y_2O_3$. Для создания высокоскоростных потоков частиц использовались кумулятивные устройства с конической смесевой облицовкой с полным углом раствора стенок 30° . В качестве вариантов порошковых смесей для кумулятивных облицовок использованы смеси W, TiB_2 , HfB_2 и W_4C в различных соотношениях. Были отработаны режимы кумулятивного синтеза, при которых керамические мишени не разрушались в результате воздействия кумулятивного потока частиц. В результате экспериментов были изготовлены образцы для изучения фазового состава поверхностного слоя и его морфологии, а также механических свойств полученного покрытия.

В частности, показано, что, несмотря на более высокий модуль упругости оксида алюминия, взаимодействие с высокоскоростным потоком, содержащим высокоплотные частицы W Hf более интенсивное, по сравнению с диоксидом циркония. Это может быть обусловлено большей энергией образования ZrO_2 .

Литература:

1. Кульков С.Н., Кинеловский С.А. Превращения в диоксиде циркония в условиях кумулятивного взрыва // ПЖТФ. 2008, том 34. Вып. 7. С. 7 – 13.
2. Li U.V., Kulkov S.S., Kozulin A.A., Kinelovskii S.A., Kulkov S.N. Formation of Coatings on Titanium Substrates Obtained from Mixtures of Tungsten and Cobalt Salts Using Shaped-charge Explosion // Advanced Materials Research. Vol. 1040. (2014). pp 43-46.

**ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ УВЕЛИЧЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ
МЕСТОРОЖДЕНИЙ С ТРУДНО ИЗВЛЕКАЕМЫМИ ЗАПАСАМИ**

Алтунина Л.К., Кувшинов В.А., Кувшинов И.В.
Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия
alk@ipc.tsc.ru

Запасы трудно извлекаемых нефтей в мире превышают 1 трлн. т и в развитых промышленных странах рассматриваются как резерв добычи нефти и основная база ее развития на ближайшие годы. Доля трудно извлекаемых запасов нефти в России постоянно растет и в настоящее время превышает 2/3. Для эффективного освоения трудно извлекаемых запасов нефти и дальнейшего увеличения ее добычи необходимо создание и широкомасштабное применение новых комплексных технологий увеличения нефтеотдачи, сочетающих базовое воздействие на пласт закачкой воды или водяного пара с физико-химическими методами, увеличивающими коэффициент нефтевытеснения и охват пласта базовым воздействием при одновременной интенсификации разработки [1].

В Институте химии нефти СО РАН созданы 11 новых промышленных технологий увеличения нефтеотдачи и ограничения водопритока для месторождений с трудно извлекаемыми запасами, в том числе залежей высоковязких нефтей [1-3]. Создана перспективная концепция использования энергии пласта или закачиваемого теплоносителя для генерации нефтевытесняющего флюида, гелей и золь непосредственно в пласте [1, 2]. Разработаны физико-химические основы методов увеличения нефтеотдачи с применением химических интеллектуальных систем: гелеобразующих систем и композиций поверхностно-активных веществ (ПАВ), сохраняющих, саморегулирующих в пласте длительное время комплекс свойств, оптимальный для целей нефтевытеснения.

Доминирующая роль принадлежит гель-технологиям, увеличивающим охват пласта заводнением. Термотропные гелеобразующие системы в поверхностных условиях являются маловязкими водными растворами, в пластовых – превращаются в гели. Гелеобразование происходит под действием тепловой энергии пласта или закачиваемого теплоносителя, без сшивающих агентов [1-4]. Предложены термотропные гелеобразующие системы: полимерные на основе эфиров целлюлозы (композиции МЕТКА®) и неорганические системы «соль алюминия – карбамид – вода» (композиции ГАЛКА®) с различным временем гелеобразования – от нескольких минут до нескольких суток – в интервале температур 20-320 °С. С их использованием разработаны пять гель-технологий для увеличения нефтеотдачи высоко неоднородных пластов, которые промышленно используются на месторождениях Западной Сибири и республики Коми [1-4]. Экологическая безопасность реагентов, их безвредность для человека позволяют широко использовать гель-технологии на месторождениях России и других стран.

Для увеличения нефтеотдачи залежей высоковязких нефтей без паротеплового воздействия, при 20-40⁰С, предлагаются гели и золи на основе низкотемпературной неорганической гелеобразующей композиции, а также композиции на основе ПАВ, неорганической буферной системы и полиола с регулируемой вязкостью и щелочностью, совместимые с пластовыми водами высокой минерализации, имеющие температуру замерзания -20÷-60⁰С [4]. В 2014-2015 гг. проведены промысловые испытания «холодных» технологий на Усинском месторождении, три технологии рекомендованы к промышленному применению. Масштабное промышленное применение новых технологий позволит продлить рентабельную эксплуатацию месторождений.

Литература:

1. L.K. Altunina and V.A. Kuvshinov, Russian Chemical Reviews **76** (10), 971-987 (2007).
2. L.K. Altunina and V.A. Kuvshinov Oil & Gas Science and Technology **63**, №1, 37-48 (2008).
3. L.K. Altunina, V.A. Kuvshinov, M.V. Chertenkov and S.O. Ursegov “Integrated IOR technologies for heavy oil pools,” in Abstract Book of the 21st World Petroleum Congress (Moscow, Russia, 2014), pp. 10-11.
4. L.K. Altunina V.A., Kuvshinov I.V., Kuvshinov and M.V. Chertenkov, Oil&Gas Journal Russia **1**, 16-20 (2016).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ по Соглашению о предоставлении субсидии №14.607.21.0022 от 05.06.2014 г., уникальный идентификатор – RFMEFI60714X0022 в рамках ФЦП по приоритетному направлению «Рациональное природопользование».

Секция 1

Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации:

- материалы для авиакосмической и транспортной промышленности;
- материалы для ядерной энергетики;
- материалы для работы в условиях арктического климата;
- материалы для медицины

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

УПРУГО-ВЯЗКО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ СПЛОШНЫХ СРЕД

Гриняев Ю.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

Существующие теории механики деформируемых сред (упругость, пластичность) описывают процессы в пространственном континууме. Время в этих теориях выступает как параметр и проявляется в динамических задачах, когда внешние воздействия изменяются со временем.

Вязкость (текучесть) считается отличительным свойством жидкостей и газов, которые являются предметом исследования гидродинамики. Процессы текучести происходят под действием любых сил отличных от нуля, и развиваются во времени.

При совместном описании упруго-пластических деформаций и текучести следует учитывать, что эти процессы развиваются не только в пространстве, но и во времени. В этом случае время следует рассматривать как самостоятельную координату наряду с пространственными координатами.

Теория, описывающая упругие деформации и текучесть сплошных сред, должна занимать промежуточное положение между теорией упругости и гидродинамикой и её исходными понятиями являются ньютоновская жидкость и идеально упругое тело. Состояние такой среды должно описываться заданием переменных характерных как для упругого тела, так и для жидкости.

Получена система динамических уравнений, описывающие упруго-вязко-пластические деформации сплошных сред. Без учета текучести эти уравнения переходят в уравнения калибровочной теории дефектов. При учете только текучести получены уравнения, которые в дальнейшем предполагается использовать для описания вихревых движений газов и жидкостей.

SYNTHESIS AND PROPERTIES OF ALUMINUM BASED COMPOSITE MATERIALS FOR HIGH OPERATING TEMPERATURES

Vorozhtsov S.^{1,2}, Khrustalyov A.², Kulkov S.^{1,2}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS, Tomsk, Russia,

²National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

vorn1985@gmail.com

Aluminum based composite materials reinforced with ceramic particles are of great practical interest due to their potentially high physical and mechanical properties. In this work Al–Al₄C₃ composites were obtained by hot-pressing method. Introduction of nanodiamonds into the aluminum nanopowder in an amount of 10 wt% leads to the formation 15 wt% of aluminum carbide during hot pressing. It was found that composite materials with the diamond content of 10 wt% in the initial powder mixture have the microhardness 150 HV, whilst the similarly compacted aluminum powder without reinforcing particles shows a hardness of 75 HV. The mechanical properties of an Al–Al₄C₃ composite material at elevated test temperatures exceed those of commercial casting aluminum alloys.

**МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ
12 %-НЫХ ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ
ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**

Полехина Н.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Кравченко Д.А.²,
Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³ ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия
Nadejda89tsk@yandex.ru

Для выявления наиболее важных факторов, ответственных за механические свойства сталей, а также возможностей целенаправленного управления этими свойствами проведены сравнительные исследования структурно-фазовых состояний перспективных реакторных 12 %-ных хромистых жаропрочных ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (16X12B2ФТaP) и ЧС-139 (20X12НМВБФАР) после традиционной (ТТО, закалка на воздух от $T = 1100$ °С, 1 ч + отпуск при $T = 720$ °С, 3 ч) и комбинированной (КТО, закалка на воздух от $T = 1100$ °С, 1 ч + термоциклирование около A_{c1} + отпуск при $T = 720$ °С, 1 ч) термообработки.

Исследование механических свойств сталей показало, что после ТТО формируются более высокие, по сравнению с КТО, значения кратковременной прочности как при комнатной (на 170-300 МПа), так и при повышенной (на 80-170 МПа) температуре испытаний. При этом наблюдается значительное (≈ 2 -кратное) снижение пластичности. Сравнение с результатами структурных исследований свидетельствует о том, что более высокие значения прочности сталей после ТТО могут быть связаны: с дисперсным упрочнением наноразмерными частицами карбонитрида ванадия V(C, N) размерами менее 10 нм (после КТО их объемная доля невелика); с повышением эффективности субструктурного упрочнения, во-первых, за счет снижения объемной доли ферритной составляющей, во-вторых, уменьшения ширины мартенситных ламелей, в-третьих, за счет изменения их внутренней структуры – повышения плотности дислокаций и формирования субструктуры с непрерывными разориентировками, которая является источником локальных внутренних напряжений, сравнимых с пределом текучести сталей.

Теоретический анализ различных механизмов упрочнения показал, что основными факторами упрочнения рассматриваемых 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей являются: твердорастворное упрочнение хромом; упрочнение за счет высокой плотности дислокаций; субструктурное упрочнение границами реек мартенсита с высокоугловыми и малоугловыми разориентировками; дисперсное упрочнение наноразмерными частицами кубического карбонитрида ванадия V(C, N) по механизму типа механизма Орована. Величины упрочнения, обусловленные указанными механизмами, могут быть одного порядка и достигать значений до нескольких сотен МПа. Уменьшение ($\Delta\sigma_{0,1} \leq 300$ МПа) предела текучести сталей в процессе КТО связано со снижением эффективности всех (помимо твердорастворного) обсуждаемых механизмов упрочнения.

Представленные оценки совместно с экспериментальными результатами наглядно иллюстрируют возможность модификации гетерофазной структуры ферритно-мартенситных сталей для повышения их прочностных характеристик. При этом дисперсное упрочнение наноразмерными частицами V(C, N) является одним из наиболее перспективных способов повышения прочности исследуемых сталей. Несмотря на относительно невысокое объемное содержание этих частиц, их вклад в упрочнение может быть сравнимым с максимальными величинами субструктурного упрочнения.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Работа выполнена при поддержке Стипендии президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям развития российской экономики (2016-2018 гг.).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ И УПРУГИЕ СОСТАВЛЯЮЩИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗЕРНАХ С РАЗНЫМИ ТИПАМИ ИЗГИБА

Козлов Э.В., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
kisielieva1946@mail.ru

При пластической деформации в поликристаллических материалах возникают поля внутренних напряжений и как следствие на электронно-микроскопических изображениях появляются изгибные экстинкционные контуры, по параметрам которых можно восстановить поля внутренних напряжений и оценить вклады их составляющих. Вклады во внутренние напряжения пластической $\sigma_{пл}$ и упругой $\sigma_{упр}$ составляющих в сопоставлении с разными типами изгибов зерен изучены недостаточно.

Целью настоящей работы является изучение влияния разного типа изгибов зерен на величину вкладов пластической и упругой составляющих во внутренние напряжения при деформации аустенитной стали. Определялись вклады пластической и упругой составляющих во внутренние напряжения в зернах поликристалла с использованием методики определения внутренних напряжений для деформированного материала, предложенной ранее авторами.

Были проведены электронно-микроскопические съемки отдельного зерна поликристалла при разных углах наклона гониометра для степеней деформации $\varepsilon = 14\%$ и для $\varepsilon = 25\%$. Вектор действующего отражения \vec{g} был перпендикулярен оси гониометра. Выбранный участок фольги, на котором проводились исследования, не содержал на пути перемещения контура границ раздела или разориентировки. При наклоне фольги перемещение контуров может происходить по-разному. При простом изгибе зерна изгибные экстинкционные контуры перемещаются параллельно самим себе. Такой изгиб зерна охватывает один тип плоскостей кристаллической решетки. В случае сложного изгиба зерна контуры либо сближаются, либо удаляются друг от друга, причем движутся они не параллельно своему исходному положению. Сложный изгиб зерна может охватывать два и более типа плоскостей кристаллической решетки. Были определены пластические и упругие составляющие внутренних напряжений и построены их распределения. На основе полученных данных был выполнен анализ вкладов пластических и упругих составляющих во внутренние напряжения. Анализ проведен в зернах с простым и сложным изгибами при разных степенях деформации.

Установлено, что пластическая составляющая $\sigma_{пл}$ в зернах со сложным изгибом всегда больше, чем в зернах с простым изгибом и при $\varepsilon = 14\%$, и при $\varepsilon = 25\%$. Упругая составляющая $\sigma_{упр}$ проявляет другое поведение. При степени деформации $\varepsilon = 14\%$ большее значение $\sigma_{упр}$ принимает в зерне со сложным изгибом также, как и $\sigma_{пл}$. При $\varepsilon = 25\%$ наоборот наибольшее значение упругая составляющая внутренних напряжений ($\sigma_{упр}$) принимает в зерне с простым изгибом, в зерне со сложным изгибом вклад $\sigma_{упр}$ снижается. Ранее авторами было показано, что при $\varepsilon \geq 25\%$ внутренние напряжения в целом по образцу при деформации аустенитной стали снижаются, а вместе с тем уменьшается и вклад упругой составляющей. Таким образом, факт снижения упругой составляющей внутренних напряжений в зернах со сложным изгибом при степени деформации $\varepsilon = 25\%$ хорошо согласуется с полученными ранее результатами.

Работа выполнена в рамках гос. заданий Минобрнауки России № 3.295.2014/К и № 416.

**ДЕФЕКТЫ УПАКОВКИ И МИКРОДЕФОРМАЦИИ
В ДЕФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННОЙ ПОВЕРХНОСТИ
АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТОМ**

Наркевич Н.А., Сыртанов М.С.¹, Миронов Ю.П., Сурикова Н.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

¹Томский политехнический университет, Томск, Россия

natnark@list.ru

Методом рентгеновской дифрактометрии исследовано влияние деформационных поверхностных обработок – ультразвуковой ковки и фрикционной обработки на параметры структуры и ориентированные микродеформации, ответственные за формирование остаточных макронапряжений в аустенитной стали Fe-17Cr-19Mn-0,52N.

В ГЦК материалах с низкой энергией дефекта упаковки основным механизмом деформации является механическое двойникование, при котором образующиеся границы двойников содержат дефекты упаковки с ГПУ решеткой. Об образовании дефектов упаковки в поверхностных слоях стали, подвергнутой ультразвуковой ковке и фрикционной обработке свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа. Противоположно направленное смещение рефлексов от кристаллографических плоскостей (111) и (200) усиливается в зависимости от степени деформации. Концентрация дефектов упаковки минимальна ($\alpha=0,016$) в состоянии после закалки от 1100⁰С. После ультразвуковой ковкой поверхности исследуемой стали $\alpha=0,026$, а после фрикционной — $\alpha=0,067$.

Экспериментальные данные показывают, что с увеличением степени деформации (с повышением концентрации деформационных дефектов упаковки) параметр решетки уменьшается. Природа этого явления связана с изменением напряженного состояния, формирующегося в стали в исходном состоянии, то есть после закалки.

При исследовании микродеформаций, связанных с напряжениями II рода в поверхностном слое толщиной 5 мкм установлено, что после ультразвуковой ковки они отсутствуют, в то время как после фрикционной обработки внутризеренные микродеформации составляют $\varepsilon=0.35\%$.

По уширениям дифракционных максимумов, наблюдаемым после поверхностных деформационных обработок, определены размеры ОКР, составляющие десятки нанометров. Анализ вклада деформационных дефектов упаковки в величину эффективного размера ОКР (в выражении $D_{эф}^{-1} = D_{ист}^{-1} + D_s^{-1}$ [1], получили, что $D_s^{-1} > D_{эф}^{-1}$, где $D_{ист}$ – истинный размер областей когерентного рассеяния, D_s - поправка на дефекты упаковки) показал, что для обоих видов деформационной поверхностной обработки именно дефекты упаковки ответственны за кажущееся измельчение структуры.

Проведенное экспериментальное исследование показало:

1. Двойникование в стали Fe-17Cr-19Mn-0,52N сопряжено с образованием дефектов упаковки. Максимальная концентрация дефектов упаковки 0.067 наблюдается в поверхностном слое стали после фрикционной обработки.
2. Благодаря проведению деформационных обработок вдоль нормали к поверхности изменяется направление остаточных микродеформаций, ответственных за формирование макронапряжений, что объясняет уменьшение параметра решетки в этом направлении.
3. После фрикционной обработки обнаружены внутризеренные микродеформации, ответственные за микронапряжения II рода, равные 0,35%, в то время как после ультразвуковой ковки они отсутствуют.
4. Малый размер областей когерентного рассеяния обусловлен высокой концентрацией дефектов упаковки, и не является следствием диспергирования структуры.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Литература:

1. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977, 480 с.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и администрации Томской области в рамках научного проекта №13-08-98060р_сибирь_a.

MECHANISMS OF ACOUSTIC IMPACT ON THE METAL MELT CONTAINING NANOPARTICLES

Kudryashova O.B.^{1,2}, Vorozhtsov S.A.¹, Dubkova Ya.A.¹, Stepkina M.Yu.^{1,2}

¹Tomsk State University, Tomsk, Russia,

²Institute for Problem of Chemical & Energetic Technologies SB RAS, Biysk, Russia
olgakudr@inbox.ru

The perspective direction in metallurgy is connected with modification of metals and alloys by solid high-melting nanodimensional particles. Such modification allows creating metals with new properties, including, for use in extreme service conditions, for the aerospace industry, etc.

Introduction to liquid metal of nanodimensional particles is accompanied by great difficulties. Particles have poor wettability with liquid; having a big surface energy these nanoparticles coagulate, forming agglomerates. The liquid metal containing such agglomerates can be considered as the three-level hierarchical structure (metal, agglomerates, particles) needing in studying both in fundamental and in practical terms.

For introduction of nanodimensional particles to a melt an oscillatory processing with different frequency – from subsound and vibration to ultrasonic – is used. Meanwhile it isn't always possible to reach necessary effect – reduction of crystal grain, crushing of agglomerates, and uniform distribution of particles in volume of metal.

The purpose of this work is to consider possible mechanisms of destruction of agglomerates and reduction of grain, to suggest the mathematical description of the processes accompanying acoustic processing of the melt with particles, in order to define the optimum modes of such processing.

Mechanisms of destruction of the growing crystals and agglomerates of particles in metal melt at low-frequency vibration processing during solidification are suggested: turbulence and cavitation. Expressions for thresholds of turbulence and cavitation at low-frequency processing are found. As it has been established in numerous experiments, there is an optimum frequency of vibration with which the best microstructure of casting was obtained. In this work this phenomenon is explained and expressions for determination of optimum frequency and amplitude of oscillatory processing are obtained. Calculations of these optimal parameters for various metals are carried out.

As a result of parametrical research of the mathematical model of ultrasonic destruction of agglomerates of particles in metal it is established that the mode of the strong cavitation at ultrasonic processing promotes imbibition of agglomerates by liquid metal, effective wettability and introduction of particles to the metal melt. The resonant phenomena promoting positive changes in the melt are discussed. Possible mechanisms of destruction of the growing crystals at high-frequency processing of a metal melt are considered, including: destruction of a crystal in the front of an acoustic wave, destruction of crystals by the oscillating solid particle.

Necessary time of ultrasonic processing of the metal melt containing particles is proportional to viscosity of the melt, to specific surface of powder and the size of agglomerates; in inverse proportion to intensity of ultrasound. Destruction of agglomerates of particles requires intensity of ultrasound, inversely proportional to a square of radius of agglomerates.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Comparison of calculated values of time of acoustic processing of the metals containing particles with experimental data confirms the adequacy of the mathematical model. The suggested formulas allow estimating intensity, frequency and time of the acoustic processing necessary for successful introduction of particles to the metal melt.

ПЕРКОЛЯЦИОННАЯ МОДЕЛЬ МНОГООЧАГОВОГО ГЕНЕЗИСА СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА

Выровой В.Н.¹, Гергега А.Н.², Суханов В.Г.¹

¹ Одесская государственная академия строительства и архитектуры, Одесса, Украина,

² Одесская национальная академия пищевых технологий, Одесса, Украина
aherega@gmail.com

В начале доклада дан краткий обзор расчётных методов и модификаций перколяционных задач, предложенных различными авторами за последние, примерно, пятнадцать лет [1].

В развитие работ по теории ближайшей окрестности в перколяционных структурах [2, 3] разработана группа алгоритмов и получены первые результаты по компьютерному моделированию случайных решёток мультимасштабных «узлов», состоящих из перколяционных кластеров меньшего масштаба произвольной степени вложения по принципу матрёшки.

Многоочаговый механизм генезиса структуры материала предполагает образование кластеров с необходимым появлением иных элементов и новых поверхностей раздела. «Узлы» в модели – сложные перколяционные системы, для описания которых создана многоступенчатая градация оценки уровня свойств и возможности влияния на параметры системы большего масштаба. Это сделано, в том числе, и по аналогии с работами по моделированию перколяционных кластеров, состоящих из элементов различной степени упорядоченности [4].

В компьютерной модели заложена возможность формирования кластерных систем посредством генераторов случайных чисел с равномерным и нормальным распределениями. На процессы формирования структуры материала накладываются ограничения, имитирующие разные условия в различных асимптотиках. Существенным представляется вопрос о влиянии комбинаций этих ограничений на свойства кластеров больших масштабов.

Кластеры исследуются и по классической схеме, и по методике, разработанной для ближайшей окрестности [2, 3]. Расчёты проведены для двумерных решёток с трёхуровневыми вложениями. Помимо стандартного набора параметров перколяционных систем в работе рассчитаны степень упорядоченности и анизотропии кластеров, их лакуарность, индекс роста мощности, радиус гирации, а также первые три размерности спектра Реньи.

Отдельно исследуются свойства мультимасштабной системы перколяционных структур на введённых в [5] коврах Серпинского с гибридной разветвлённостью.

Литература:

1. Herega A. Some Applications of the Percolation Theory: Brief Review of the Century Beginning. // Journal of Materials Science and Engineering A. – 2015. – V. 5, No. 11-12. – P. 409-414.
2. Herega A., Ostapkevich M. Computer simulation mesostructure of cluster systems. // AIP Conf. Proc. – 2014. – V. 1623. – P. 209-212.
3. Herega A. Development of the Concept of Immediate Neighborhood at the Percolation Models of Composites. // AIP Conf. Proc. – 2015. – V. 1683. – P. 020071 (1-4).

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

4. Герера А.Н. Моделирование кластерных структур в материале: силовые поля и дескрипторы. // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16, №5. – С. 87-93.
5. Herega A. et al. Hybrid ramified Sierpinski carpet: percolation transition, critical exponents, and force field. // Physics-USpekhi. – 2012. – V. 55, №5. – P. 519-521.

STRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF DETONATION COATINGS FORMED BY REACTION PRODUCTS OF TITANIUM WITH COMPONENTS OF THE SPRAYING ATMOSPHERE

Ulianitsky V.Yu.¹, Batraev I.S.¹, Dudina D.V.^{1,2,3}, Panin S.V.^{4,5},
Vlasov I.V.^{4,5}, Bokhonov B.B.²

¹ Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Novosibirsk, Russia,

² Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia,

³ Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, Russia,

⁴ Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,

⁵ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

ulianv@mail.ru

Thermal spraying of powders is a high-temperature process, during which chemical reactions can take place when the powder interacts with components of the gaseous atmosphere or the components of a composite powder interact with each other. The in-situ formed reaction products of ceramic nature distributed in a metal matrix serve as reinforcing phases. By conducting spraying in conditions that favor reactivity enhancement, it is possible to form coatings largely from the in-situ synthesized phases. It is of interest to study the structural features and mechanical properties of such coatings, as they may possess unique characteristics achievable only through the reaction-accompanied spraying.

Titanium is known to form nitrides during combustion in air and has been shown to transform into a wide range of titanium-containing ceramic phases (oxides, nitrides, oxynitrides, carbonitrides) during detonation spraying. In this work, we have conducted structural investigations and mechanical characterization of detonation coatings formed by reaction products of titanium with the components of the spraying atmosphere. Coatings obtained in this work were mainly composed of the reaction products of titanium with oxygen and nitrogen. Chemical transformations were forced by adjusting the spraying parameters. The reactivity towards oxygen was enhanced by using a high oxygen/fuel ratio. The reaction with nitrogen was forced by introducing nitrogen gas into the explosive mixture of $C_2H_2+O_2$. Spraying under conditions that allow preserving metallic titanium in the sprayed deposits was also attempted.

Structural characterization of detonation deposits formed by reaction products of titanium with the components of the spraying atmosphere showed that ceramic-based coatings of unique microstructures — consisting of alternating layers of different compositions — can be formed. For the first time, mechanical characteristics of the coatings formed by reaction-accompanied detonation spraying of titanium were evaluated. It was found that high-yield transformation of titanium into oxides and nitrides during spraying can result in the formation of coatings with high fracture resistance and interface fracture toughness. The hardness of the coatings measured along the cross-section of the specimens was higher than the hardness measured on the surface of the coatings, which indicated mechanical anisotropy of the deposited material. In terms of mechanical properties, coatings formed by the reaction products appear to be more attractive than the ones, for which special care was taken to preserve metallic titanium.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Zr-1Nb, ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ

Степанова Е.Н.¹, Грабовецкая Г.П.², Чернов И.П.¹

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
enstepanova@tpu.ru

Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры является эффективным способом повышения прочностных и эксплуатационных характеристик металлических поликристаллов. Однако с уменьшением размера зерен увеличивается скорость поглощения водорода металлическими материалами. Сплавы циркония, широко применяемые в атомной энергетике, в процессе эксплуатации поглощают водород. На основе вышесказанного целью данной работы являлось исследование влияния водорода на структурно-фазовое состояние, деформационное поведение и механические свойства циркониевого сплава Zr-1Nb в ультрамелкозернистом состоянии (размер элементов зеренно-субзернистой структуры $d = 0,4$ мкм).

Ультрамелкозернистое состояние в сплаве Zr-1Nb было получено двумя методами: методом, сочетающим предварительное легирование водородом до концентрации 0.33 % (здесь и далее концентрация указана в массовых процентах) и однократное прессование на 80–82 % от 923 К, и методом прессования со сменой оси деформации и постепенным понижением температуры в интервале температур 973–623 К.

Ультрамелкозернистый сплав Zr-1Nb содержит две фазы: Zr_{α} и Nb_{β} . В УМЗ сплаве Zr-1Nb-0.33H в состоянии после прессования кроме указанных фаз обнаруживаются выделения гидридов ZrH и ZrH₂.

Формирование указанными выше методами УМЗ структуры в сплавах циркония Zr-1Nb и Zr-1Nb-0.33H приводит в интервале температур 293–773 К к существенному (в 1,8–3,4 раза) увеличению значений пределов прочности и текучести при одновременном уменьшении величины деформации до разрушения. При температурах выше 773 К значения пределов текучести и прочности УМЗ сплавов становятся ниже соответствующих значений для мелкозернистого состояния. Пластичность сплавов в УМЗ состоянии во всем исследованном интервале температур ниже, чем у сплава в мелкозернистом состоянии.

На кривых деформации УМЗ сплавов Zr-1Nb и Zr-1Nb-0.33H в координатах «истинное напряжение-истинная деформация» в общем случае наблюдаются три стадии: упрочнения, установившейся деформации и падающего напряжения. Длительность стадий по деформации зависит от температуры испытания и наличия водорода в сплаве. При комнатной температуре на кривых «истинное напряжение-истинная деформация» сплава Zr-1Nb-0.33H наблюдаются более длительная стадия и больший эффект деформационного упрочнения по сравнению со сплавом Zr-1Nb. Повышение температуры испытания до 673–873 К приводит к уменьшению продолжительности стадии деформационного упрочнения и снижению эффекта деформационного упрочнения на кривых «истинное напряжение-истинная деформация» УМЗ сплава Zr-1Nb-0.33H. Наиболее длительная стадия и незначительный эффект деформационного упрочнения для сплава Zr-1Nb-0.33H наблюдаются при температуре 973 К.

Легирование водородом УМЗ сплава приводит при комнатной температуре к увеличению его прочностных характеристик, величины однородной деформации и общей деформации до разрушения по сравнению с нелегированным водородом сплавом. С повышением температуры испытания значения пределов текучести и прочности сплава Zr-1Nb-0.33H постепенно уменьшаются и при температуре 773 К становятся

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

нижесоответствующих значений для УМЗ сплава Zr-1Nb. При этом величина деформации до разрушения сплава Zr-1Nb-0.33H в интервале температур 673–873 К ниже или примерно равна соответствующим значениям сплава Zr-1Nb. При температуре 973 К величина деформации до разрушения сплава Zr-1Nb-0.33H становится примерно в 1,5 раза выше по сравнению с УМЗ сплавом Zr-1Nb. Это может быть связано с активизацией движения дислокаций потоками атомов водорода в результате растворения гидридов и частичной дегазации водорода из образца сплава Zr-1Nb-0.33H в процессе растяжения (концентрация водорода в сплаве уменьшается до 0.018 %).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-03823).

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ16 В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Раточка И.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
grabg@ispms.tsc.ru

Эффективным способом повышения прочностных характеристик металлических поликристаллов при невысоких гомологических температурах является измельчение зерна до субмикронных размеров (размер зерна $d < 1$ мкм) с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Однако уменьшение размера зерен не всегда приводит к повышению сопротивления ползучести поликристаллов. Для данного материала и данных условий существует некоторый оптимальный размер зерна, ниже и выше которого сопротивление ползучести уменьшается. Кроме того, сопротивление ползучести ультрамелкозернистых материалов, полученных методами ИПД, зависит от состояния границ и объема зерен.

Целью настоящей работы является сравнительное исследование влияния дорекристаллизационных отжигов, приводящих к отпуску дефектной структуры и снижению величины внутренних напряжений, без изменения размеров элементов зеренно-субзеренной структуры, на характер ползучести ультрамелкозернистых технически чистого титана и двухфазного ($\alpha+\beta$) титанового сплава ВТ16 в интервале температур (0,3-0,4) $T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления) при скоростях 10^{-5} - 10^{-6} с⁻¹.

Установлено, что зависимость скорости установившейся ползучести ультрамелкозернистых титана и сплава ВТ16 от напряжения в интервале температур (0,3-0,35) $T_{пл}$ удовлетворительно описывается степенным законом ползучести с показателями чувствительности к напряжению ($n = 6-7$), характерными для дислокационной ползучести крупнозернистого титана, контролируемой диффузией по трубкам дислокаций. При этом в величину скорости установившейся ползучести существенный вклад вносят такие мезоскопические механизмы деформации, как кооперативное зернограничное скольжение и формирование мезополос локализованной деформации.

Зависимость скорости установившейся ползучести ультрамелкозернистого сплава ВТ16 от напряжения в интервале температур (0,37-0,4) $T_{пл}$ описывается степенным законом ползучести с показателями чувствительности к напряжению ($n = 4,4-5$), близкими к соответствующим значениям для титана и сплава ВТ16 в крупно- и мелкозернистом состоянии (4,3-4,6), деформация которых осуществляется движением дислокаций.

После дорекристаллизационных отжигов в интервале температур 573-673 К основным механизмом деформации в процессе ползучести ультрамелкозернистых титана и сплава ВТ16 в исследуемых условиях является движение дислокаций, контролируемое

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

объемной самодиффузией титана. При этом дорекристаллизационные отжиги снижают сопротивление ползучести ультрамелкозернистого технически чистого титана, но приводят к повышению сопротивления ползучести ультрамелкозернистого сплава ВТ16, несмотря на отпуск дефектной структуры и снижение внутренних напряжений в сплаве.

Предполагается, что повышение сопротивления ползучести ультрамелкозернистого сплава ВТ16 после длительных дорекристаллизационных отжигов связано с фазовым превращением $\beta \rightarrow \alpha$, уменьшением объемной доли менее прочной β фазы и перераспределением легирующих элементов, а также появлением в процессе дорекристаллизационных отжигов в объеме сплава наноразмерных зерен α и/или α' фазы, в которых затруднено зарождение и движение дислокаций.

Работа выполнена в рамках Проектов фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 гг.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА NiAl

Козлов Э.В.¹, Попова Н.А.^{1,2}, Никоненко Е.Л.^{1,3},
Федорищева М.В.^{2,3}, Сизоненко Н.Р.¹, Конева Н.А.¹

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

Цель настоящей работы заключалась в изучении влияния температуры спекания на структурно-фазовое состояние порошкового сплава на основе интерметаллида NiAl. Температура спекания изменялась от 1100 до 1400°C. Химический состав исследуемых сплавов приведен в таблице.

Химический состав исследуемых сплавов (ат.%)					
Температура спекания, °С	Ni	Al	O	Y	Fe
неспеченный	55,67	44,33	-	-	-
1100	53,15	39,48	6,06	0,87	0,44
1200	51,12	42,68	5,83		0,37
1300	52,628	39,09	7,08	1,12	0,44
1400	51,46	39,34	7,27	1,29	0,64

Исследования выполнены методами рентгеноструктурного анализа и электронной дифракционной просвечивающей микроскопии на тонких фольгах. Изучено изменение фазового состава, морфологии фаз и их размеров.

Установлено, что основной объем сплава формируется сверхструктурой B2, состоящей из Ni и Al. Фаза NiAl представляет собой зерна, границы которых декорированы различными окислами: в неспеченном сплаве – La₂O₃, в спеченном – FeYO₃ и (Fe,Al)₅Y₃O₁₂. Кроме того, внутри зерен фазы NiAl на дислокациях присутствуют наночастицы фазы Y₂Al.

Проведенные исследования показали, что состав сплава практически при всех температурах спекания соответствует стехиометрическому. Состояние дальнего атомного порядка в фазе NiAl. Размер АФД контролируется плотностью дефектов. Внутренние упругие напряжения невелики.

Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К и 461 и при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-48-700198.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННОГО РЕНИЕМ И ЛАНТАНОМ

Конева Н.А.¹, Никоненко Е.Л.^{1,2}, Попова Н.А.¹, [Козлов Э.В.]¹, Гиберт И.А.²

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,

² НИИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

vilatomsk@mail.ru

Методами дифракционной электронной микроскопии проведено исследование структуры сложнолегированного суперсплава на основе Ni-Al-Cr, приготовленного методом направленной кристаллизации. Исследование структуры сплава проводилось после двух различных видов термообработки: отжига при температуре 1150°C в течение 1 часа, затем образцы отжигались при $T = 1100^{\circ}480$ часов. Целью работы являлось качественные и количественные исследования структуры, фазового состава, морфологии фаз сложнолегированного высокорениевого сплава, дополнительно легированного La. Основные элементы сплава: Ni – ~70 ат.%, Al – ~17 ат.% и Cr – ~5 ат.%. Основными легирующими элементами были Mo, W, Ta, Ti, Co, Co с суммарным количеством ~7 ат.%, Re – 0,4 ат.% и La – 0,006 ат.%. В работе было использовано два метода исследования: 1) метод просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) и 2) метод растровой электронной микроскопии (РЭМ).

Наблюдаемые ПЭМ в суперсплаве фазы можно классифицировать на основные и вторичные. Эта классификация основывается на объемной доле фаз, их роли в сплаве. Основными фазами являются γ' - и γ -фазы. Как правило, они формируют основную структуру сплава практически во всех суперсплавах. В исследуемом сплаве они присутствуют в виде квазикубоидов γ' -фазы, разделенных прослойками γ -фазы. Остальные фазы являются вторичными. Объемная доля γ' -фазы - высокая. Следующая по величине – объемная доля γ -фазы. И наконец, σ -фаза, которая относится к топологически плотноупакованным фазам, или по-другому, к фазам Франка-Каспера. Ее появление обусловлено присутствию в сплаве Re. Действительно, взаимодействие Re с Mo и W приводит к появлению σ -фазы: она образуется в результате затвердевания при высоких температурах. Кроме этого, σ -фаза возникает в результате взаимодействия Re с Co, Cr, Ni, Al.

Известно, что структура суперсплавов, прежде всего, выражена смесью ($\gamma+\gamma'$)-фаз. Эта смесь имеет морфологически правильную кристаллографическую ориентацию и формирует квазимонокристаллическую структуру. Присутствие в сплаве активных фазообразующих металлов осложняет структуру суперсплава и вызывает появление в нем участков с нарушенной $\gamma+\gamma'$ -структурой. В исследуемом сплаве к фазообразующим металлам относятся прежде всего Re и La. Присутствию этих элементов обязано формирование σ -фазы. Образование этих трех фаз вносит серьезное нарушение в структуру квазикубоидов $\gamma+\gamma'$. Поскольку Re и La не заполняют однородно весь объем сплава, а присутствуют лишь в локальных участках, то в сплаве нарушенным оказалась лишь часть объема квазикубоидов $\gamma+\gamma'$.

Установлено, что введение в сплав таких легирующих элементов, как рений и лантан, нарушает идеальную квазикубоидную структуру γ' -фазы и в приводит к образованию новых фаз: σ -фазы.

Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К и при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-48-700198.

**МАКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ,
СИНТЕЗИРОВАННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ**

Зелепугин С.А., Шкода О.А., ЛепакOVA О.К.,

Зелепугин А.С., Касацкий Н.Г.

Научно - исследовательский отдел структурной макрокинетики

ТНЦ СО РАН, Томск, Россия

szel@yandex.ru, caryll@english.tsc.ru

К новому перспективному классу структурных и многофункциональных материалов относятся металло - интерметаллидные слоистые композиты (МИСК), представляющие собой многослойную композицию с чередующимися слоями металла и интерметаллида. Специфические свойства этого класса соединений делают их привлекательными для применения в авиакосмической технике и многих других областях, а методы создания МИСК позволяют использовать новые технологии, расширяя функциональные возможности слоистых композитов и область их применения.

Несмотря на то, что уже выполнено значительное количество работ по синтезу и формированию слоистых композитов типа “металл–интерметаллид” либо “металл 1–интерметаллид–металл 2”, поиск наиболее оптимальных методов продолжается в настоящее время.

В качестве наиболее перспективного многослойного композита рассматривается титан – триалюминид титан ($Ti - Al_3Ti$). Его удельная жесткость (модуль/плотность) почти вдвое выше, чем у стали, удельная ударная вязкость и удельная прочность являются сравнимыми или выше, чем почти у всех металлических сплавов, а удельная твердость коррелирует со многими керамическими материалами.

В данной работе рассматриваются четыре метода получения многослойных металло-интерметаллидных композитов $Ti - Al_3Ti$: тепловой взрыв, реакционное спекание, реакционное прессование, сварка взрывом + спекание. Основное внимание уделяется изучению макроструктуры образцов.

В экспериментах использовались фольги титана (BT1-0) и алюминия (8011) толщиной 0,3 и 0,15 мм соответственно, пластины титана (0,5 и 0,6 мм) и алюминия (1 мм) тех же марок, порошки титана ПТС, алюминия АСД-4.

Экспериментально показана возможность получения требуемой многослойной композиции всеми четырьмя способами. При этом выявлены недостатки, присущие каждому из этих методов. После синтеза в режиме теплового взрыва, в интерметаллидных слоях образцов отмечается высокая пористость, низкая прочность. Также имеются проблемы механической и физико-химической совместимости разнородных материалов на границе между слоями, что приводит к отсутствию прочной связи между титановой фольгой и синтезируемым интерметаллидом. После реакционного спекания также наблюдается высокая пористость в слое интерметаллида и его низкая прочность, при этом повышенная пористость формируется в центре интерметаллидного слоя. После совместной обработки сваркой взрывом и спеканием также образуется центральный слой повышенной пористости, что снижает прочностные характеристики композита. Метод реакционного прессования отчасти решает проблему высокой пористости в слое интерметаллида, но тем не менее поры неравномерно расположенные в слое, присутствуют, что требует дополнительного совершенствования режимов синтеза многослойных металло – интерметаллидных композитов.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРНО- ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ 30ХГС

Попова Н.А.^{1,2}, Журерова Л.Г.³, Никоненко Е.Л.^{1,4},
Калашников М.П.^{2,4}, Скаков М.К.⁵, Козлов Э.В.¹

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Восточно-Казахстанский Государственный технический университет им. Д. Серикбаева,
Усть-Каменогорск, Казахстан,

⁴НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

⁵Национальный Ядерный Центр Республики Казахстан, Курчатов, Казахстан
natalya-popova-44@mail.ru

Одним из методов улучшения эксплуатационных свойств материалов является электролитно-плазменная обработка, которая заключается в том, что при нагреве деталей наряду с закалкой происходит химическая модификация поверхностных слоев металлов элементами, содержащимися в составе электролита. Изменяя состав электролита, можно проводить нитроцементацию с большими скоростями (10-100 мкм/мин), значительно превышающими характерные скорости соответствующих классических процессов. Известно, что нитроцементация формирует в поверхностных слоях структуры, наличие которых позволяют материалу более успешно сопротивляться разрушению, т.е. приводит к значительному поверхностному упрочнению материала.

Настоящая работа посвящена исследованию структуры, возникающей в стали 30ХГС при электролитно-плазменной нитроцементации. Основное внимание уделено качественным и количественным изменениям тонкой структуры слоев, образующихся в результате нитроцементации.

Материалом исследования служила конструкционная легированная сталь 30ХГС, прошедшая процесс поверхностного насыщения азотом и углеродом (нитроцементация) путем электролитно-плазменной обработки при 850⁰С. Изучение структуры и фазового состава стали проводилось методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронного микроскопа ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 25000 крат.

Исследование нитроцементованной стали в настоящей работе проведено в двух точках: 1) на поверхности образца и 2) на расстоянии ~40 мкм от поверхности, т.е. в переходной зоне.

Нитроцементация стали привела к созданию в материале структур, характеристики которых по мере удаления от поверхности образца изменяются следующим образом: 1) изменяется морфология матрицы стали – на поверхности образца α -фаза представлена, в основном, пластинчатым высокотемпературным мартенситом, в промежуточном слое пакетный мартенсит составляет основную часть матрицы стали; 2) во всех зонах внутри и по границам всех кристаллов α -фазы присутствуют частицы легированного цементита и карбонитридов типа $M_2C_{0,61}N_{0,39}$, $M_4(C,N)$, $M_7(C,N)_3$ и $M_{23}(C,N)_6$; 3) на поверхности образца концентрация углерода и азота значительно выше; 4) по мере удаления от поверхности образца изменяется распределение и объемная доля карбидных фаз, при этом число карбонитридных фаз значительно сокращается; 5) нитроцементация привела к полной релаксации локальных внутренних напряжений на поверхности образца, в промежуточном слое эти напряжения существуют, но они носят чисто пластический характер.

Работа выполнена в рамках гос. задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К 461 и при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-48-700198

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО СПОСОБОМ
МНОГОКРАТНОЙ ПРОКАТКИ С СОПРЯЖЕНИЕМ СЛОЕВ**

Иванов К.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

ikv@ispms.tsc.ru

Ультрамелкозернистые материалы (УМЗ), полученные воздействием интенсивной пластической деформации (ИПД), обладают необычными свойствами, привлекательными для практического применения. Наиболее распространенными способами ИПД являются в настоящее время равноканальное угловое прессование, ковка с многократной сменой оси деформации и кручение с одновременным приложением давления. С технологической точки зрения указанные методы неудобны, сложны и дороги. В связи с этим в России и мире ведется поиск новых методов ИПД.

Одним из перспективных и интенсивно развивающихся способов формирования УМЗ структуры путем ИПД является метод многократной прокатки с сопряжением слоев (МПС), впервые предложенный в [1]. Он обладает рядом достоинств, например, может использоваться в промышленности без существенной модернизации основного технологического оборудования (прокатные станы), а получаемый продукт, обладающий высокими прочностными и функциональными свойствами, имеет традиционную форму проката. Однако в литературе, особенно отечественной, имеется ограниченная информация о закономерностях формирования структуры и свойств металлических материалов способом МПС. В связи с этим в работе была поставлена задача исследовать особенности УМЗ структуры, полученной методом МПС, аттестовать механические свойства и установить основные закономерности эволюции структуры и механических свойств металлического материала при МПС и последующих термических воздействиях.

В качестве материала для исследований был выбран технически чистый алюминий. Заготовки подвергали 4, 7 и 10 циклам МПС. Структуру изучали методом просвечивающей и растровой электронной микроскопии и EBSD анализа. Механические свойства измеряли при испытаниях на растяжение при комнатной температуре и методом микротвердости.

Исследования показали, что в результате МПС алюминия формируется сплошная заготовка без расслоений по поверхностям соединения. Структура заготовок ультрамелкозернистая, зерна значительно вытянуты вдоль направления прокатки. В работе обсуждаются основные особенности УМЗ структуры, полученной МПС, и ее эволюция при увеличении степени деформации и в результате термического воздействия.

Обнаружено, что пределы прочности и текучести, величина микротвердости УМЗ алюминия, подвергнутого ИПД методом МПС, в несколько раз выше соответствующих свойств отожженного алюминия. Проведен анализ физических причин упрочнения.

Установлено, что полученная УМЗ структура термически стабильна до температуры выше 240°C. Рассмотрены факторы, обеспечивающие достаточно высокую (по сравнению с УМЗ материалами, полученными другими способами ИПД) температуру рекристаллизации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-43-700440.

Литература:

1. Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, R.G. Hong. Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process // Scripta Materialia.- 1998.- Vol. 39.- P. 1221–1224.

FORMATION AND PROPERTIES OF MICRO-ARC WOLLASTONITE-CALCIUM PHOSPHATE COATINGS ON TITANIUM AND ZIRCONIUM-NIOBIUM ALLOY

Sedelnikova M.B.¹, Komarova E.G.¹, Sharkeev Yu.P.^{1,2}, Shinzhina A.A.²

¹Institute of Strength Physics and Materials Science of SB RAS, Tomsk, Russia,

²Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,

smasha5@yandex.ru, katerina@ispms.tsc.ru, sharkeev@ispms.tsc.ru, sh-aiym@mail.ru

Microarc oxidation (MAO) is one of the most prospective surface treatment methods of titanium and its alloys, zirconium, magnesium alloys for biomedical applications [1, 2]. The coating is formed during the high-temperature electrochemical processes in local microplasma regions created by microarc discharges under high voltages [1]. Hydroxyapatite (HA) and other calcium phosphates (CaP) have been coated on medical alloys by MAO [2]. Also bioceramics and bioactive glass included compounds such as CaO-SiO₂ reveal high bioactivity [3]. The Kazek-Kęsik et al [4] proposed to add the wollastonite (CaSiO₃), and silica (SiO₂) into the electrolyte to deposit the bioactive coatings on Ti-15Mo and Ti-13Nb-13Zr alloy by plasma electrolytic oxidation method. Zirconium and its alloys have high corrosion resistance, strength and high biological inertness [1].

The paper focused on investigations of influence of MAO parameters (oxidation voltage, process duration and pulse duration) on physical and mechanical properties of wollastonite-calcium phosphate coatings on the titanium and Zr1Nb alloy.

In order to carry out MAO the technique Micro-Arc-3.0 was developed. The wollastonite-CaP coatings were deposited from an aqueous solution of electrolyte containing phosphoric acid, HA, and wollastonite. The coatings were formed with the following parameters: pulse frequency of 50 Hz, pulse duration from 100 to 500 μs, deposition duration from 5 to 10 min, electrical voltage from 150 to 300 V, in the anode regime.

As the result wollastonite-CaP coatings were successfully deposited on the titanium and Zr1Nb substrates. XRD analysis showed that the structure of coatings on titanium primarily is in X-ray amorphous state. Also, the reflexes corresponding to Ti and CaSiO₃ are observed in XRD spectra of the coatings deposited under 150 V on Ti substrate. The structure of coatings on Zr1Nb is crystal with following phases Zr, ZrO₂, CaZr₄(PO₄)₆, ZrP₂O₇.

The optimal MAO parameters as the electrical voltage of 150-250 V, pulse duration of 100-500 μs, and the process duration of 5-10 min were found. Such parameters allow to form the CaP biocoatings with specific morphology, roughness and high hydrophilicity.

Acknowledgements

The work has been performed within of the state plan of ISPMS of SB RAS, 2015-2017, No. 23.2.5, and the Russian Foundation for Basic Research, Grant No. 15-03-07659.

References:

1. E. V. Legostaeva, Yu. P. Sharkeev, M. Epple, O. Prymak. Structure and Properties of Microarc Calcium Phosphate Coatings on the Surface of Titanium and Zirconium Alloys, Russian Physics Journal. 56(10) (2014) 1130-1136.
2. X. Lin, X. Wang, L. Tan, P. Wan, X. Yu, Q. Li, K. Yang, Effect of preparation parameters on the properties of hydroxyapatite containing micro-arc oxidation coating on biodegradable ZK60 magnesium alloy, Ceram. Int. 40 (2014) 10043–10051. doi: 10.1016/j.ceramint.2014.02.104
3. K.Y. Lee, M. Park, H.M. Kim, Y.J. Lim, H.J. Chun, H. Kim, S.H. Moon, Ceramic bioactivity: progress and perspectives, Biomed. Mater. 1 (2006) 31–37.
4. A. Kazek-Kęsik, M. Krok-Borkowicz, E. Pamuła, W. Simka, Electrochemical and biological characterization of coatings formed on Ti-15Mo alloy by plasma electrolytic oxidation, Mater. Sci. Eng. C. 43 (2014) 172–181. doi: 10.1016/j.msec.2014.07.021

**КОРОТАЦИОННАЯ ПРОИЗВОДНАЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ
ДЕФОРМИРОВАНИЯ АНИЗОТРОПНЫХ СРЕД В МЕХАНИКЕ
ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА**

Кривошеина М.Н.¹, Кобенко С.В.², Стребкова Е.А.³, Козлова М.А.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² Нижневартковский государственный университет, Нижневартовск, Россия,

³ НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

Marina_nkr@mail.ru, sergeyvk@inbox.ru, kateks93@mail.ru , kozlova_ma@mail.ru

В работе рассматриваются тензорные меры скоростей изменения напряжений в изотропном и анизотропном твёрдых телах, испытывающих большие деформации при динамических нагружениях.

Поскольку возможность численного моделирования напряженно-деформированного состояния анизотропных тел в физически и геометрически нелинейных задачах в трехмерной постановке возникла только в последние годы, появилась необходимость исследования применения коротационных производных в таких задачах. Непосредственное использование в уравнениях механики сплошных сред скоростей изменения компонент напряжений приводит к неверным результатам, обусловленным зависимостью параметров, определяющих состояние твёрдого тела от движения тела как жёсткого целого. Замена материальной производной (по времени) тензора напряжений его коротационной производной позволяет избавиться от этого "дефекта" в расчётах и построить определяющие соотношения независимо от выбора системы отсчёта. Выбор коротационной производной может быть осуществлён множеством различных способов, поэтому существует много видов коротационных производных [1,2].

Основное отличие коротационных производных в анизотропных средах от изотропных связано с тем, что в анизотропных средах шаровые части тензора напряжений не соответствуют шаровым частям тензора деформаций вследствие того, что в анизотропных средах невозможно непосредственно разложить энергию упругой деформации на энергию изменения объёма и энергию изменения формы. Это можно сделать только в особых случаях – при условии равномерного напряженного или равномерного деформированного состояний. В работе показано отличие коротационных производных для изотропных и анизотропных (ортотропных) сред на примере коротационной производной Яуманна.

Показано, что для ортотропных и транстропных сред на компоненты напряжений сдвига тензора полных напряжений в коротационных производных Яуманна влияет текущее гидростатическое напряжение и анизотропия механических характеристик. Компоненты продольных напряжений тензора полных напряжений в коротационных производных Яуманна зависят от приращения гидростатического напряжения и анизотропии механических характеристик. То есть при повороте как жесткого целого элемента из анизотропного материала возникает ошибка в расчетах, зависящая от гидростатического напряжения, которую необходимо учесть с помощью коротационной производной для анизотропных сред. Для изотропных сред величина гидростатического напряжения не влияет на компоненты тензора напряжений при повороте тела как жесткого целого.

Литература:

1. Поздеев А.А. Большие упругопластические деформации: теории, алгоритмы, приложения / А.А. Поздеев, П.В. Трусов, Ю.И. Няшин. - М.: Наука, 1986. - 232 с.
2. Коробейников С.Н. Нелинейное деформирование твёрдых тел /С.Н. Коробейников. - Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2000. - 262 с.

Работа выполнена по проекту 23.1.2 в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ДОБАВОК ZrO_2 НА ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ НОВОГО ПЕНОСТЕКЛЬНОГО МАТЕРИАЛА

Вотинов А.В.^{1,2}, Семухин Б.С.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
chillerus@gmail.com

Пеностекло представляет собой пористый материал, состоящий из воздушных ячеистых пор (80 – 95 %), замкнутых или сообщающихся между собой, разделенных перегородками из стекловидного вещества. Свойства пеностекла во многом зависят от его макро- и микроструктуры, изменять которую можно путем введения модифицирующих добавок.

В настоящей работе рассмотрено влияние наноструктурных добавок диоксида циркония на теплопроводность. Увеличение теплопроводности позволит использовать этот материал в различных сферах машиностроения - самолетостроение, судостроение, а также и в строительстве зданий и сооружений особого типа в районах Крайнего Севера.

При использовании добавок установлено, что зависимость коэффициента теплопроводности пеностекла от добавок наноразмерного диоксида циркония линейная, с коэффициентом корреляции $R=0.89$. Такая зависимость позволяет сделать вывод о значительном влиянии добавок наноразмерных частиц на процесс пенообразования и стеклования. Уменьшение коэффициента теплопроводности на 20 % свидетельствует о существенном изменении структуры пеностекла, которая приводит к увеличению теплоизоляционных свойств. Данные свойства определяются в основном макроструктурой материала и его плотностью, наличием свободного пространства в виде пор.

Между молярным объемом вещества и коэффициентом вязкости существует соотношение (формула Бачинского), подтвержденное многочисленными экспериментами: $\mu \sim c/(V_n - b)$, где c и b – константы, V_n – молярный (свободный) объем.

При увеличении количества диоксида циркония наблюдается рост свободного объема и уменьшение плотности пеностекла. Согласно приведенной формуле вязкость силикатного расплава уменьшается, что и приводит к увеличению пористости готового материала. Таким образом, наноразмерный диоксид циркония уменьшает вязкость расплава, по сравнению с микрокристаллическим ZrO_2 , который ее увеличивает. Вероятно, увеличение свободного объема обусловлено уменьшением энергии активации необходимой для преодоления сил притяжения между молекулами.

СОЗДАНИЕ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ РАЗНОРОДНЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ И НИКЕЛЯ

Дроздов В.Н., Маликов А.Г., Оришич А.М., Черепанов А.Н.

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск, Россия

smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru, ancher@itam.nsc.ru

Целью данной работы является создание сложно композиционных коррозионностойких покрытий с малым абразивным износом, применяемых в нефтяной промышленности, методом аддитивной технологии лазерной наплавки. На подложку, состоящую из нержавеющей стали 12Х18Н10Т, наплавлялся подслои из порошковой смеси Ni Cr, и далее создавался верхний наплавляемый слой из смеси порошка стали Х23Н5МЗГС с различным содержанием порошка ВК-12.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

В работе проведены экспериментальные исследования лазерной наплавки по условию формирования наплавляемых разнородных металлокерамических слоев в зависимости от параметров лазерного излучения (плотности мощности, скорости движения луча, глубины перекрытия лучей, направления их движения, шага сканирования, толщины наплавляемого слоя). Отработаны режимы послойного воздействия лазерного излучения на характер формирования композиционного коррозионностойкого покрытия. Методом лазерной наплавки получены покрытия на подложке нержавеющей стали 12Х18Н10Т, с никель – хромовым подслоем разной толщины (0,5-1,5 мм) и верхним наплавленным слоем из смеси порошка стали Х23Н5М3ГС с различным содержанием порошка ВК-12 (от 0 до 30 %). Исследована микротвердость наплавляемых покрытий с упрочняющей фазой. Проведены исследования структуры и фазового состава методами световой и растровой электронной микроскопии и рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA.

В работе показана возможность получения аддитивной лазерной наплавкой сложно композиционного коррозионностойкого покрытия с упрочняющей фазой. Найдены оптимальные условия формирования структуры наплавочных слоев в зависимости от параметров лазерного излучения и направления движения излучения. В наплавляемых слоях присутствует некоторое количество пор и трещин в верхнем слое, причем рост трещины ограничивает наплавленный подслоем из никель–хромового порошка. Установлено изменение микротвердости, микроструктуры и структурно-фазовых составляющих в зависимости от содержания порошка ВК-12 в верхнем наплавленном слое.

Работа выполнена при поддержке проекта РАН "Физические основы создания гетерогенных материалов с помощью аддитивных технологий" (№ 0323-2015-0002).

ЭФФЕКТЫ ОБЛУЧЕНИЯ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИОНАМИ ГЕЛИЯ, КРИПТОНА И КСЕНОНА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ И ПОКРЫТИЙ TiMoN НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Кислицин С.Б.¹, Углов В.В.², Ларионов А.С.¹

¹ Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан,

² Белорусский Государственный университет, Минск, Беларусь

skislitsin@inp.kz, uglov@bsu.by

Одним из направлений создания новых конструкционных материалов для ядерных установок является нанесение на существующие конструкционные материалы защитных покрытий, обладающих высокой стабильностью физико-механических свойств к воздействию ионизирующих излучений. В особенности это относится к ядерным реакторам 4 поколения, среди которых перспективными считаются реакторы с жидкометаллическим и газовым охлаждением. Материалы в таких реакторах помимо нейтронных потоков будут претерпевать воздействие высоких температур и агрессивных сред. Тройные нитриды переходных металлов (TiZrN, TiCrN и другие) обладают высокими прочностью, коррозионной стойкостью и могут рассматриваться как перспективные. Однако стабильность их свойств под облучением не исследована. В данной работе исследовано влияние облучения низкоэнергетическими альфа-частицами, ионами криптона и ксенона на стабильность физико-механических свойств покрытий TiMoN. Альфа-частицы моделируют наработку трансмутантного гелия, ионы криптона и ксенона - осколки деления ядерного топлива.

Покрытия TiMoN сформированы методом нанесения вещества из плазменной фазы в условиях ионной бомбардировки. Покрытия осаждались в атмосфере газа N₂ при давлении 10⁻¹ Па в камере, потенциале на подложке –120 В и токах горения дуг катодов

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

из титана и молибдена 100 и 180 А. Облучение низкоэнергетическими ионами He, Kr и Xe проводилось на низкоэнергетическом канале ускорителя тяжелых ионов ДЦ-60 в филиале Института ядерной физики в г. Астана. Энергия ионов составляла 20 кэВ/заряд. Выбранные флюенсы облучения составили от $5 \cdot 10^{16}$ до $5 \cdot 10^{17}$ ион/см², площадь облучаемой поверхности – 1 см². Температура облучения не превышала 150 °С.

Изучение структуры и свойств стали 12Х18Н10Т и покрытий TiMoN до облучения и после проводилось методами рентгеновской дифрактометрии, атомно-силовой и растровой электронной микроскопии, измерения нанотвердости и коррозионной стойкости.

Исследования показали, что покрытия не подвержены блистерингу и флекингу при облучении альфа-частицами, а физико-механические свойства как необлученных, так и облученных покрытий значительно превосходят свойства необлученной стали, см. таблицу.

Нанотвердость и коррозионная стойкость стали и покрытия TiMoN до и после ионного облучения

Материал	Твердость, ГПа	Скорость коррозии, мм/год
Сталь 12Х18Н10Т - необлученная	3,3	9×10^{-3}
TiMoN – необлученный	35	6×10^{-6}
TiMoN - $^4\text{He}^{+2}$, E=40 кэВ, F= $5 \cdot 10^{16}$ см ⁻²	53	3.6×10^{-3}
TiMoN - $^{84}\text{Kr}^{+14}$, E=280 кэВ, F= $5 \cdot 10^{16}$ см ⁻²	26	17×10^{-6}
TiMoN - $^{132}\text{Xe}^{+18}$, E=360 кэВ, F= $5 \cdot 10^{16}$ см ⁻²	4	534×10^{-6}

Проведенные исследования показали, что соединения TiMoN можно рассматривать как перспективный материал для защиты конструкционных сталей от ионизирующих излучений.

МОДИФИКАЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ, ФИЗИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni₃Al НАНОЧАСТИЦАМИ ТУГОПЛАВКОГО ХИМИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ

Овчаренко В.Е.^{1,2}, Иванов К.В.¹, Боянгин Е.Н.¹, Чудинов В.А.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
ove45@mail.ru

Интерметаллическое соединение Ni₃Al, обладая высокой жаростойкостью при высоких значениях температуры плавления и температурной стабильности упорядоченной структуры, известен, прежде всего, как основная упрочняющая фаза современных никелевых суперсплавов. Поэтому интерметаллид Ni₃Al является предметом многочисленных исследований с целью повышения его прочности и пластичности, основными из которых являются исследования влияния направленного легирования на прочностные свойства интерметаллида в широком диапазоне температур [1,2]. Между тем, по причине высокой хрупкости интерметаллида, без внимания остается такой высокоэффективный метод упрочнения конструкционных материалов, как измельчение зеренной структуры, включая объемное наноструктурирование.

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния микродобавок наноразмерных частиц тугоплавкого химического соединения (TiN, средний размер частиц $30,85 \pm 20,16$ nm) в порошковую смесь никеля с алюминием стехиометрического состава на средний размер зерна и температурную зависимость прочности синтезированного под давлением интерметаллического соединения Ni₃Al. Показано, что введение в исходную порошковую смесь никеля с алюминием микроколичеств

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

наночастиц TiN (0,05 и 0,1 вес.%) приводит к значительному уменьшению среднего размера зерна в синтезированном интерметаллиде – при содержании наночастиц TiN 0,05 вес.% средний размер зерна уменьшается с 8,1 мкм до 1,6 мкм и при содержании 0,1 вес.% средний размер зерна уменьшается до 0,95 мкм. При этом максимальное значение предела прочности интерметаллида на аномальной зависимости предела прочности от температуры испытания (при 400 °С) повышается с 500 МПа до 550 МПа при содержании наночастиц TiN 0,05 вес.% и до 1050 МПа при 0,1 вес.% TiN. Особым отличием влияния микродобавок наночастиц TiN является смещение максимума предела прочности на температурной зависимости на 200 °С в сторону более высокой температуры – до 600 °С. Комплексное исследование методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии микроструктуры изломов и тонких фольг позволило установить характер распределения наночастиц TiN в зеренной структуре синтезированного под давлением интерметаллида Ni₃Al. Показано, что наночастицы TiN распределены как по границам зерен, так и во внутренних объемах отдельных зерен. Последнее означает, что наночастицы TiN в условиях быстропотекающего процесса высокотемпературного синтеза интерметаллида под давлением и формирования зеренной структуры играют одновременно роль зародышей зерен и стопоров миграции границ зерен, предотвращая рост зерен. С увеличением содержания наночастиц TiN в исходной порошковой смеси никеля с алюминием с 0,05 вес.% до 0,1 вес.% увеличивается число центров зарождения зерен, увеличивается количество стопоров на границах зерен, снижается средний размер зерна в синтезированном интерметаллиде, повышается предел прочности интерметаллида во всем исследованном температурном интервале.

Литература:

1. Каблов Е.Н. Конструкционные материалы на основе интерметаллидов Ni и Ti для высокотемпературных деталей газотурбинных двигателей авиационного и энергетического применения // Перспективные материалы. 2007.- № 1. -С.77-83.
2. Поварова К.Б. Перспективы развития конструкционных сплавов на основе интерметаллидов // Перспективные материалы. 2007. -№ 5.- С.481-489.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ СВОЙСТВ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРОВ ПРИ КОМПЛЕКСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ФАКТОРОВ

Минакова Н.Н.¹, Ушаков В.Я.²

¹ Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,

² Томский политехнический университет, Барнаул, Россия
minakova@asu.ru, vyush@tpu.ru

Объектом исследования были наполненные техническим углеродом полимеры – материалы, перспективные для создания электротехнических конструкций, работающих в экстремальных условиях (в агрессивных средах, при повышенных и пониженных температурах, в сильных электрических полях и т.д.).

Исследованы и апробированы два основных подхода к управлению стабильностью свойств материалов при интенсивных внешних воздействиях свойств, которые заключаются: а) в использовании полимеров различного химического состава, б) в подборе электропроводящего наполнителя различной концентрации, марки и модификации поверхности.

Возрастание стабильности при воздействии эксплуатационных факторов наблюдается при получении заданной величины удельного объемного электрического сопротивления направленным регулированием геометрии агломерата наполнителя. Учитывать только величину удельного объемного электрического сопротивления в качестве критерия стабильности недостаточно, поскольку одна и та же его величина

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

может быть обеспечена различными рецептурными приемами, включая направленное регулирование состояния поверхности электропроводящего наполнителя [1].

По фрактальным параметрам текстурной картины микроскопических снимков структуры материала определен параметр, чутко реагирующий на геометрию агломератов наполнителя в электропроводящей сетке. Параметр работает при сопоставительной оценке микрофотографий уже известного материала (с известными свойствами) и конструируемого (с неизвестными свойствами). С этой целью на изображениях в градациях серого с помощью специально подобранного текстурного признака выделялись границы «наполнитель-полимер», что позволило учесть границы небольших градаций серого. Работоспособным оказался текстурный признак, который отражает автокорреляцию гистограммы совместного распределения яркости второго порядка: характеризует взаимосвязь двух соседних точек изображения. Количественное описание определенных таким образом контуров межфазных границ выполнялось с помощью фрактальных размерностей Реньи.

Установлена связь параметра с вязкостью полимера, которая определяет эффект геометрической переориентации дисперсных частиц, соответственно, вид сетки электропроводящего наполнителя. Показано ее влияние на проявление эффектов агломерирования и деагломерирования технического углерода в гетерогенной структуре.

На основании проведенных исследований предложен двухуровневый подход к управлению стабильностью свойств многокомпонентного резистивного материала для работы при экстремальных условиях эксплуатации.

На основании анализа внешней среды, физико-механических и стоимостных характеристик конкретизируется вид материала матрицы. Определяется его вязкость. В зависимости от ее величины определяется целесообразность модификации наполнителя, усиливающей или ослабляющей процессы агломерирования – деагломерирования.

Выявлено, что использование модификации нецелесообразно при высокой вязкости, например, при использовании фторкаучука. Механизм проявления модификации может быть определен по предложенному структурному параметру, реагирующему на плотность электропроводящей сетки при сопоставительной оценке известного и конструируемого материала.

Экспериментально подтверждена эффективность такого конструирования структуры на примере материалов, работающих в агрессивных средах при повышенных температурах.

Литература:

1. Анисимов В.А., Голицын В.П., Минакова Н.Н. Влияние состояния поверхности графита на электропроводность композиционного материала. Электротехническая промышленность. Серия 21. Электротехнические материалы. 1983. № 7 (156). С. 8-10.

СТРУКТУРНЫЙ КРИТЕРИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОЛИМЕРНЫМИ КОМПОНЕНТАМИ В СИЛЬНЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЯХ

Минакова Н.Н.¹, Ушаков В.Я.²

¹ Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,

² Томский политехнический университет, Барнаул, Россия

minakova@asu.ru, vyush@tpu.ru

В условиях роста уровней рабочего напряжения электротехнических устройств, увеличения рассеиваемых мощностей некоторыми из них возрастает актуальность поиска и конструирования материалов, способных работать в таких условиях. Результаты исследований и опыт эксплуатации показали, что во многих случаях

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

такowymi являются неоднородные материалы с полимерными компонентами. Основной причиной отказов конструкций, содержащих такие материалы, является электротепловой пробой, развивающийся, как правило, по неоднородностям структуры материала. В этой связи, авторы посвятили свои исследования решению проблемы максимально равномерного распределения напряженности электрического поля в объеме материалов с многокомпонентной структурой.

Объектом исследований выбраны резисторы на большие рассеиваемые мощности. Материал резисторов - наполненные техническим углеродом каучуки. Цель работы – выявить структурный параметр, чутко реагирующий на изменение состава материала, и использовать его при конструировании таких материалов.

Процессы в структуре многокомпонентного материала изучались на трех уровнях: электропроводность в единичном контакте гетерогенной структуры; распределение совокупности единичных контактов по свойствам (возможные параметры единичных контактов в зависимости от исходных компонентов и режима изготовления); структура электропроводящей сетки, формируемой на макроуровне).

По расчетной модели электропроводности в единичном контакте выявлены факторы, определяющие величину напряжения, приходящегося на единичный контакт. Установлено, что величина напряженности электрического поля в единичном контакте зависит от работы выхода электропроводящей частицы и толщины диэлектрической прослойки между электропроводящими частицами [1]. С ее увеличением влияние работы выхода ослабевает. Выявлены факторы, определяющие толщину диэлектрической прослойки в единичном контакте неоднородной структуры (полимере с агломерированным наполнителем).

Применена вероятностно-детерминированная модель распределения агломерированного наполнителя по объему матрицы. В рамках указанной модели с помощью численных экспериментов установлено, что распределение толщин диэлектрической прослойки в единичных контактах электропроводящей сетки (при постоянной концентрации наполнителя) зависит от плотности упаковки частиц наполнителя и его способности к деагломерации (распределения частиц по размерам).

Представлены результаты экспериментов по измерению предельного выдерживаемого напряжения при приложении импульса аperiодической формы для материалов, отличающихся плотностью упаковки частиц наполнителя и его способностью к деагломерации.

Для изучения взаимосвязей полученных экспериментальных результатов с процессами в электропроводящей сетке наполнителя по электронно-микроскопическим снимкам исследована структура многокомпонентных материалов. Предложен структурный параметр, учитывающий особенности сформированной электропроводящей сетки. Параметр определен по текстурной картине микрофотографий структуры многокомпонентного материала. Показана связь этого параметра с предельной электрической прочностью материалов в сильных электрических полях.

Экспериментально подтверждено, что предложенный структурный параметр реагирует на примененные рецептурные приемы, способные повысить равномерность распределения диэлектрических прослоек в электропроводящих единичных контактах. Показана корреляционная связь между предельным выдерживаемым напряжением при работе структурно-неоднородного материала в сильном электрическом поле и структурным параметром, рассчитываемым по электронно-микроскопическим снимкам изображения макроструктуры.

Полученные результаты позволили предложить двухуровневый подбор материала под специфические условия эксплуатации - работу в сильных электрических полях.

Литература:

1. Минакова Н.Н. Расчетные модели прогноза свойств и анализа проводимости структурно-неоднородных композиционных материалов. *Электротехника*, 2000, № 9, С. 26-30.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА СТАБИЛИЗАЦИЮ
АМОРФНОГО НАНОСЕЛЕНА ПРИ ПОМОЩИ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ
ВЕЩЕСТВ**

Савинцев Ю.П.¹, Иванов К.В.², Найден Е.П.³, Шевченко В.С.¹, Уракаев Ф.Х.¹

¹Институт геологии и минералогии СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Томский государственный университет, Томск, Россия

svs@igm.nsc.ru

Селенсодержащие наноматериалы обладают уникальными свойствами. Например, полимеры содержащие селен используются при создании нанобиоматериалов. Благодаря удивительному сочетанию в одном образце окислительных и восстановительных свойств они используются в нанобиотехнологиях для транспорта генов. Недавно была создана технология производства недорогих солнечных батарей на основе наночастиц селена. Селен обладает свойством вызывать апоптоз (гибель) раковых клеток. В настоящее время исследования в этой области продолжают. Тем не менее, фундаментальные исследования, позволяющие установить закономерности стабилизации наночастиц селена проводятся недостаточно. Мы изучали закономерности стабилизации наночастиц аморфного селена на примере селеновых нанокмозитов, стабилизированных поверхностно-активными веществами (ПАВ). В качестве последних использовались оксиэтилированные алкилфенолы. Исследовались как растворы нанокмозитов, так и образовавшиеся после их высушивания пленки. Процесс получения вышеуказанных систем включал ультразвуковую обработку водного раствора поливинилового спирта, содержащего ПАВ, соединение селена и восстановитель - гидразин-гидрат. Полученные неокрашенные растворы после обработки приобретали окраску от светло-красной до темно-красной, зависевшей от использованного ПАВ. Растворы исследовались методом оптической спектроскопии, пленки, полученные при высушивании растворов, - методами рентгеновской дифракции, КР-спектроскопии, электронной сканирующей микроскопии. На основе полученных данных произведена оценка роли адсорбции ПАВ и длины оксиэтильной цепи на стабилизацию изученных наносистем. Сделано заключение о механизме процесса.

**НАНОФАЗНАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЧУГУНА ПРИ
ВЗАИМОДЕЙСТВИИ РАСПЛАВА С КАРБИДООБРАЗУЮЩИМ МЕТАЛЛОМ**

Овчаренко В.Е.^{1,2}, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Yunhua Xu⁴, Lisheng Zhong⁴, Nana Zhao⁴

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

⁴Сианьский технологический университет, Сиань, Китай

ove45@mail.ru, yufi55@mail.ru, xuyunhua@vip.163.com

Эффективность работы наноструктурированных металлокерамических покрытий в трибомеханических системах, работающих в условиях абразивного воздействия, высоких температур и агрессивных сред, обусловлена высокими значениями механических и триботехнических характеристик, таких как прочность, твердость, трещиностойкость, износостойкость, работа разрушения, термическая стабильность. Эффективность работы металлокерамических покрытий определяется комплексом механических свойств слоев толщиной 100-200 мкм и обусловлены иерархией масштабных уровней структуры в покрытиях. Сказанное имеет особое значение для разработки и создания технологических процессов упрочнения поверхностных слоев изделий из черных металлов, получивших наибольшее применение в современном

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

машиностроении, путем формирования в поверхностных слоях металлокерамической структуры с широким диапазоном размерности ее составляющих.

Целью настоящей работы являлось исследование формирующейся в поверхностном слое серого чугуна металлокерамической структуры «TaC-чугун» в результате растворения пластины тантала в процессе ее контакта с расплавом чугуна.

Показано, что при взаимодействии пластины из карбидообразующего металла (Ta) с расплавом чугуна происходит частичное растворение пластины в расплаве чугуна путем диспергирования нижней части пластины на фрагменты ее структуры, состоящие из микрочастиц тантала в матрице из чугуна. В результате кристаллизации расплава в поверхностном слое образца образуется переходная зона с гетерофазной металлокерамической структурой, состоящей из наноразмерных частиц карбида тантала с максимальным содержанием карбидной компоненты в непосредственной близости к танталовой пластине. По мере удаления от поверхности образца уменьшается содержание в поверхностном слое карбидной компоненты. Анализ микроструктуры переходной зоны методом электронной микроскопии на просвет показал, что переходная зона состоит из областей, сформированных кристаллами размерами от 75 nm до 250 nm, зон из кристаллитов наноразмерного уровня, распределенных по границам кристаллитов субмикронных размеров, а также областей из кристаллитов субмикромикронных размеров.

Методами темнопольного анализа установлено, что переходная зона содержит кроме карбида тантала карбиды железа (цементита Fe_3C) и включения графита. Частицы карбида железа имеют размеры от 30 до 50 nm и располагаются по границам более крупных частиц карбида тантала. Включения графита имеют либо объемноцентрированную ($a=0,4279$ nm), либо гранецентрированную ($a=0,5545$ nm) кристаллическую решетку.

В соответствии с характером распределения в переходной зоне частиц карбидной фазы изменяется ее твердость в сечении от нижнего края пластины тантала к основе из чугуна – первоначально твердость переходной зоны повышается (более чем в 1,5 раза), но при дальнейшем перемещении к основе, в результате снижения в переходной зоне содержания тантала, уменьшается содержание карбидной компоненты, снижается твердость переходной зоны до ее значения в матрице из чугуна.

НАНОСТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО- ПЛАЗМЕННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Овчаренко В.Е.^{1,2}, Иванов Ю.Ф.³, Моховиков А.А.², Боянгин Е.Н.¹,
Yu Baohai⁴, Xu Yun Hua⁵, Zhong Lisheng⁵

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

⁴ Institute of Metal Research CAS, Shenyang, China,

⁵ Xi'an University of Technology, Xi'an, China

ove45@mail.ru, yufi55@mail.ru, bhyu@imr.ac.cn, zhonglisheng1984@163.com

Создание высокоэффективных методов упрочнения поверхностных слоев изделий из металлокерамических (твердых) сплавов на основе частиц высокотвердых тугоплавких химических соединений с металлическим связующим является одной из приоритетных задач современного материаловедения в машиностроении. Перспективным направлением в упрочнении поверхностных слоев металлокерамических сплавов является формирование в поверхностном слое многоуровневого в наноразмерной области структурно-фазового состояния, определяющего смену доминирующего механизма образования и роста трещин разрушения твердого сплава и

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

повышение стойкости поверхностного слоя к разрушению при внешнем динамическом воздействии [1].

Эффективным методом указанной модификации структуры является импульсное электронное облучение в плазме инертного газа, совмещающее нагрев и охлаждение поверхностного слоя со скоростями до 10^{12} град/с и 10^9 град/с, соответственно, с бомбардировкой ионами инертного газа тугоплавких частиц поверхностного слоя металлокерамического композита [2].

На примерах металлокерамических сплавов с различным содержанием керамической компоненты показано, что эффективность импульсного электронно-ионно-плазменного облучения как метода формирования в поверхностном слое металлокерамического сплава многоуровневого в наномасштабной области структурно-фазового состояния зависит от значений энергии ионизации и атомной массы плазмообразующего газа – с понижением энергии ионизации и повышением атомной массы плазмообразующего газа происходит ускорение процессов растворения в расплаве металлического связующего частиц керамической компоненты, проявляется ускоренное диспергирование керамических частиц до наноразмерного уровня. В результате формирования многоуровневого структурно-фазового состояния происходит снижение величины коэффициента трения и кратное повышение износостойкости поверхностного слоя металлокерамического сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (Соглашение № 14.613.21.0049 от 11.11.2015г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI61315X0049)

Литература:

1. S. Psakhie, V. Ovcharenko, Baohai Yu, E. Shilko, Yu.Ivanov, A. Byeli, A. Mokhovikov. Influence of Features of Interphase Boundaries on Mechanical Properties and Fracture Pattern in Metal-Ceramic Composites. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2013, 29(11), p. 1025-1034.
2. V.V. Uglov, A.K. Kuleshov, E.A. Soldatenko, N.N. Koval, Yu. Ivanov, A.D. Teresov. Structure, phase composition and mechanical properties of hard alloy treated by intense pulsed electron beams. *Surface and Coatings Technology*. 2012, 206 (11-12).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Полехина Н.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

s.a.akkuzin@gmail.com

Повышение прочности аустенитных сталей возможно за счет формирования в них субмикро- и нанокристаллических структурных состояний. Способами создания субмикрокристаллических структурных состояний являются методы интенсивной пластической деформации или различные термомеханические обработки.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа (РСА) и измерений удельной намагниченности изучены особенности структурно-фазовых состояний метастабильной аустенитной стали 08X18H10T на различных этапах термомеханических обработок. Начальный размер образцов составлял $\approx 30 \times 20 \times 12$ мм. Перед деформацией образцы закаливали в воду после выдержки 1100°C в течение 1 часа. Механические свойства были исследованы в процессе активного растяжения при $T = 20^\circ\text{C}$ на образцах в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $13 \times 2 \times 1$ мм.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Термомеханические обработки проводились в три этапа: первый этап – низкотемпературная (вблизи $T = -196$ °С) деформация прокаткой ($\epsilon \approx 20$ %) за несколько проходов; второй этап – деформация прокаткой в интервале температур $T = 20 - 600$ °С за два прохода, ($\epsilon \approx 40 - 45$ %); и третий этап – последующий отжиг при $T = 800$ °С в течение 200 с. В отличие от методов интенсивной пластической деформации использованы относительно малые степени деформации прокаткой ($e < 1$, e – истинная деформация).

Согласно РСА и измерениям удельной намагниченности низкотемпературная деформация приводит к развитию ($\gamma \rightarrow \alpha'$)- и ($\gamma \rightarrow \epsilon$)-мартенситных превращений. Объемное содержание α' -мартенсита составляет ≈ 54 %, а ϵ -мартенсита не превышает 5 %. Электронно-микроскопические исследования показали формирование преимущественно субмикроструктурной ламельной структуры, состоящей из пакетного α' -мартенсита, микродвойников аустенита и небольшого количества пластин ϵ -мартенсита.

Последующая деформация при $T = 20$ °С (после низкотемпературной деформации) способствует продолжению прямого ($\gamma \rightarrow \alpha'$)-мартенситного превращения, с увеличением содержания α' -мартенсита до ≈ 80 %. При этом двухфазная $\gamma + \alpha'$ ламельная структура сохраняется, ϵ -мартенсит не обнаруживается. Отжиг при $T = 800$ °С в течение 200 с. приводит к обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситному превращению, объемная доля аустенита ≈ 89 %. Полученный аустенит наследует ламельную мартенситную структуру.

Деформация при $T = 600$ °С позволяет реализовать в стали обратное ($\alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситное превращение. Объемная доля аустенита увеличивается до ≈ 72 %. Для данного состояния характерна ламельная преимущественно аустенитная структура, в которой наблюдаются субмикроструктурные ламели нескольких ориентаций. Внутри ламелей обнаруживаются микро- и нанодвойники деформации, а также дефекты упаковки и высокая плотность дислокаций. Отжиг при $T = 800$ °С в течение 200 с. позволяет увеличить содержание аустенита до ≈ 94 %.

Указанные термомеханические обработки за счет формирования субмикроструктурных состояний позволяют достичь высоких значений предела текучести стали $\approx 794 - 891$ МПа по сравнению с исходными значениями $\approx 200 - 340$ МПа. При этом содержание аустенита составляет $\approx 89 - 94$ %, а относительное удлинение сохраняется на хорошем уровне $\delta \approx 13 - 24$ %.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЛН В ГПУ-МОНОКРИСТАЛЛАХ В ТРЕХМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ НА ПРИМЕРЕ МОНОКРИСТАЛЛА ЦИНКА

Кривошеина М.Н.¹, Кобенко С.В.², Козлова М.А.¹, Туч Е.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² Нижневартковский государственный университет, Нижневартковск, Россия

Marina_nkr@mail.ru, sergeyvk@inbox.ru, kozlova_ma@mail.ru, tyhka2012@mail.ru

В ГПУ-монокристаллах из-за различных механических свойств скорости распространения упругих и пластических волн зависят от направления даже для случаев их распространения в направлении кристаллографических осей. Распространение “объемных” скоростей звука в условиях динамических нагружений материалов определяет скорости распространения возмущений в пластической области деформации материала. Поскольку ГПУ-монокристаллы характеризуются транстропией механических свойств, для точного определения скоростей распространения “объемных”

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

волн необходимо учитывать связь анизотропии сжимаемости кристалла с “анизотропным” гидростатическим напряжением. Исследования механических свойств материалов в натуральных экспериментах проводят в рамках одномерных постановок задач [1-3] и, как правило, не учитывают “анизотропию” гидростатического напряжения в транслопных и ортотропных материалах. С помощью численного моделирования в работе определяется влияние гипотезы об объемной изотропии анизотропных материалов на скорости распространения упругих и пластических волн.

В рамках уравнений механики сплошной среды проведено численное моделирование в трехмерной постановке ударного нагружения пластин из монокристалла цинка алюминиевой пластиной с применением математической модели, позволяющей учитывать “анизотропное” гидростатическое напряжение. Учтена анизотропия сжимаемости и, в результате, различные скорости распространения “объемных” волн в транслопном материале преграды на примере монокристалла цинка при его нагружении вдоль осей 0001 и $10\bar{1}0$. С помощью численного моделирования были получены результаты, демонстрирующие отличия в скоростях распространения волн в монокристалле цинка, для случаев допущения об объемной транслопии цинка и объемной изотропии. Получены профили скоростей со свободных поверхностей пластин из монокристалла цинка во взаимноперпендикулярных направлениях. В случае применения модели с “анизотропным” гидростатическим напряжением скорости “объемных” волн равны 2741,7483 м/с и 3382,909 м/с, т.е. в одном направлении выше, чем во взаимноперпендикулярном на 641 м/с. Для случая модели с изотропным гидростатическим напряжением скорости “объемных” волн одинаковы во всех направлениях и составляют 3183,57 м/с. Скорости распространения упругих волн вдоль осей 0001 и $10\bar{1}0$ составляют 2923 м/с и 4749 м/с, соответственно. Представлены результаты сравнения профилей скоростей свободных поверхностей преград из монокристаллов цинка по обоим математическим моделям, с результатами натуральных экспериментов других авторов, включающих в себя скорости распространения упругих и объемных волн, профили упругих предвестников и скоростей распространения пластических волн [1-2]. В работе численно, в трехмерной постановке, получен известный экспериментальный факт, что вследствие анизотропии упругих и пластических свойств монокристалла цинка при его ударном нагружении вдоль оси 0001 (при высоких скоростях нагружения) не происходит расщепления ударной волны на упругий предвестник и ударную волну “пластического” сжатия [1-2].

Работа выполнена по проекту 23.1.2 в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

Литература:

1. Безручко Г.С., Канель Г.И., Разоренов С.В. // ТВТ. 2004. Т. 42. № 2. С. 1–7.
2. Богач А.А., Капель Г.И., Разоренов С.В. и др. Сопротивление ударно-волновому деформированию и разрушению монокристаллов цинка при повышенных температурах // ФТТ. 1998. Т. 40. № 10. С. 1849.
3. G.I. Kanel, G.V. Garkushin, A.S. Savinykh, S.V. Razorenov, T. de Resseguier, W.G. Proud, and M. R. Tyutin, J. Appl. Phys. 116, 143504 (2014).<http://dx.doi.org/10.1063/1.4897555>

**MATHEMATICAL MODEL OF THREE-LAYER COMPOSITE SYNTHESIS
DURING HOT ISOSTATIC PRESSING**

Knyazeva A.G., Buyakova S.P.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

anna-knyazeva@mail.ru

Today new composite material synthesis attracts numerous investigators, and it is characterized by complex ideas and combined technologies. It connects with the necessity to obtain the materials with specific properties, for example materials resistant to high thermal and mechanical loading simultaneous. Porous composites can be considered as suitable example. Because the technologies are very complex and multiple-factor, mathematical modeling is used for investigation. In this paper, the model of porous ceramic composite synthesis consisting of three layers is suggested. It is assumed that powder mixture behaviour can be described similarly to viscous liquid. At the initial time moment, we have in the chamber three layers of powders with different chemical compositions and properties. Mechanical and thermal-physical properties of green powders are known. The contact between layers is assumed as an ideal, in a first approximation. Macroscopic thermal stresses are small. Friction with walls is negligible small too. The dependencies of the properties on porosity are taken into account. In turn, the porosity changes during the heating and loading. Heat exchange of powder mixture with the walls leads to the appearance of nonuniform temperature field and can be the cause for nonuniform composition change in the layers during synthesis.

Principally, the chemical reactions (or phase transitions in solid phase) can proceed in each layer. The kinetical equations correspond to them in the model. The problem is solved numerically. Special numerical algorithm is based on the conservation of number of mesh points in the each layer of the composite. As a result we obtain the porosity, temperature field, final composition, mechanical stresses for different synthesis conditions and for different initial data. This work develops the idea used in the papers [1-4].

The work was carried out in the frame of Agreement No. 14.607.21.0056 (RFMEFI60714X0056).

References:

1. Sorokova S.N., Knyazeva A.G., Pobol A.I., and Goranskyi G.G. Modeling of impulse electro contact sintering of solid alloying powder compositions // *Chemical Physics and Mesoscopy*. 2015. V. 17. No 2.
2. Knyazeva A.G., Mechanich I.V. Example of influence of viscous stresses work on the dynamics of the synthesis at the SHS-extrusion conditions // *Russian Physic Journal*. – 2014. V. 57 – №9/3.
3. Knyazeva A.G., Evstigneev N.K. Introduction of loading condition on the solid phase combustion mode in the plate. // *J. of Appl.Mech. and Tech. Physics*, 2011, V.52., № 3..
4. Knyazeva A.G., Evstigneev N.K. Simulation of intermetallic compound synthesis during solid phase extrusion through a tapered die // *Proceedings of XXXVIII Summer School “Advanced Problems in Mechanics” APM’2010*, July, 1-5. St. Petersburg. – 2010.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Куксгаузен И.В.,
Куксгаузен Д.А., Платонова Ю.Н., Поклонов В.В.

Сибирский физико-технический институт НИ Томского государственного университета,
Томск, Россия
pobedennaya_zina@mail.ru

На монокристаллах высокоэнтропийных ГЦК сплавов $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ и $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Cr}_{10}\text{Co}_{10}$ (ат. %), ориентированных вдоль [-111]-направления, при деформации растяжением исследована температурная зависимость критических скальвающих напряжений $\tau_{\text{кр}}$, стадийность кривых течения, дислокационная структура и механизм деформации – скольжение/двойникование.

Показано, что температурная зависимость $\tau_{\text{кр}}(T)$ [-111]-монокристаллов сплавов $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ и $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Cr}_{10}\text{Co}_{10}$ при деформации растяжением в температурном интервале $T = 77 - 573$ К оказывается аналогичной ранее найденной для монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей с атомами азота и стали Гадфильда с низкой $\gamma_{\text{ду}} = 0.015 - 0.025$ Дж/м². При $T < 373$ К наблюдается сильная температурная зависимость $\tau_{\text{кр}}(T)$, превышающая температурную зависимость модуля сдвига $G(T)$, а при $T > 373$ К $\tau_{\text{кр}}(T)$ зависят от температуры как $G(T)$. Установлено, что $\tau_{\text{кр}}$ в исследованном интервале температур $T = 77 - 573$ К зависят от химического состава высокоэнтропийного сплава: в [-111]-монокристаллах сплава $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Cr}_{10}\text{Co}_{10}$ $\tau_{\text{кр}}$ во всем исследованном интервале температур оказываются выше, чем в этих кристаллах сплава $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$.

Установлено, что деформация двойникованием в высокоэнтропийных [-111]-монокристаллах сплавов $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ и $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Cr}_{10}\text{Co}_{10}$ наблюдается при деформации растяжением равной 5 % в температурном интервале от 77 К до 300 К. Двойникование развивается одновременно со скольжением в нескольких системах. При всех температурах испытания двойники имеют толщину 10 нм и содержат внутри дефекты. Предполагается, что двойникование с ранних стадий пластического течения происходит по механизму «скользящего источника». Напряжения $\tau_{\text{кр}}^{\text{ДВ}}$, при которых происходит развитие двойникования в [-111]-кристаллах высокоэнтропийных ГЦК сплавов $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ и $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Cr}_{10}\text{Co}_{10}$ оказываются значительно меньше, чем в монокристаллах аустенитной нержавеющей стали с азотом и стали Гадфильда. Взаимодействие двойникования со скольжением и двойникования с двойникованием обеспечивает высокие коэффициенты деформационного упрочнения при сохранении высокой пластичности кристаллов до 60 % и 40 % в температурном интервале от 77 К до 300 К, соответственно, в [-111]-кристаллах сплавов $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ и $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Cr}_{10}\text{Co}_{10}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-19-10193

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛИДА ТИТАНА

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Платонова Ю.Н.

Сибирский физико-технический институт НИ Томского государственного университета,
Томск, Россия
lesoto@sibmail.com

На монокристаллах сплава на основе железа FeNiCoAlTi с частицами γ' -фазы размером $d = 13 - 17$ нм и монокристаллах сплавов TiNi в однофазном состоянии и с частицами Ti₃Ni₄ размером $d = 400$ нм исследовано влияние насыщения водородом на температурную зависимость осевых напряжений $\sigma_{0.1}(T)$, величину эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) при термоупругом ГЦК–ОЦТ- (FeNiCoAlTi), B2–B19' - (Ti–50.7%Ni) и B2–R–B19' (Ti–51%Ni) - мартенситном превращении (МП) при деформации растяжением.

Установлено, что в [001]-кристаллах сплава на основе железа FeNiCoAlTi насыщение водородом в течение 2–4 ч при $T = 300$ К и плотности тока $j = 50$ мА/см² приводит к понижению температуры начала прямого МП при охлаждении M_s и температуры M_d , к увеличению прочностных свойств высокотемпературной фазы при температуре M_d , и к увеличению температурного интервала проявления СЭ по сравнению с кристаллами без водорода. Показано, что при одном уровне внешних растягивающих напряжений $\sigma_{внеш} < 175$ МПа в низкотемпературной области при $T < 190$ К величина деформации превращения $\epsilon_{прев}$ в [001]-кристаллах с водородом в экспериментах по изучению ЭПФ под нагрузкой оказывается больше, чем в кристаллах без водорода, что связано с влиянием водорода на температуру M_s и подвижность межфазных и двойниковых границ α' -мартенсита. В высокотемпературной области при $T \geq 200$ К и $\sigma_{внеш} \geq 300$ МПа водород слабо влияет на величину ЭПФ и СЭ. В [001]-кристаллах с размером частиц γ' -фазы $d = 13-17$ нм в состоянии с водородом и без водорода величина ЭПФ и СЭ равна, соответственно, 7.8–8% и 6.5–6.9%.

В однофазных $[\bar{1}11]$ -кристаллах Ti–50.7%Ni (ат.%) насыщение водородом в течение 2–4 ч при $T = 300$ К и плотности тока $j = 140$ мА/см² приводит к повышению температуры M_s , $\sigma_{cr}(M_s)$, уменьшению пластичности и к появлению СЭ по сравнению с кристаллами без водорода, и это определяется влиянием водорода на образование частиц TiNi₃ и TiN в кристаллах TiNi при наводороживании.

В $[\bar{1}12]$ -кристаллах Ti–51%Ni (ат.%) с одним вариантом частиц Ti₃Ni₄ размером 400 нм наблюдали двойной ЭПФ, равный 1 %. Насыщение водородом в течение 2 ч при $T = 300$ К и плотности тока $j = 140$ мА/см² приводит к подавлению двойного эффекта памяти формы, что связано с экранированием поля напряжений от частиц за счет сегрегации водорода на границах «частица-матрица».

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект № 1346.

**ТЕРМОУПРУГИЕ γ - α '-МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ,
ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ
В ВЫСОКОПРОЧНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ FeNiCoAlNb**

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куц О.А., Победенная З.В., Куксгаузен И.В.,
Куксгаузен Д.А., Платонова Ю.Н., Поклонов В.В, Панченко М.Ю., Реунова К.А.
Сибирский физико-технический институт НИ Томского государственного университета,
Томск, Россия
bolga@sibmail.com

На [001]-монокристаллах сплава на основе железа FeNiCoAlNb представлены экспериментальные результаты по исследованию обратимых термоупругих мартенситных превращений (МП) под нагрузкой из ГЦК фазы (аустенит) в ОЦТ фазу (мартенсит) в зависимости от размера дисперсных частиц γ' -фазы, способа деформации – растяжения/сжатия, температуры испытания. Показано, что необходимые условия для развития термоупругих МП достигаются за счет выделения наноразмерных частиц γ' -фазы. Впервые на монокристаллах FeNiCoAlNb с осью растяжения вдоль [001]-направления и с размером частиц γ' -фазы $d \leq 5$ нм обнаружены аномально большие обратимые деформации в экспериментах по исследованию сверхэластичности (СЭ), равные 15.3 %. Эти значения в 2 раза превышают теоретически рассчитанные значения деформации решетки при ГЦК–ОЦТ МП. Установлена физическая причина появления таких аномально больших обратимых деформаций, которые связаны с развитием обратимого ГЦК–ОЦТ МП и обратимого механического двойникования $\langle 110 \rangle \{110\}$ в кристаллах ОЦТ мартенсита. При растяжении увеличение размера частиц $d > 5$ –20 нм приводит к повышению температуры M_s , уменьшению термического и механического гистерезиса и обратной деформации по сравнению с наноразмерными частицами с $d \leq 5$ нм. При деформации сжатием [001]-кристаллов СЭ, равная 15.5 %, наблюдается при размере частиц γ' -фазы $d \leq 5$ нм, и величина механического гистерезиса при этом $\Delta\sigma = 400$ – 500 МПа. Эти значения обратной деформации оказываются равными теоретически рассчитанным значениям деформации решетки при ГЦК–ОЦТ превращении при сжатии вдоль [001]-направления. Увеличение размера частиц $d > 5$ нм приводит к подавлению СЭ, но имеет место эффект памяти формы от 10 до 15 %, который уменьшается с ростом размера частиц.

Предложены механизмы взаимодействия МП с дисперсными частицами, которые учитывают соотношение размеров частицы d и толщины двойников t , влияние внешних напряжений на процессы двойникования в кристаллах мартенсита. В [001]-кристаллах при растяжении при $d < t$ частицы сохраняют когерентность при ГЦК–ОЦТ переходе и внешние напряжения не воздействуют на двойниковую структуру мартенсита с элементами двойникования $\langle 111 \rangle \{112\}$, способствуют развитию «упругого» двойникования в кристаллах мартенсита по системам $\langle 011 \rangle \{110\}$. Двойники $\langle 011 \rangle \{110\}$ имеют малые значения вектора Бюргерса, огибают дисперсные частицы, создают обратные дальнедействующие поля напряжений, которые способствуют их обратному движению при разгрузке. В [001]-кристаллах при сжатии МП под нагрузкой сопровождается раздвойникованием $\langle 111 \rangle \{112\}$ в мартенсите, и в результате деформация решетки ϵ_0 состоит из деформации превращения с образованием сдвойникового мартенсита величиной 8.7 % и деформации с последующим раздвойникованием 7.7 %. В результате при раздвойниковании плоскость габитуса отклоняется от своего положения в ненагруженном кристалле, что приводит к появлению внутренних напряжений и к образованию дислокаций. При одном и том же размере частиц $d \leq 5$ нм механический гистерезис при сжатии значительно выше, чем при растяжении.

Работа выполнена за счет средств РФФИ, грант № 14-29-00012.

THERMAL-KINETICAL MODEL OF LASER SHRINKAGE OF TI-NB-ALLOY

Knyazeva A.G., Sharkeev Yu.P.

Institute of Strength Physics and Materials Science of SB RAS, Tomsk, Russia

Action on powder layer by laser beam is basic operation of additive forming during selective laser sintering, during the processes of layer-wise shaping of thin layer. Laser irradiation penetrates into powder along the system of open pores and delivers the energy immediately in the volume. Therefore, optical and thermal physical properties of metallic powders depend on the individual properties of sintered particles and change with porosity. Hence, the change of the energy with time affects immediately the temperature field. To study this question, it is necessary to investigate the intensity change of laser irradiation in the dynamics. Some theoretical approaches to the analysis of the laser irradiation losses, dispersion and absorption in the powder were described in [1].

This paper suggests the theoretical study of influence of shrinkage, melting and the optical and thermal – physical properties change (connecting with shrinkage) on the dynamics of the temperature in the area of laser irradiation action. The model of laser sintering of powder layer is suggested in this work taking explicitly into account porosity and physical properties evolution similarly to [2]. The dependencies of optical properties on porosity are similar to these dependencies on conversion degree [3,4].

When the model had been constructed, additionally to usual thermal conductivity term, additional term appears. It connects with thickness change of powder layer. Practically, some new convective mechanism of heat transfer appears here. The problem was solved numerically. Even in the simplified approximation, suggested model allows to detect various regimes for the process and predicts that the technological parameters area exists where layer with practically homogeneous properties forms after laser running. It was shown that the sintering kinetics (that can depend on the powder properties) effect essential on the dynamic of the process.

In two-dimensional approximation, this model predicts the surface profile evolution in time varying the technology and kinetic parameters.

The investigations were supported by the Russian Science Foundation, project 15-19-00191.

References:

1. S.N. Kostenkov, E.V. Kharanzhevskii, Dispersion and absorption of laser irradiation during their transmission through superdispersed powder media (in Russian), Vestnik Udmurtskogo Universiteta. ser. fizicheskaya (1) (2011) 13-24.
2. N.V. Bookrina, A.G. Knyazeva, I.L. Pobol Influence of kinetics shrinkage of powder layer on the formation regimes of the coating during electron beam surfacing, Physical mesomechanics. 7 (Special Issue, Part 2) (2004) 193-196.
3. I.G. Dik, A.G. Knyazeva, Ignition of a thin film by radiant energy as optical properties vary during the reaction, Combustion, Explosion and Shock Waves. 26 (3) (1990) 251-255.
4. I.G. Dik, A.G. Knyazeva, Ignition of a thin film by a beam of radiant energy, Combustion, Explosion and Shock Waves. 27 (6) (1991) 649-655.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

КРИОГЕЛИ ДЛЯ ОБУСТРОЙСТВА НЕФТЕГАЗОВЫХ МЕСТОРОЖДЕНИЙ В УСЛОВИЯХ АРКТИЧЕСКОЙ ЗОНЫ

Алтунина Л.К., Манжай В.Н. Фуфаева М.С.
Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия
maria81@ipc.tsc.ru

В настоящее время освоение природных ресурсов Арктики является первоочередной государственной задачей. Ее решение осложняется экстремальными климатическими условиями, предъявляющими повышенные требования к используемым технологиям и материалам.

Сложности, возникающие при проектировании и обустройстве месторождений Крайнего Севера, влекут за собой значительные объемы капиталовложений. Поэтому создание новых модифицированных полимерных материалов с гидрофобными свойствами, формируемых при низких температурах для решения исследовательских и технологических задач, является актуальным направлением современной промышленности.

В Институте химии нефти СО РАН разработаны криогели – криотропные полимерные материалы, перспективные для тампонажных работ, строительной индустрии, решения экологических проблем в районах распространения многолетнемерзлых пород. Они безвредны для людей и экологически безопасны для окружающей среды.

Для укрепления и гидроизоляции грунтов в условиях Крайнего Севера может быть использована криотропная полимерная композиция. При введении в водный раствор полимера мелкодисперсных капель минерального масла и проведения цикла замораживания – размораживания образуются криогели, которые приобретают гидрофобные свойства. При этом можно попутно утилизировать отработанные масла, используя их в качестве жидкого гидрофобного наполнителя.

В данной работе использовали водный раствор полимера с высокой молекулярной массой. В качестве жидкого гидрофобного наполнителя использовали отработанное минеральное масло.

Маслонаполненные криогели получали при введении в водный раствор полимера минерального масла путем его диспергирования и проводили цикл замораживания – размораживания полученной эмульсии. В качестве стабилизатора в трехкомпонентную систему (полимер – вода – масло) добавляли водорастворимое неионогенное поверхностно-активное вещество. У сформированных образцов двухкомпонентных криогелей и наполненных минеральным маслом определяли упругие и теплофизические свойства. Результаты представлены в таблице 1.

Составы и свойства наполненных криогелей			
№	Состав	Модуль упругости, кПа	Коэффициент теплопроводности, Вт/(К·м)
1	Вода	-	0,62
2	Криогель	15	0,34
3	Криогель наполненный песком	629	0,36
4	Криогель наполненный бентонитом	465	0,35
5	Криогель, наполненный почвой	125	0,35
6	Криогель наполненный маслом	27	0,35

Из таблицы следует, что введение в полимерную матрицу сыпучих или гидрофобных компонентов значительно улучшает упругие и теплофизические свойства криогелей.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

В ИХН СО РАН разработан химико-биологический метод рекультивации почв и создания зеленого покрова. Преимуществом метода является комплексный подход к решению проблемы опустынивания почв, основанный на применении криогеля в комплексе с выращиванием многолетних трав и древесных пород растений. Полимерная матрица криогеля в почве, с одной стороны, достаточно прочна, чтобы выдержать воздействие эрозионных процессов, с другой – эластична, чтобы не препятствовать росту растений. Семена прорастают сквозь криогелевый слой и образуют устойчивый зеленый покров. Корни растений также способствуют укреплению почвы, а зеленая масса, отмирая, повышает ее плодородие. При этом для каждого типа грунта подбирается своя композиция из полимера и удобрений. Указанную методику можно применять для облагораживания кустовых площадок или для укрепления откосов автомобильных дорог, не нарушая экологическое равновесие окружающей природной среды. Такое решение позволяет стабилизировать грунт вначале за счет полимерной композиции, а после развития и смыкания корневой системы растений, за счет армирования дерновым слоем.

СТРУКТУРА УЛЬТРАТОНЫХ ВОЛОКОН ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА, СОДЕРЖАЩИХ ДИПИРИДАМОЛ

Ольхов А.А.^{1,2}, Карпова С.Г.³, Староверова О.В.²,
Крутикова А.А.⁴, Орлов Н.А.⁵, Иорданский А.Л.²

¹Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Москва, Россия,

²Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва, Россия,

³Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва, Россия,

⁴Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Москва, Россия,

⁵Биологический факультет Московского Государственного Университета
им. М.В. Ломоносова, кафедра биоинженерии, Москва, Россия

aolkhov72@yandex.ru

Создание биорезорбируемых и биосовместимых полимерных матричных систем для адресной и контролируемой доставки лекарственных веществ в живой организм является актуальной задачей современной терапии многих заболеваний и травм [1]. Как правило, эти системы на основе биополимеров получают в виде пленок, микро- и наночастиц или капсул, ультратонких волокон, где физически инкапсулировано или химически иммобилизовано лекарственное вещество (ЛВ) [2,3]. Наиболее часто такие системы формируют на основе биополимера – поли-3-гидроксибутирата [4].

Одной из перспективных форм адресной и пролонгированной доставки ЛВ является нетканый материал на основе наноразмерных или микроволокон, полученных методом электроформования. По сравнению с традиционными методами получения полимерных волокон, метод электроформования (ЭФ) в поле действия механических и электростатических сил, приложенных к раствору или расплаву полимера, позволяет формировать волокна с диаметром в микрометровом и нанометровом диапазоне. Варьируя характеристики формовочного раствора (электропроводность, вязкость), свойства полимера (молекулярная масса и молекулярно-массовое распределение), и технологические параметры ЭФ (напряжение на электроде, расстояние между электродами, производительность), возможно влиять на морфологию, кристалличность, поверхностные свойства, пористость и геометрию волокна [5, 6]. Инкапсуляция лекарственного вещества в полимерные ультратонкие волокна в терапевтических концентрациях (0,5 – 5%) также может приводить к изменениям в структурообразовании матрицы полимерного волокна, что повлечет за собой изменения в динамике диффузионно – транспортных процессов и гидролитических реакций в объеме волокна, функционирующего в живом организме. В этой связи представленная работа

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

рассматривает влияние ЛВ на геометрическое строение, структуру, кристалличность и динамику сегментов в межкристаллическом пространстве ПГБ. В работе использовали полигидроксibuтират серии 16F (компания BIOMER® (Германия); лекарственное вещество – дипиридамо́л (ДПД): антиагрегант, ангиопротектор и корректор микроциркуляции крови. Ультратонкие волокна ПГБ с содержанием ДПД (0 – 5%) получали методом электроформования (ЭФ) [7]. Структуру волокон изучали методами ЭПР (X-диапазон, зонд - стабильный нитроксильный радикал ТЕМПО); ДСК (DSC 204 F1 фирмы Netzsch, 10°C/мин), СЭМ (Hitachi TM-1000, Япония).

Сканирующая электронная микроскопия показала, что при отсутствии и низком содержании ДПД (0% и 1%) волокна характеризуются сложной геометрией, представленной цилиндрическими участками с диаметром 1-3 мкм и веретеноподобными утолщенными фрагментами с средним диаметром 5-7 мкм. С ростом концентрации ДПД в волокне эти фрагменты исчезают, а его геометрия становится цилиндрической. Техникoй ДСК и зондовым методом ЭПР рассмотрена особенность кристаллической структуры и межкристаллическое состояние молекул ПГБ их сегментальная подвижность. Показано, что температурное воздействие (отжиг) волокон приводит к возрастанию кристалличности полимера и снижению сегментальной подвижности в межкристаллических областях полимера. Все результаты, включающие влияние концентрации ЛВ на форму волокна, его динамические характеристики находится в хорошем соответствии с термофизическими параметрами и должны найти непосредственное приложение при создании терапевтических систем для направленного и пролонгированного транспорта биоактивных соединений.

Литература:

1. Martinho N., Damgé C., Reis C.P. Recent advances in drug delivery systems // *Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology*, 2011, 2, 510-526; doi:10.4236/jbnb.2011.225062 (<http://www.scirp.org/journal/jbnb>).
2. Ольхов А.А., Иорданский А.Л., Власов С.В., Симонова Ю.С. Исследование влияния наполнителя – шунгита на высвобождение лекарственного препарата из пленок на основе полигидроксibuтирата // *Пластические массы*. 2010. №9. С. 61-64.
3. Бонарцев А.П., Яковлев С.Г., Филатова Е.В., Соболева Г.М., Махина Т.К., Бонарцева Г.А., Шайтан К.В., Попов В.О., Кирпичников М.П. Пролонгированное высвобождение противоопухолевого лекарственного вещества, паклитаксела, из микросфер на основе поли-3-оксибутирата // *Биомедицинская химия*. 2011. Т. 57. № 2. С. 232-240.
4. Michalak M., Marek A.A., Zawadiak J., Kawalec M., Kurcok P. Synthesis of PHB-based carrier for drug delivery systems with pH-controlled release // *European Polymer Journal*. 2013. Volume 49. Iss. 12. P. 4149–4156.
5. Fernandes J.G., Correia D.M., Botelho G., Padrão J., Dourado F., Ribeiro C., Lanceros-Méndez S., Sencadas V. PHB-PEO electrospun fiber membranes containing chlorhexidine for drug delivery applications // *Polymer Testing*. 2014. V. 34. P. 64–71.
6. Юданова Т.Н., Филатов Ю.Н., Афанасов И.М. Влияние электропроводности формовочного раствора и относительной влажности воздуха на процесс электроформования полиуретановых волокон // *Пластические массы*. 2013. № 9. С. 57-60.
7. Карпова С.Г., Ольхов А.А., Иорданский А.Л., Ломакин С.М., Шилкина Н.С., Попов А.А., Гумаргалиева К.З., Берлин А.А. Нетканые смесевые композиции на основе ультратонких волокон поли(3-гидроксibuтирата) с хитозаном, полученные электроформованием // *Высокомолекулярные соединения. Серия А*. 2016. Т. 58. № 1. С. 61-72.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты: № 14-03-00405-а; №13-02-12407 ОФИ_м2 и № 15-59-32401 РТ-оми).

Измерения кристалличности проводились методом ДСК на приборе DSC 204 F1 фирмы Netzsch, ЦКП “Новые материалы и технологии” ИБХФ РАН.

**УЛЬТРАТОНКИЕ ВОЛОКНА
ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ
НАНОЧАСТИЦАМИ КРЕМНИЯ И КАРБИДА КРЕМНИЯ**

Ольхов А.А.^{1,2}, Крутикова А.А.³, Гольдштрах М.А.⁴, Иорданский А.Л.², Ищенко А.А.⁵

¹Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Москва, Россия,

²Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва, Россия,

³Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Москва, Россия,

⁴Министерство финансов РФ, Гохран России,

⁵ ФГБОУ ВО Московский технологический университет,

Институт тонких химических технологий, Россия

aolkhov72@yandex.ru

В работе исследовали влияние малых концентраций наноразмерных частиц кремния и карбида кремния на структуру, физико-механические свойства и стойкость к фотоокислительной и гидролитической деструкции нетканых волокнистых материалов на основе поли-3-гидроксибутирата (ПГБ). Установлено, что наноразмерные частицы способствуют формированию более тонких волокон с увеличенными физико-механическими показателями и со структурой, более устойчивой к фотоокислению и гидролизу.

Полученные методом электроформования (ЭФ) материалы предназначены для тканевой инженерии [1-3]. Метод ЭФ позволяет получать волокнистые структуры с большим соотношением площади поверхности к объему, что создает условия для свободной миграции и пролиферации клеток в трехмерном пространстве матрикса, а, соответственно, и высокий уровень интеграционной способности материала в живых тканях организма [4]. Известно, что введение наноразмерных добавок различной природы в полимеры приводит к существенному изменению структурных параметров и, соответственно, свойств материалов [5].

Целью настоящей работы являлось изучение влияния наноразмерных частиц кремния и карбида кремния на структуру и свойства ультратонких волокон ПГБ. В работе использовали ПГБ с молекулярной массой 460 кДа фирмы BIOMER (Германия), растворитель хлороформ. В качестве модифицирующих добавок взяли: нанокристаллический кремний (5-7 нм) и карбид кремния (10 нм), синтезированные плазмохимическим методом [6]. Электроформование осуществляли на опытной однокапиллярной лабораторной установке при динамической вязкости раствора 2-9 Пз, удельной объемной электропроводности $\sim 10^{-3}$ (Ом·м)⁻¹, объемном расходе формовочного раствора 10-12*10⁻⁵ г/сек, напряжении электрического поля 15 кВ, расстоянии между электродами 18 см. Оптическую прозрачность пленок оценивали по спектрам поглощения. Спектры поглощения в УФ области полученных пленок измеряли с помощью спектрофотометра СФ-104 (Россия) в диапазоне длин волн 200 – 800 нм. Гидролитическую деструкцию проводили по стандартной методике в фосфатном буфере (рН 7,4, 70 °С) [7]. Прочность волокнистых материалов из ПГБ изучена на разрывной машине РМ-3-1 по ТУ 25.061065-72 на образцах размером 4×1 см, вырезанных из нетканого волокнистого материала. Кинетика УФ-старения изучена на таких же образцах с использованием камеры искусственной погоды Feutron 1001 (Германия), снабженной источником УФ излучения – ртутной лампой высокого давления мощностью 385 Вт (аналог ДРТ-375). Расстояние от лампы до образцов составляло 30 см. Структуру полимерной фазы оценивали методами ДСК, РСА и ЭПР [8].

В работе показано, что структура кристаллической фазы ПГБ практически идентична как в изотропном полимере, так и в волокнах, полученных методом ЭФВ. Анализ спектров ЭПР показал, что образцы волокнистого материала имеют различные

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

по степени организации межкристаллитных областей. Волокнистые материалы ПГБ, содержащие малые концентрации наночастиц кремния и карбида кремния, характеризуются наименьшими диаметрами моноволокна и повышенными физико-механическими характеристиками. При этом увеличивается стойкость материалов к фотоокислительной и гидролитической деструкции. Наноразмерные частицы способствуют формированию упорядоченной надмолекулярной структуры в волокнах ПГБ, устойчивой к агрессивным факторам внешней среды. Наиболее эффективное влияние на структуру и свойства ультратонких волокон ПГБ оказывают наноразмерные частицы кремния.

Литература:

1. Martinho N., Damgé C., Reis C.P. Recent advances in drug delivery systems // *Journal of Biomaterials and Nanobiotechnology*, 2011, 2, 510-526; doi:10.4236/jbnt.2011.225062 (<http://www.scirp.org/journal/jbnt>).
2. Бонарцев А.П., Яковлев С.Г., Филатова Е.В., Соболева Г.М., Махина Т.К., Бонарцева Г.А., Шайтан К.В., Попов В.О., Кирпичников М.П. Пролонгированное высвобождение противоопухолевого лекарственного вещества, паклитаксела, из микросфер на основе поли-3-оксибутирата // *Биомедицинская химия*. 2011. Т. 57. № 2. С. 232-240.
3. Fernandes J.G., Correia D.M., Botelho G., Padrão J., Dourado F., Ribeiro C., Lanceros-Méndez S., Sencadas V. PNB-PEO electrospun fiber membranes containing chlorhexidine for drug delivery applications // *Polymer Testing*. 2014. V. 34. P. 64–71.
4. Филатов Ю.Н. Электроформование волокнистых материалов (ЭФВ-процесс). / Москва: Нефть и Газ, 1997. 298 с.
5. Ищенко А.А., Фетисов Г.В., Асланов Л.А. Нанокремний: свойства, получение, применение, методы исследования и контроля. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2011. 648 с.
6. Дорофеев С.Г., Рыбалтовский А.О., Ищенко А.А., Крутикова А.А., Ольхов А.А., Кононов Н.Н., Баграташвили В.Н., Минаев Н.В. Лазерно – индуцированные эффекты в спектрах комбинационного рассеяния нанокристаллического кремния // *Российские нанотехнологии*, 2012. т. 7, № 7-8, с. 96 – 101.
7. Bonartsev A.P., Iordanskii A.L., Bonartseva G.A., Zaikov G.E. Biodegradation and Medical Application of Microbial Poly(3-hydroxybutyrate). // *J. of Balkan Tribological Association*. 2008. V. 14. №3. P. 359-364.
8. Карпова С.Г., Иорданский А.Л., Мотякин М.В., Ольхов А.А., Староверова О.В., Ломакин С.М., Шилкина Н.Г., Роговина С.З., Берлин А.А. Структурно-динамические характеристики матриц на основе ультратонких волокон поли(3-гидроксибутирата), полученных электроформованием // *Высокомолекулярные соединения. Серия А*. 2015. Т. 57. № 2. С. 128-135.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты: № 14-03-00405-а; №13-02-12407 ОФИ_м2 и № 15-59-32401 РТ-оми).

Измерения кристалличности проводились методом ДСК на приборе DSC 204 F1 фирмы Netzsch, ЦКП “Новые материалы и технологии” ИБХФ РАН.

О ХАРАКТЕРЕ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ПРИ ПРОХОЖДЕНИИ ПРОДОЛЬНОЙ ВОЛНЫ

Чертова Н.В., Гриняев Ю.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
chertova@ispms.tsc.ru

Границы раздела являются важными элементами структуры реальных иерархически организованных материалов и сред, к числу которых относятся геологические среды, композиционные материалы, поликристаллы. В отличие от перечисленных материалов в монокристаллах элементы структуры и соответствующие границы раздела формируются в процессах деформации. В любом случае границы раздела, представляющие поверхностные дефекты, оказывают существенное влияние на физические и эксплуатационные свойства твердых тел, определяемые закономерностями процессов деформации и разрушения. Поскольку экспериментальные методы исследования не позволяют детально изучать динамику вкладов и взаимодействий различных мод деформаций на границах раздела, а также эффекты, обусловленные их наличием, теоретические подходы и методы численного моделирования приобретают особое значение при изучении особенностей динамических деформаций на границах раздела.

Чтобы установить характер деформаций на границах раздела и определяемые ими особенности деформирования, рассмотрим закономерности прохождения упругой волны через границу раздела в частном случае падающей продольной волны. Традиционной целью таких задачи является нахождение коэффициентов отражения и преломления и вычисление потоков энергии первичной и вторичных волн. В настоящей работе коэффициенты Френеля использованы для анализа различных мод деформации, характеризующих формоизменение бесконечно малого элемента среды и его поворот на границе раздела.

Аналитические выражения для смещений падающей продольной волны и отраженных и преломленных волн позволяют определить тензор деформаций и напряжений на границе раздела и записать систему уравнений относительно коэффициентов Френеля на основе граничных условий в рассматриваемом случае идеального контакта. Используя найденные коэффициенты отражения и преломления, можно исследовать амплитудные зависимости компонент деформации и поворота на границе раздела двух сред от угла падения волны и параметров контактирующих упругих сред.

Определены и проанализированы деформационные картины на границе раздела двух сред в случае продольной волны, падающей из среды с меньшими упругими скоростями в среду с большими скоростями наоборот. Установлено, что на границе раздела при падении продольной волны отличными от нуля являются удлинения, направленные по нормали к границе, сдвиги и повороты, равные по величине, но противоположные по знаку. Зависимости амплитуд компонент деформаций на границе раздела двух сред от угла падения волны непрерывны в случае контакта сред с большими и меньшими упругими скоростями и имеют особенность на границе сред с противоположным соотношением скоростей. В последнем случае предельные углы полного внутреннего отражения продольной или поперечной волны являются особыми точками.

Полученные зависимости компонент деформации и поворота на границе раздела двух сред сравниваются с результатами двух предельных случаев: свободной поверхности и жесткой границы раздела. В любом случае граница раздела является областью ненулевых поворотов и их скоростей при падении продольной волны.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020гг. В части обоснования появления поворотных мод деформации при прохождении продольных волн границ раздела упругих сред работа поддержана грантом 14-19-00718 Российского научного фонда.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ДИСПЕРСНОГО
НАПОЛНИТЕЛЯ НА ЕГО СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
И СВОЙСТВА ПОЛИМЕРЭЛАСТОМЕРНОГО МАТЕРИАЛА**

Соколова М.Д.^{1,2}, Давыдова М.Л.¹, Халдеева А.Р.¹

¹Институт проблем нефти и газа СО РАН, Якутск, Россия,

²Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова, Якутск, Россия
marsokol@mail.ru, mlar80@mail.ru, haldeeva-anna@mail.ru

Целью работы является исследование структурных характеристик механоактивированной шпинели магния в зависимости от режимов ее обработки и ее влияния на физико-механические свойства полимерэластомерных материалов.

Механическая активация является одним из простых и эффективных методов устранения агломерированности нанопорошков с повышением их структурной активности. В представляемой работе механоактивации подвергалась шпинель магния, синтезированная в Институте твердого тела и механохимии СО РАН (г. Новосибирск). Шпинель магния - двойной оксид с общей формулой $MgO \cdot Al_2O_3$, представляющий собой тугоплавкий твердый раствор внедрения. Механоактивацию проводили в двух планетарных мельницах Activator 2S (ЗАО «Активатор», Россия) и «Пульверизетте 5» (ф. «FRITSCHE», Германия). Отличительными особенностями представленных планетарных мельниц являются центростремительное ускорение мелющих тел (у первой - 80,3g, у второй - 22g) и частота вращения диска (900 об/мин и 400 об/мин, соответственно). Продолжительность механической обработки шпинели магния составляет от 1 до 5 мин.

Результаты текстурных характеристик частиц шпинели магния показали, что наибольшее увеличение ее удельной поверхности наблюдается при обработке в «Activator 2S» в течение 3 минут, а в «Пульверизетте-5» в течение 4 минут по сравнению с неактивированной шпинелью. Величина порового объема активированной шпинели магния по сравнению с неактивированной повышается в 1,6 раза при обработке в «Пульверизетте-5», а в «Активаторе 2S» повышение происходит в первых минутах активации с последующим уменьшением его значения при увеличении времени обработки.

По результатам рентгеноструктурного исследования (дифрактометр ARL X'TRA, Thermo Fisher Scientific) механоактивированной шпинели магния установлено небольшое сужение пиков, характерных для шпинели магния, рост ее размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), повышение относительной степени кристалличности с увеличением времени активации в планетарной мельнице «Активатор 2S». Увеличение размеров ОКР может происходить при перекристаллизации шпинели под воздействием кинетической энергии, передаваемой мелющими шарами планетарных мельниц. У шпинели магния механоактивированной в «Пульверизетте-5» с увеличением времени обработки сужение пиков не наблюдается, размеры ОКР остаются на уровне исходного состояния, относительная степень кристалличности незначительно уменьшается. Таким образом, в планетарной мельнице «Activator 2S», обладающей более высокими техническими характеристиками по сравнению с «Пульверизетте-5» в рабочей зоне мелющих тел устанавливается более высокая температура, приводящая к процессу перекристаллизации с образованием более крупных кристаллитов при обработке свыше 3 мин.

Шпинель магния использована в качестве компатибилизатора смеси полимеров «бутадиен-нитрильный каучук–сверхвысокомолекулярный полиэтилен». Исходя из вышеизложенных результатов, выбрана шпинель магния, механоактивированная в течение 2 мин в «Activator 2S» и в течение 4 мин в «Пульверизетте-5». Получены полимерэластомерные материалы уплотнительного назначения с повышенным уровнем

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

упругопрочностных, морозо-, износо-, маслостойких свойств, чем при использовании неактивированной шпинели магния. Методом электронной сканирующей микроскопии с рентгеноспектральным анализом зарегистрировано появление пика магния, основного элемента в составе шпинели магния на границе раздела полимерных фаз. Такое локальное распределение активированных частиц шпинели магния обеспечивает более высокий уровень взаимодействия на границе раздела полимерных фаз, соответственно, приводит к повышению свойств полимерэластомерного материала.

Таким образом, показана целесообразность применения метода механоактивации шпинели магния с получением полимерэластомерного материала уплотнительного назначения с повышенным уровнем физико-механических свойств.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПОЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ

Гоголева О.В., Петрова П.Н.

Институт проблем нефти и газа СО РАН, Якутск, Россия

oli-gogoleva@yandex.ru

Среди полимеров, применяющихся для изготовления деталей узлов трения в криогенной технике, большой интерес представляет сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ), изделия из которого используются там, где обычные марки полимеров не выдерживают жестких условий эксплуатации. СВМПЭ обладает исключительно высокими ударной прочностью, износостойкостью, стойкостью в агрессивных средах, а также способностью сохранять перечисленные свойства при низких температурах. Разработка новых технологий обработки композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена позволит расширить его области применения в качестве конструкционных материалов с повышенными прочностью, жесткостью и износостойкостью.

Целью данной работы является исследование влияния различных технологий обработки на физико-механические и триботехнические свойства композитов на основе СВМПЭ.

Объектами исследования являются: СВМПЭ марки GUR 4120 производства Ticona Gur, наполнитель - вермикулит. Образцы для испытания готовили методом горячего прессования СВМПЭ при 180°C в течении 20 минут и давлении 10 МПа, время охлаждения пресс-формы около 3 часов.

Материалы и методика испытаний. Воздействие порошковой композиции ультразвуком проводили в ультразвуковой ванне Laborette 17 с мощностью ультразвука 35 кГц, в качестве проводника ультразвуковых колебаний используется вода. Механическую активацию наполнителя проводили в планетарной мельнице АГО-2, совместную активацию компонентов (СВМПЭ+вермикулит) композита в планетарной мельнице «Fritch».

Исследование физико-механических свойств определяли на разрывной машине «UTS-2» при скорости раздвижения подвижных захватов 50 мм/мин. Скорость массового изнашивания определяли на машине трения ИИ-5018 по схеме «палец-диск», контртело - сталь твердостью 45-50 HRC, при нагрузке 150 Н, линейной скорости скольжения 1 м/с. Структурные исследования проведены на растровом электронном микроскопе JSM-6480LV фирмы JEOL.

Обсуждение результатов. Физико-механические свойства композитов на основе СВМПЭ в зависимости от технологии обработки приведены в таблице.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Механические и триботехнические характеристики композитов

Состав	ϵ_p , %	δ_p , МПа	E, МПа	I, мг/ч	f
СВМПЭ (GUR-4120)	340-350	37-38	760	0,49	0,36
СВМПЭ+0,5-1 мас.% вермикулит (акт.)	340-360	34-36	700-850	0,13-0,15	0,36- 0,38
СВМПЭ +0,5-1 wt% вермикулит (совм. акт.)	380-410	36-38	650-700	0,13-0,26	0,23- 0,29
СВМПЭ +0,5-1 wt% вермикулит (ультразвук)	330-350	36-38	860-950	0,026-0,063	0,19- 0,26

Показано, что введение в СВМПЭ активированного вермикулита приводит к понижению скорости массового изнашивания до 3,7 раз при сохранении физико-механических показателей. Технологический прием совместной активации компонентов композита также приводит к снижению скорости массового изнашивания до 3,7 раз, при этом наблюдается увеличение до 20% относительного удлинения при разрыве. Воздействие ультразвука на композит приводит к понижению скорости массового изнашивания до 18 раз, увеличению модуля упругости до 25%. Повышение модуля упругости является положительным фактором, поскольку при эксплуатации это определяет устойчивость материала к пластической деформации под нагрузкой, что и объясняет повышение износостойкости композита по сравнению композитами, полученными с использованием приемов механической активации.

Для установления влияний технологий обработки на процессы структурообразования в СВМПЭ и, соответственно на характер изменения свойств проведены структурные исследования. Установлено, что при применении высокоэнергетических воздействий, исходная фибриллярная структура СВМПЭ трансформируется в сферолитную структуру. Показано, что при воздействии УЗ-колебаний формируется более совершенная мелкосферолитная структура, чем в случае применения технологии совместной активации компонентов композита.

Полученные результаты позволяют заключить, что совершенствование технологии получения ПКМ в направлении повышения уровня внешнего энергетического воздействия и активации компонентов позволяет достичь значительного повышения механических и триботехнических свойств ПКМ.

ВАКУУМНЫЕ МЕТОДЫ ИМПЛАНТАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 И ИХ СВОЙСТВА

Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Сергеев О.В., Жарков С.Ю., Сунгатулин А. Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
goub2002@mail.ru

Для защиты и поверхности металлических конструкций и изделий от коррозии применяются различные покрытия, получаемые гальваническим методом. Перед гальваническим оксидированием алюминиевые сплавы обрабатывают в азотной кислоте концентрацией 400г/дм³ согласно ГОСТ 9.305-84, что может вызвать наводороживание металла. Наводороживание приводит к снижению механических свойств покрытых изделий, особенно тонкостенных, вследствие возникающих в них внутренних напряжений. Для деталей космической техники это недопустимо.

Целью данной работы является замена гальванических технологий получения коррозионно-стойких покрытий на вакуумные ионно-плазменные технологии.

Для модифицирования поверхностного слоя экспериментальных образцов использовалась вакуумная технологическая установка УВН-05МД «Квант», на которой

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

смонтированы ионные имплантеры: непрерывный источник газовых ионов с полым катодом «ДИОНИС-2» и вакуумно-дуговой импульсный источник ионных пучков «ДИАНА-3». Вакуум создавали в камере с помощью безмасляных откачных средств (форвакуумный спиральный насос и высоковакуумный криогенный насос), обеспечивающих величину остаточного давления газов не более 6×10^{-4} Па.

В качестве экспериментальных образцов служили диски, изготовленные из алюминиевого сплава Д16 диаметром 35 мм.

Рабочие поверхности образцов шлифовали, затем полировали до величины шероховатости не более $R_a = 0,08 \dots 0,16$ мкм.

Рабочая поверхность образцов подвергалась ионно-пучковому пассивированию ионами кислорода и имплантации металлических ионов. В качестве металлических ионов для имплантации в алюминиевый сплав Д16 выступали ионы титана и бора. Источником этих ионов служил композиционный катод из бориды титана TiB, изготовленный методом порошковой металлургии. Ионы титана были выбраны для того, чтобы на поверхности алюминиевого сплава могло сформироваться интерметаллидное включение Ti_3Al , обладающее повышенными эксплуатационными характеристиками. Таким образом, технология оксидирования поверхности сплава Д16 включала в себя имплантацию ионов кислорода O^{2-} , титана и бора.

Распределение атомов металла и газа в поверхностном слое экспериментальных образцов исследовалось масс – спектрометром вторичных ионов MS-7201M (SEIMI), методом (ВИМС) в режиме травления пучком ионов аргона.

Исследования образцов методом ВИМС показали, что оптимальным режимом ионно-пучкового оксидирования поверхности образцов из алюминиевого сплава Д16 является имплантация ионов кислорода O^{2-} с ускоряющим напряжением 10 кВ и флюенсом $1 \cdot 10^{18}$ ион/см² с последующей одновременной имплантацией ионов титана и бора с ускоряющим напряжением 80 кВ и флюенсом $1 \cdot 10^{17}$ ион/см².

Измерение шероховатости поверхностно-модифицированного слоя образцов проводили с использованием контактного профилографа Alpha-Step IQ Surface Profiler. Обнаружено, что ионная обработка не приводит к ухудшению шероховатости поверхности экспериментальных образцов, а приводит к некоторому улучшению вследствие травления поверхностного слоя в результате энергетической ионной обработки.

Измерена величина изменения массы образцов после ионной обработки. Для измерения величины изменения массы образцов после ионной обработки изготавливались фольги размером $\varnothing 35 \times 0,2$ мм из материала экспериментальных образцов. После ионной обработки поверхностный слой экспериментальных образцов распылялся. Убыль массы алюминиевых образцов составила $\sim 0,03$ мг/см².

Проведены испытания образцов с поверхностно-модифицированным слоем на коррозионную стойкость.

Для образцов из сплава Д16 обработка по обоим режимам примерно одинаково сказывается на коррозионной стойкости образцов.

На алюминиевом сплаве Д16 с покрытием TiB + O_2 происходит изменение массы образца, связанное с удалением кислорода. На алюминиевом сплаве Д16 с покрытием O_2 + TiB изменение массы образца происходит медленнее, чем на образце Д16 с покрытием TiB + O_2 . На всех образцах образуются питтинговые поры.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

КЕРАМИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА ДЛЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНОСИМЫХ 3D АЭРОЗОЛЬНОЙ ПЕЧАТЮ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В МИКРОЭЛЕКТРОНИКЕ, СВЕТОТЕХНИКЕ И УСТРОЙСТВАХ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Иванов А. А., Туев В. И.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
alexchemtsu@rambler.ru

Повсеместно применяемые металлические и неметаллические материалы в значительной мере достигли своего предела конструктивной прочности. Вместе с тем развитие современной техники требует создания материалов, надежно работающих в сложной комбинации силовых полей, при воздействии агрессивных сред, глубокого вакуума и высоких давлений. Решить эту задачу можно с применением современных материалов и методов обработки в совокупности с традиционными материалами.

Целью данной работы является получение многослойных керамических покрытий, изучение функциональных и конструкционных свойств опытных образцов, а также оценка возможности их использования в виде диэлектрического керамического покрытия в устройствах микроэлектроники, светотехники и для создания электродов управления электронным пучком в ионно-плазменной установке.

Современным и доступным методом создания функциональных и конструкционных материалов в настоящее время является золь-гель технология, позволяющая на стадии синтеза управлять химической природой материала, тем самым задавая необходимые свойства готовым композитам. При этом, актуальным направлением развития золь-гель синтеза является модифицирование кремнийсодержащих соединений как неорганическими, так и органическими веществами. Особенностью используемых золь-гель методов является то, что реакция гидролитической поликонденсации щелочных силикатов протекает в присутствии неорганических веществ (соли, кислоты), а также низко- и высокомолекулярных органических модификаторов, которые придают заданные физико-химические и технически ценные свойства формируемых материалов.

Наряду с основной задачей создания композиционного материала с заданными функциональными и конструкционными свойствами, используемого в качестве керамического покрытия, стоит важная задача подготовки металлической поверхности, на которую наносится покрытие. Металлические детали и изделия обрабатывают для изменения свойств их поверхностей, например, для увеличения площади посредством создания комплекса выступов и впадин в виде геометрических объемных форм (т.н. шероховатости), повышения прочности и износостойкости, повышения адгезионных свойств перед нанесением нового слоя и др. потребительских свойств. Для разрушения поверхностного слоя с целью увеличения площади поверхности выбран метод электроимпульсной абляции, позволяющий формировать заданную шероховатость (Ra) и типы форм углублений на поверхности.

Для получения керамических многослойных покрытий с высокой адгезионной прочностью совместно с методом электроимпульсной абляции применяют композиционные материалы, являющиеся перспективными в связи с возможностью формирования в них структурных элементов с особенностями фазового состава и уникальными свойствами.

Таким образом, в ходе работы получены многослойные керамические покрытия на шероховатых металлических поверхностях с рабочим температурным диапазоном от -40°C до 1400°C. Многослойная структура обеспечивает высокую электрическую прочность и теплопроводность.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки России в рамках проектов RFMEF157714X0061 и RFMEF157814X0027.

ВИНИЛХЛОРИД-МАЛЕИНОВЫЙ АНГИДРИД В КАЧЕСТВЕ ПОЛИМЕРНОЙ МАТИЦЫ ДЛЯ ТОКОПРОВОДЯЩЕЙ КОМПОЗИЦИИ, ИСПОЛЬЗУЕМОЙ В МИКРОЭЛЕКТРОНИКЕ, СВЕТОТЕХНИКЕ И УСТРОЙСТВАХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

Иванов А.А.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
alexchemtsu@rambler.ru

В настоящее время, развитие современных электро- и светотехники, микроэлектроники и космической отрасли, невозможно без создания новых композиционных материалов, причем главную роль в них часто играют полимерные материалы. В рамках фундаментальной науки и различных технологий активно развивается новая область физической химии высокомолекулярных соединений, связанная с синтезом и исследованием структуры и свойств полимеров, способных претерпевать в различных по природе растворителях таутомерию, изменяя при этом структуру и форму надмолекулярных образований. К таким полимерным системам относится сополимер винилхлорид-малеиновый ангидрид (ВХ-МА). Полимеры способные к таутомерии привлекают внимание тем, что в процессе синтеза макромолекулярных ансамблей возможно целенаправленное изменение размеров и форм макромолекул, что сопровождается глубоким и существенным изменением физических и физико-химических свойств, таких как вязкость, растворимость, влагопоглощение, плотность и др. Варьируя формой и размерами надмолекулярных образований, появляется возможность введения в такую полимерную матрицу токопроводящих наполнителей с различным распределением частиц по размерам, и имеющих разнообразную структуру.

Чередующиеся, статистические и привитые сополимеры малеинового ангидрида (МА) обладают широким спектром ценных свойств. Так, сополимеры МА с винилхлоридом (ВХ) легко вступают в различные реакции и представляют собой удобные исходные продукты для синтеза новых сополимеров, нашедших применение в качестве материалов для микроэлектроники, светотехники и некоторых устройств управления космических аппаратов.

Целью настоящей работы является разработка на примере сополимера ВХ-МА подходов к конформационному анализу макромолекул квантово-химическими методами, а также поиск стабильных конформаций, оптимизация их геометрии путем минимизации энергии молекулярных систем и сравнение квантово-химических расчетов с геометрическими параметрами макромолекул, полученных методом вискозиметрии, с целью дальнейшего получения полимерного композиционного материала с низким значением удельного электрического сопротивления, высокой теплопроводностью и адгезионной прочностью.

Приготовление токопроводящей композиции и создание из нее токопроводящих топологий: токопроводящую композицию получали методом ультразвукового диспергирования нано- и микро размерного серебра (70 % от массы ВХ-МА) в растворе ВХ-МА в этилацетате (10 масс. %). Затем для получения токопроводящих топологий, на диэлектрическую поверхность, наносили серебросодержащую ТПК путем трафаретной печати. Для получения заданной толщины топологий использовали трафаретную сетку с различным размером ячеек. При нагревании (210 °С) и после удаления растворителя из системы, частицы нано- и микро серебра распределяются в междоменных областях полимерной матрицы как в микро коллекторах, образуя 95%-ю монолитность топологий, тем самым способствуя получению токопроводящих топологий с низким удельным электрическим сопротивлением ($3.1 \cdot 10^{-8}$ Ом \times м).

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки России в рамках проектов RFMEF157714X0061 и RFMEF157814X0027.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОПОЛНИТЕЛЯМИ

Алтунина Л.К., Кувшинов В.А., Кувшинов В.В., Родионова Н.И., Тихонова Л.Д.
Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия
vak2@ipc.tsc.ru

Целью работы является создание термостойких паст и эпоксидных композитов с максимальной теплопроводностью на основе силиконовой жидкости, эпоксидной смолы, нанокремниевых и других материалов.

Теплопроводность традиционных наполнителей: алюминиевой пудры, порошкообразной меди, окиси алюминия, окиси магния, окиси цинка, нитрида бора характеризуется значениями коэффициента теплопроводности от 20 до 200 Вт/(м·К).

Наряду с традиционными в качестве наполнителей композиционных материалов для увеличения их теплопроводности могут быть использованы углеродные наноматериалы – нанодIAMазы, графит, графен, фуллерены, углеродные нанотрубки. Все эти материалы образованы исключительно связями углерод – углерод с различной пространственной ориентацией этих связей. И все эти материалы обладают достаточно высокой теплопроводностью от 200 до 6000 Вт/(м·К).

В составе паст использованы растворители диметилсульфоксид (ДМСО), пропиленкарбонат (ПК), поверхностно-активные вещества (неонол, синтанол, кальция олеат, кальция стеарат, алюминия олеат), поливиниловый спирт марок ПВС1399 и ПВС1788, силиконовая жидкость ПМС-1000.

В качестве наполнителей использовали: графен Ю, графен С, представляющие собой смесь углеродов в различных соотношениях (сажа, нанотрубки, графен), алюминиевую пудру, ультрадисперсные порошки алмаза УДА-С 5/15 и УДА-С 40/15.

Коэффициент теплопроводности паст различного состава изменяется от 0.7 до 2.04 Вт/(м·К).

Эпоксидные композиционные материалы используют в качестве компаундов, клеев, лакокрасочных материалов и покрытий.

Для приготовления эпоксидных композитов в качестве исходного реагента был выбран один из наиболее широкодоступных эпоксидиановых олигомеров ЭД-20 (эпоксидно – диановая неотвержденная смола). В качестве отвердителя холодного отверждения использовали триэтилентетрамин (ТЭТА) при весовом соотношении ТЭТА:ЭД-20=1:10. При температуре от 20 до 25 °С полное отверждение происходит в течение 24 часов. В качестве нанонаполнителей использовали материалы: графен Ю и графен С.

К основе композиции предъявляется ряд требований, обеспечивающих ее хорошую технологичность: низкая вязкость, способность свободного истекания. В то же время основа должна иметь такую вязкость, чтобы не происходило оседания наполнителя.

Проведены исследования по определению влияния наполнителей на теплопроводность эпоксидных композиций. Была определена теплопроводность чистой композиции без наполнителя, которая оказалась равной 0.15 - 0.25 Вт/(м·К).

Увеличением содержания наполнителей (более 50 мас.%) можно добиться более высокого значения теплопроводности (при увеличении концентрации графена Ю в составе эпоксидного композита до 70 мас.% коэффициент теплопроводности λ увеличивается от 0.15 до 0.55 Вт/(м·К)). Но при этом повышается вязкость композиций, что затрудняет их переработку. При высоком наполнении клеев резко ухудшается адгезия. Для уменьшения вязкости композиций и улучшения смачиваемости порошков в состав композитов добавлены высококипящие растворители: ДМСО, ПК. При

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

добавлении 10 мас.% ПК к эпоксидному композиту, содержащему в качестве наполнителя 20 мас.% графена λ становится равным 0.72.

Повышение теплопроводности композитов удается добиться при сочетании традиционных наполнителей с углеродными наноматериалами. Коэффициент теплопроводности композитов, содержащих: 50 мас.% графита равен 0.55; 50 мас.% графита и 10 мас.% УДП меди - 0.70; 40 мас.% графита и 10 мас.% окиси цинка – 0.97 Вт/(м·К).

Изучено влияние повышения давления на изменение теплопроводности при получении прессованных эпоксидных композитов. Выявлено, что при повышении давления до 80 кН/м² коэффициент теплопроводности эпоксидного композита, содержащего 70 мас.% графита (в качестве пластификатора добавлено 2 мас.% стеарата кальция), возрастает до 1.6 Вт/(м·К).

Подобно металлам углеродные наноматериалы характеризуются высокими значениями теплопроводности. В соответствии с законом Видемана – Франца коэффициент теплопроводности металлов пропорционален удельной электрической проводимости. Однако, в эпоксидных композитах, электропроводность которых обеспечивается однослойными углеродными нанотрубками (УНТ), эта закономерность не выполняется. В интервале концентраций УНТ различного типа от 0 до 0.5 мас.% при изменении электропроводности на 7 порядков теплопроводность увеличивается в лучшем случае на 3 %, а в системе, включающей однослойные УНТ, даже понижается. Кардинальное отличие данных эксперимента от расчета обусловлено в первую очередь тем, что простая теория не учитывает эффекта межфазной границы и контактов. Так называемое термическое сопротивление Капицы на порядки понижает расчетную величину коэффициента теплопроводности и тем сильнее, чем больше удельная поверхность наполнителя. Однослойные УНТ (в отличие от многослойных) как агенты, служащие для повышения теплопроводности полимеров, оказываются неэффективными [1].

По мнению исследователей, идеальным материалом для создания теплопроводящих композитов может быть графен. Именно наличие одно- и двухслойного графена, вместе с многослойными частицами, может существенно повысить теплопроводность композитной смеси.

Литература:

1. Иржак В. И. Эпоксидные композиционные материалы с углеродными нанотрубками // Успехи химии. 2011. Т.80. № 8. С. 821 – 840.

AVERAGE CONTACT TEMPERATURE AND MORPHOLOGICAL DETAILS OF THE WORN SURFACE OF COPPER BASED MATERIALS AT SLIDING AGAINST STEEL UNDER HIGH CURRENT DENSITY

Aleutdinova M.I., Fadin V.V.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia
aleut@ispms.ru

Determination of the factors promoting reduction of materials surface layer (SL) deterioration is a necessary stage of studying of materials contact friction interaction. Studying of materials behavior in extreme conditions with a high energy density is of special interest. In these conditions the stress relaxation occurs mainly due to plastic deformation of SL or changing of its structure and worn surface micro-geometry. Change of materials primary structure effectively influence contact interaction. Wear intensity is the main parameter characterizing SL deterioration. Extreme impact on micro-volumes in the vicinity of contact spots can be set due to passing of electric current perpendicular to a surface of dry sliding.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Sintered copper based composites containing bearing steel show quite low wear intensity in sliding electric contact and may serve in this direction studying.

The purpose of real work is definition of influence of primary structure of copper based composites on structural changes of surface layer and average temperature of sliding surface at sliding with high current density.

Copper (99,9 %Cu) and composites of composition Cu-BS (BS is bearing steel recycled from grinding wastes) served as model specimens loaded by friction and electric current. Composites were sintered in vacuum at 1100°C for 2 hours. Temperature distribution along the specimen axis was measured by the 5 thermocouples placed at different distances y from a sliding surface at some j chosen randomly. Specimens were tested in conditions of dry sliding current collection at pressure $p=0,13$ MPa, sliding velocity $v=5$ m/s using pin-on-ring type wear testing against quenched steel 1045 (AISI).

These materials can form the friction induced structure layer (tribolayer) of thickness higher 50 microns. Worn surface could have sectors with signs of a liquid phase. Liquid phase signs are observed at $j=200-300$ A/cm². Traces of adhesion interaction are absent. Tribolayer consists of iron, copper and FeO oxide. The thin contact layer of composites consists mainly of iron and oxygen.

Temperature distribution along the axis of the pin specimen quite satisfactory can be described by linear approximation according to data of five thermocouples for each sliding mode. Average contact temperature T_s is found by extrapolation to value $y=0$ cm for each mode of friction. It is observed that T_s monotonously increases at increase in current density and at reduction of heat conductivity. It is found also that high derivative $\partial I_h/\partial T_s$ for copper contact indicates low resistance of copper tribolayer to shear at increase in contact temperature. It means that copper tribilayer has the inclination to fast deterioration at $T>110^\circ\text{C}$ and to manifestation of high wear intensity. It is established that contact temperature does not exceed 300°C. It allows to claim that melting of metals in tribolayer does not happens.

The work was supported by Russian Foundation for Basic Researches project No. 16-48-700434.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НИКЕЛИДА ТИТАНА ИОННЫМИ ПУЧКАМИ КРЕМНИЯ И ТАНТАЛА НА ЖИЗНЕСПОСОБНОСТЬ МЕЗЕНХИМАЛЬНЫХ СТВОЛОВЫХ КЛЕТОК

Гудимова Е.Ю.^{1,2}, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Матвеева В.А.³,
Мейснер С.Н.¹, Матвеев А.Л.³, Шабалина О.И.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³ Институт химической биологии и фундаментальной медицины СО РАН,

Новосибирск, Россия

egu@ispms.tsc.ru

Известно [1], что сплавы на основе никелида титана чаще всего используют в медицине для изготовления эндоскопических имплантатов и инструментария. Однако при контакте со средой живого организма остается потенциальный риск развития токсических и аллергических реакций, обусловленный выходом канцерогенных ионов никеля с поверхности имплантата. Эффективным методом улучшения биологической совместимости имплантатов из данных сплавов, позволяющий ограничить выход никеля и улучшить интеграцию имплантата с окружающей тканью, является ионно-пучковая обработка поверхности материала [2].

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

В работе [3] было показано, что на отклик биологической клетки при контакте с поверхностью металлического имплантата оказывает влияние минимум три фактора: физико-химический, топографический и микроструктурный. Как отдельно, так и в совокупности, данные факторы могут способствовать пролиферации, миграции или гибели клетки. Поэтому целью данной работы является определение влияния модификации поверхности никелида титана ионными пучками кремния и тантала на жизнеспособность мезенхимальных стволовых клеток.

Модификация поверхности исходных образцов TiNi (промышленный сплав марки ТН1) осуществлялась на установке «ДИАНА-3» (ИФПМ СО РАН, г. Томск) с применением импульсных однокомпонентных пучков ионов кремния с дозой $D=2 \times 10^{17}$ см⁻² (TiNi-Si⁺) и тантала $D=6 \times 10^{17}$ см⁻² (TiNi-Ta⁺) в условиях безмасляной откачки и высокого вакуума ($\sim 10^{-4}$ Па) в режиме высокодозной ионной имплантации. Исследование структуры и свойств поверхности образцов проводилось на научном оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» (ИФПМ СО РАН, г. Томск). Цитотоксическое действие компонентов, вымытых из сплава на основе TiNi до и после модификации его поверхности, на культивируемые *in vitro* мезенхимальные стволовые клетки костного мозга крысы (МСК КМК) определяли в режиме реального времени, используя клеточный анализатор RTCA iCELLigence (ИХБИФМ СО РАН, г. Новосибирск). Жизнеспособность клеток оценивали по интенсивности митохондриального дыхания клеток в тесте МТТ с использованием реагента пролиферации клеток WST1 (Roche, USA), согласно инструкции производителя.

Анализ профилей распределения элементного состава по глубине, полученных методом ОЭС, показал, что в поверхностной области исходных образцов TiNi помимо титана (~11 ат.%) и никеля (~11 ат.%) наблюдается наличие примесных элементов: кислород (~20 ат.%) и углерод (~58 ат.%). В результате модификации поверхности ионами тантала концентрация ионов Ni уменьшается относительно значения в образце TiNi до ~8 ат.%, а концентрация ионов Ti и O увеличивается до ~35 ат.% и ~50 ат.%, соответственно. В образцах TiNi-Si⁺ концентрация Ni в поверхностной области близка к 0 ат.%, концентрация титана ~30 ат.%, кремния ~5 ат.% и кислорода ~65 ат.%.

Согласно ПЭМ, толщина оксидного слоя в образцах TiNi-Si⁺ составляет 20-25 нм. Расшифровка картин микродифракций позволяет говорить о том, что данный оксидный слой состоит из кристаллитов, соответствующих фазам на основе титана TiO₂ и кремния SiO₂. Модификация поверхности ионами тантала приводит к формированию оксидного слоя на основе TiO₂ толщиной 5-10 нм.

По результатам МТТ не обнаружено выраженного токсического действия на МСК КМК независимо от финишной обработки поверхности образцов TiNi. Установлено, что среднее значение числа колоний, образованных клетками, мигрировавшими с поверхности образцов TiNi, в 2 раза меньше, чем число колоний, сформированных клетками, мигрировавшими с поверхности модифицированных образцов. Кроме того, количество жизнеспособных клеток в колониях, выросших из клеток, мигрировавших с поверхности образцов TiNi-Ta⁺ и TiNi-Si⁺, было в 2 раза выше, чем в колониях, образованных клетками, мигрировавших с поверхности исходных образцов.

Таким образом, сопоставление результатов, полученных методами МТТ, ПЭМ и ОЭС, позволяет предположить, что жизнеспособность МСК КМК на поверхностях образцов TiNi и цитосовместимость этих клеток повышается с понижением концентрации Ni в поверхностной области и зависит от состава и толщины оксидных пленок на поверхности исследуемых образцов.

Литература:

1. T. Duerig, A. Pelton, and D. Stockel. An overview of nitinol medical applications // Mater. Sci. Eng., A. – Vol.149. – 1999. – P. 273–275.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

2. Meisner L.L., Lotkov A.I., Matveeva V.A., Artemieva L. V., Meisner S.N., and Matveev A.L. / Effect of Silicon, Titanium, and Zirconium ion implantation on NiTi biocompatibility. // Special Issue on «Modification, Synthesis, and Analysis of Advanced Materials Using Ion Beam Techniques» // Hindawi Publishing Corporation. Advances in Materials Science and Engineering. – Vol. 2012, Article ID 706094, 16 pages.
3. Joyce Y. Wong, Jennie B. Leach, Xin Q. Brown. Balance of chemistry, topography, and mechanics at the cell–biomaterial interface: Issues and challenges for assessing the role of substrate mechanics on cell response // Surface Science. – Vol.570. – 2004. – P. 119–133.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект 23.2.1).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА НАПРЯЖЕНИЕ МАРТЕНСИТНОГО СДВИГА И РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lotkov@ispms.tsc.ru, grish@ispms.tsc.ru, abat@ispms.tsc.ru, timk@ispms.tsc.ru,

dorz@ispms.tsc.ru

В работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния температуры деформирования (T_d) на напряжение мартенситного сдвига (τ_m) и развитие пластической деформации ($\gamma_{пл.}$) при кручении образцов сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) с нанокристаллической структурой (средний размер зёрен/субзёрен 86 нм). Актуальность подобной работы обусловлена выявившейся тенденцией принимать за высокий предел текучести сплавов на основе TiNi значения, определяемые критерием $\sigma_{0,2}$ относительно линейной зависимости « σ - ϵ » на стадии развития деформации, следующей за стадией псевдотекучести, а линейность данной стадии связывать с упругой деформацией мартенситной фазы. Вместе с тем, систематические исследования развития пластической деформации при нагружении этих сплавов практически отсутствуют.

Сплав испытывал при охлаждении и нагреве без внешней нагрузки последовательность мартенситных превращений (МП) $B2 \rightarrow R$ ($T_R = 261$ К) – $R \rightarrow B19'$ ($M_H, M_K = 212$ К и 182 К, соответственно) – $B19' \rightarrow R$ ($A_H, A_K = 237$ К и 252 К, соответственно) – $R \rightarrow B2$ ($T_R = 261$ К), где $B2, R, B19'$ - кубическая высокотемпературная фаза и мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурой, соответственно. Изотермические циклы нагружения и разгрузки (τ - γ) проводили при T_d от 109 К до 382 К. Пластическую деформацию ($\gamma_{пл.}$) определяли равной остаточной деформации при нагреве до 503 К разгруженных образцов (после завершения возврата неупругой деформации, связанной с МП $B19' \rightarrow B2$). Заданная деформация при нагружении фиксирована равной $\gamma_t = 32,8\%$.

Вид зависимостей « τ - γ » типичен для сплавов на основе TiNi с термоупругими МП. При малых γ_t наблюдается квазиупругая стадия (I). Затем при $\tau > \tau_m$ – стадия псевдотекучести (II), связанная с переориентацией доменов мартенсита $B19'$ при $T_d < M_K$ или с формированием мартенсита $B19'$ при $T_d > M_H$ (τ_m соответствует либо напряжению переориентации, либо напряжению мартенситного сдвига). Показано, что τ_m минимальна вблизи M_H (50 МПа) и линейно возрастает как при понижении T_d от M_H до 109 К (от 50 до 160 МПа), так и при повышении T_d от M_H до 373 К (до 800 МПа). Стадия деформационного упрочнения (III), следующая за стадией II, характеризуется линейным

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

участком зависимости « τ - γ ». Стадия III завершается при напряжении $\tau_{0,3}(IV)$ (аналог $\sigma_{0,2}$ при растяжении: 0,3% отклонения от предшествующей линейной зависимости) и переходит в стадию IV – интенсивного развития $\gamma_{пл.}$ при дальнейшем увеличении γ_t . Показано, что $\tau_{0,3}(IV)$ составляет 950 МПа при 109 К, линейно понижается до 800 МПа в интервале M_K - M_H и линейно растёт до 1020 МПа при повышении T_d от M_H до 373 К. При этом $\tau_{0,3}(IV)$ достигается в интервале γ_t от 20% до 25% для всех T_d . Из экспериментов по нагреву разгруженных образцов получена зависимость $\gamma_{пл.}$ от T_d . Показано, что при фиксированной γ_t (32,8%) $\gamma_{пл.}$ практически линейно растёт от 5% при 109 К до 12% при 253 К. В образцах, деформированных с γ_t 20% и 25% (интервал значений γ_t для $\tau_{0,3}(IV)$), $\gamma_{пл.}$ составляет 1,5% и 2%, соответственно, и линейно возрастает до 2% и 3,5% при повышении T_d до 293 К. Таким образом, экспериментально показано, что $\tau_{0,3}(IV)$ существенно превышает реальный предел текучести $\tau_{0,3}$ данного сплава с нанокристаллической структурой, экспериментальные значения которого определены равными 300 МПа при 153 К и 440 МПа при 293 К, а $\tau_{0,3}$ локализован в начале стадии III, следующей за стадией псевдотекучести, как это наблюдали и ранее в крупнозернистых сплавах на основе TiNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (Ш.23.2.2) и проекта РФФИ (грант №16-38-00601 мол_а).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СТАЛИ 06МБФ В РАЗНЫХ ИСХОДНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Астафурова Е.Г.¹, Майер Г.Г.¹, Мельников Е.В.¹, Москвина В.А.²,

Найденкин Е.В.¹, Одесский П.Д.³, Добаткин С.В.⁴

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³ЦНИИ строительных конструкций, Москва, Россия,

⁴Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

elena.g.astafurova@gmail.com

Методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратнорассеянных электронов и оптической металлографии исследовали структуру стали 06МБФ, подвергнутой отжигам в интервале температур выше границы термической стабильности (400÷700 °С, 1ч.) ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, сформированной методом кручения под высоким давлением (КВД). Перед КВД образцы стали подвергали различным термическим обработкам с целью сформировать структуру разной дисперсности и с различным распределением дисперсных частиц по объему. Состояние I формировали закалкой (920 °С, 30 мин. в воду) и высоким отпускком (670 °С, 1 ч), после такой обработки образцы имели структуру феррита. Состояние II получено нормализацией стали (920 °С, 30 мин.), заготовки имели феррито-бейнитную структуру. В состоянии III, после закалки от 920 °С, 30 мин. в воду, образцы имели структуру мартенсита самоотпуска. КВД дисков диаметром 10 мм (толщина – 0,5 мкм) проводили при давлении 4–5 ГПа на пять оборотов, температура деформации – комнатная.

После КВД стальные образцы имели УМЗ структуру с близкими значениями среднего размера элементов: 100±60 нм (I), 91±57 нм (II), 98±72 нм (III). При этом однородность распределения и дисперсность частиц были выше в случае кручения стали в состоянии III по сравнению с двумя другими состояниями. Термическая стабильность таких УМЗ структурных состояний также зависела от исходной термической обработки

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

и составляла 500 °С для состояния I и 400 °С для состояний II и III. Отжижки при температурах вблизи границы термической стабильности УМЗ структуры (<100°С от границы термической стабильности) способствовали переходу от зеренно-субзеренной к зеренной структуре субмикронного масштаба за счет образования зародышей рекристаллизации, миграции и аннигиляции дефектов структуры и субграниц. Отжижки при более высоких температурах привели к увеличению размера зерна и дисперсных частиц за счет процессов рекристаллизации.

Установлено, что величина энергии активации роста зерна (Q) при отжиге выше границы термической стабильности структуры, оцененная из экспериментальных данных по эволюции зеренной структуры при отжиге, зависит от исходной термической обработки стали и имеет самое высокое значение для образцов, которые перед кручением под давлением были подвергнуты закалке, т.е. исходно обладали наиболее дисперсной структурой. Величины Q составляли 520 кДж/моль для состояния (I), 420 кДж/моль для состояния (II) и 550 кДж/моль для состояния (III). Такая зависимость вызвана различиями в морфологии УМЗ структуры образцов, сформированных при исходной термической обработке и последующем кручении под высоким давлением: внутренних напряжений, доли мало- и большеугловых границ, размеров и распределении дисперсных частиц.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект Ш.23.2.2.).

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ОРИЕНТАЦИОННУЮ ЗАВИСИМОСТЬ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Астафурова Е.Г.¹, Майер Г.Г.¹, Мельников Е.В.¹,
Астафуров С.В.¹, Москвина В.А.², Захаров Г.Н.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

elena.g.astafurova@gmail.com

С использованием монокристаллов стали Гадфильда (Fe-13Mn-1.3C, мас. %), ориентированных вдоль <111> и <001> направлений, изучали влияние наводороживания на эффекты деформационного старения и релаксацию напряжений под нагрузкой при одноосном растяжении. Электролитическое наводороживание монокристаллов продолжительностью 1, 5 и 20 часов проводили при комнатной температуре в 3% водном растворе NaCl с добавлением 3г л⁻¹ NH₄SCN при плотности тока 10 мА/см². Непосредственно после наводороживания образцы подвергали одноосному статическому растяжению с начальной скоростью 3×10⁻⁴ с⁻¹ при комнатной температуре. Для определения скорости релаксации напряжений останавливали активное растяжение при степени истинной деформации $\epsilon \approx 10\%$. Для изучения статического деформационного старения деформированные образцы ($\epsilon \approx 10\%$) выдерживали при комнатной температуре в течение одного месяца и затем растягивали до разрушения (половину образцов непосредственно перед повторным растяжением наводороживали в течение пяти часов).

В исходных монокристаллах стали Гадфильда ориентационная зависимость механизма деформации обуславливает появление ориентационной зависимости релаксации напряжений под нагрузкой – величина релаксации для <001>-монокристаллов меньше, чем в <111>-ориентации. Это обусловлено различиями «тонкой» структуры дислокаций, движение которых обеспечивает релаксацию напряжений под нагрузкой: в <001>-монокристаллах движутся полные дислокации

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

$a/2\langle 110 \rangle$ и основным механизмом деформации выступает скольжение, а в $\langle 111 \rangle$ -кристаллах – расщепленные дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ и частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$, основной механизм деформации – множественное двойникование и скольжение. Таким образом, ориентационная зависимость релаксации напряжений определяется взаимодействием дислокаций с атомами твердого раствора и их комплексами, и меньшая величина силы взаимодействия частичных дислокаций $a/6\langle 211 \rangle$ при двойниковании $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов способствует большей величине их свободного пробега и большей релаксации напряжений по сравнению с дислокациями $a/2\langle 110 \rangle$ (с большим вектором Бюргерса) в случае скольжения при релаксации напряжений в $\langle 001 \rangle$ -монокристаллах.

Насыщение водородом не приводит к изменению закономерностей деформации, стадийности пластического течения и упрочнения исследуемых монокристаллов – основные механизмы деформации сохраняются. Водород облегчает движение дислокаций (дефектов упаковки) за счет экранирования их полей и способствует более легкому отрыву дислокаций от атмосфер из атомов углерода и марганца, сформированных на дислокациях при деформационном старении. В результате этого напряжения начала пластического течения при повторном нагружении наводороженных $\langle 111 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$ -монокристаллов ниже, чем напряжение течения, достигнутое при предварительной деформации.

Величина релаксации напряжений возрастает при легировании $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов стали Гадфильда, а скорость релаксации напряжений, напротив, уменьшается. Для $\langle 001 \rangle$ -монокристаллов, величина релаксации напряжений остается постоянной. Описанный эффект снижения скорости релаксации напряжений при наводороживании вызван различиями в характере взаимодействия «водород–дефекты упаковки», «водород–частичные дислокации» в случае $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов и «водород–дислокации» в случае $\langle 001 \rangle$ -кристаллов.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 15-38-20056). Авторы благодарны профессору Ю.И. Чумлякову за предоставленные для исследования монокристаллы. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ, КОМБИНИРОВАННОЙ С НАВОДОРОЖИВАНИЕМ, НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08X18H9T

Мельников Е.В.¹, Астафурова Е.Г.¹, Майер Г.Г.¹, Москвина В.А.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

E-mail: melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), микроиндентирования и одноосного растяжения исследовали влияние прокатки, комбинированной с наводороживанием, на структурно-фазовые превращения, механизмы деформации и механические свойства аустенитной стали 08X18H9T. Насыщение образцов (пластины $10 \times 30 \times 1$ мм) водородом проводили в течение 5 часов при плотности тока 10 mA/cm^2 в 1N растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины. Пластическую деформацию осуществляли непосредственно после наводороживания методом многоходовой прокатки с обжатием на 25 и 50 %. Из обработанных пластин вырезали образцы на растяжение в форме двойных лопаток и растягивали их при комнатной температуре со скоростью $4.2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

При прокатке без наводороживания формируется однородная двухфазная ($\gamma + \alpha'$) разориентированная зеренно-субзеренной структура с размером структурных элементов

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

150 нм. После прокатки с предварительным насыщением водородом формируется неоднородная структура, ориентированная преимущественно в одном направлении и содержащая, помимо γ - и α' -фаз, тонкие пластины ϵ -мартенсита. По данным рентгенофазового анализа наводороживание способствует увеличению доли α' -мартенсита в структуре стали по сравнению с образцами, прокатанными без насыщения водородом. В структуре стали, независимо от обработки, наблюдали высокую плотность дислокаций $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$, деформационные двойники и полосы локализованной пластической деформации различного масштаба. Уширение линий на рентгенограммах и размытие рефлексов на электронограммах свидетельствует о фрагментации структуры и росте внутренних напряжений в структуре прокатанных образцов.

В исходном состоянии сталь 08X18H9T сочетает умеренную прочность ($H_u \approx 1.8 \text{ ГПа}$, $\sigma_{0.1} = 360 \text{ МПа}$, $\sigma_B = 610 \text{ МПа}$) с достаточно высокой пластичностью ($\delta = 73 \%$). Прокатка способствует значительному повышению прочностных свойств стали и снижению пластичности. После прокатки на $\epsilon = 25 \%$ предел текучести стали повышается в 2.3 раза (820 МПа), предел прочности – в 1.5 раза (930 МПа), а пластичность уменьшается в ≈ 5 раз (14 %) относительно исходного состояния. Повышение степени осадки до $\epsilon = 50 \%$ приводит к еще большему увеличению предела текучести до 1230 МПа, предела прочности до 1280 МПа и снижению пластичности (до 4 %) относительно исходного состояния. Наводороживание перед прокаткой на 25 % приводит к изменению характера диаграммы растяжения – на 100 МПа уменьшается предел текучести, на 40 МПа предел прочности, а пластичность повышается в ~ 2 раза относительно значений, полученных для образцов, прокатанных без наводороживания. Насыщение водородом перед прокаткой на $\epsilon = 50 \%$ не оказывает заметного влияния на вид кривых σ - ϵ , но пластифицирующее действие водорода также заметно. Предварительное введение водорода перед прокаткой слабо влияет на значения микротвердости стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» и ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ОСОБЕННОСТИ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ПРЕССОВАНИЮ СО СМЕНОЙ ОСИ ДЕФОРМАЦИИ

Астафурова Е.Г.¹, Раточка И.В.¹, Мишин И.П.¹, Майер Г.Г.¹,
Мельников Е.В.¹, Москвина В.А.², Захаров Г.Н.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
elena.g.astafurova@gmail.com

Методами просвечивающей электронной микроскопии и оптической металлографии изучали структуру аустенитной хромоникелевой стали 12X18H10T (Fe-18Cr-10Ni-1,3Mn-0,6Ti-0,5Si-0,2Mo-0,07V-0,11C, мас. %), подвергнутой пластической деформации методом прессования со сменой оси деформации. Перед прессованием исходные заготовки стали размером 20×20×40 (мм) закачивали в воду после часовой выдержки в среде гелия при температуре 1040°C. Горячее прессование со сменой оси деформации проводили по схеме: 5 осадок при температуре 800°C, 3 осадки при температуре 750°C, 3 осадки при температуре 700°C, 3 осадки при температуре 650°C, 3

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

осадки при температуре 600°C, 1 осадка при температуре 550°C (осадка на ≈50%). После каждой осадки заготовки закаливали в воду комнатной температуры.

В исходном состоянии (после закалки) сталь имела структуру аустенита с размером зерна 15 мкм и небольшой долей феррита (<5%). Аустенитные зерна имели квазиравноосную форму и содержали небольшую долю двойниковых границ (закалочные двойники). Микротвердость стали в исходном состоянии составляла 1,8МПа.

После горячего прессования в стали была сформирована однородная зеренно-субзеренная структура субмикронного масштаба. На поверхности образцов после травления в растворе «царской водки» наблюдали однородные равноосные ячейки с границами разной морфологии. Расстояние между границами ячеек после прессования составило 1–5 мкм, но внутри таких элементов присутствовали субграницы с меньшим контрастом. Следы исходной зеренной структуры не были обнаружены, то есть горячее прессование обеспечило деформацию и измельчение исходных аустенитных зерен. На светлопольных электронно-микроскопических изображениях наблюдали однородный контраст с хорошо различимыми границами, который свидетельствовал о формировании развитой зеренно-субзеренной структуры. Средний размер элементов структуры с преимущественно большеугловыми границами, определенный по темнопольным электронно-микроскопическим изображениям, составил 470 ± 20 нм. Внутри таких элементов структуры присутствовали малоугловые границы и высокая плотность дислокаций $\rho \sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$, которые были распределены однородно. Редко наблюдали большие зерна диаметром 1–2 мкм, которые также содержали дислокации и малоугловые субграницы, и свободные от дислокаций зерна размером 0,5 мкм, указывающие на действие динамической рекристаллизации при прессовании стали. Микродифракционные картины, полученные с площади 1 мкм², имели квазикольцевой характер. Межплоскостные расстояния для таких колец соответствовали, в основном, аустенитной фазе, но также наблюдали точечные рефлексы, межплоскостные расстояния для которых соответствовали ферриту.

Прессование привело к повышению микротвердости стали до $3,4 \pm 0,2$ МПа. Таким образом, создание однородной субмикрокристаллической структуры методом горячего прессования со сменой оси деформации способствовало формированию высокопрочного состояния и увеличению микротвердости стали в 2 раза.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-08-00926-а). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).

МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЙ ПЕНОСТЕКОЛЬНЫЙ МАТЕРИАЛ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ С РАДИОПОГЛОЩАЮЩИМИ СВОЙСТВАМИ

Казьмина О.В.¹, Семухин Б.С.², Суслиев В.И.³, Коровин Е.Ю.³, Дорожкин К.В.³

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

kazmina@tpu.ru,

Все известные пеностекольные материалы обладают различным сочетанием физических, технических и химико-механических свойств. Имеются разработанные схемы и технологии, позволяющие изменять те или иные свойства пеностекла. Для этих целей используют, например, модификацию шихты путем внесения каких-либо добавок. О том, каким составом должен обладать материал с необходимой функциональной

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

характеристикой и каким критериям должна отвечать пористая структура обычно неизвестно. В настоящей работе предлагается научно – обоснованный подход к управлению составом и структурой пеностекляного материала, позволяющий получать материал с заранее заданными свойствами. Уникальные физико-технические свойства нового материала обусловлены наличием строгой иерархии структурных уровней. Особо отметим уникальность материала, связанного со способностью поглощать электромагнитное излучение в широком диапазоне частот.

Цель работы - разработка многофункционального пеностекляного материала на принципах многомасштабного построения. Для решения этой задачи в качестве управляющего структурного параметра пеностекляного материала выбраны форма и размеры основных структурных элементов на разных масштабных уровнях. Сформулировано технологическое требование к материалу - увеличение коэффициента поглощения электромагнитных волн в диапазоне 26-260 ГГц. Положительное решение задачи вытекает из возможности контролирования структуры материала на нано-, мезо- и микроструктурных уровнях. В качестве контролирующих структуру методик выбраны традиционные методы исследования – оптическая микроскопия, рентгеноструктурный анализ и микроскопия высокого разрешения. Для контроля свойств выбраны механические методы определения прочностных характеристик и определения коэффициентов прохождения, поглощения, отражения электромагнитного излучения.

Упорядочение структуры пеностекляных материалов вытекает из необходимости построения иерархически соподчиненной системы, как на микро, так и макроуровнях. В качестве структурных элементов системы рассматривается распределение в матрице межпоровой перегородки материала кластеров, а также размер и форма пор в объеме материала. Необходимым условием является наличие кластеров, а необходимым и достаточным наличие правильной с точки зрения симметрии упаковки пор. Основным показателем правильного выбора добавок предлагаем считать симметричный – формирование упорядоченной пористой структуры пятой и шестой симметрии.

Установлено, что модифицированное пеностекло характеризуется сложной атомной структурой на микроуровне, включающей в себя кластеры в рентгеноаморфной матрице межпоровой перегородки. По результатам исследований выявлено, что материал активно взаимодействует с электромагнитным излучением и может быть использован для создания: защитных экранов, снижающих вредное влияние излучения на биологические объекты; безэховых камер и помещений с низким уровнем электромагнитного фона. Наиболее активно материал взаимодействует с электромагнитным излучением в диапазоне частот выше 60 ГГц.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ВЫДЕЛЕНИЙ АЛЮМИНИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРУ ВСЕСТОРОННЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКИ КОВАНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

Мухаметдинова О.Э., Ильясов Р.Р., Нугманов Д.Р.,
Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
oksana@imsp.ru, ilyasov@imsp.ru, nugmanov@imsp.ru, avtokratova@imsp.ru,
sitdikov.oleg@anrb.ru, mvmark@imsp.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследовали эффект размера вторичных выделений алюминидов переходных металлов (ПМ) - дисперсоидов $Al_3(Sc,Zr)$, на формирование ультрамелкозернистой структуры в сплаве 1570С ($Al-5,0Mg-0,2Mn-0,2Sc-0,08Zr$) при большой пластической деформации. Для этого слиток сплава гомогенизировали по различным режимам, а затем подвергали

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

всесторонней изотермической ковке (ВИК) до суммарной степени деформации $\epsilon=4,2$ (за проход 0,7) при температуре 450°C ($\sim 0,77T_{пл}$) и скорости деформации 10^{-2} с^{-1} . При этом размер зерна в исследованных состояниях был близок и составил ~ 25 мкм, а размер алюминидов ПМ варьировали в диапазоне 5-50 нм.

Обнаружено, что при ВИК во всех состояниях сплава формирование областей новых мелких (суб)зерен, окруженных, соответственно, мало- и высокоугловыми границами начиналось вблизи границ исходных зерен. С ростом накопленной деформации разориентировка и объемная доля таких кристаллитов увеличивалась.

Показано, что размер частиц оказал заметное влияние на структуроформирование сплава. При этом в сплаве с более мелкими частицами, соответственно большей их плотностью, развивающаяся структура характеризовалась меньшим размером новых зерен, меньшей долей высокоугловых границ и меньшим средним углом разориентировки всех границ.

Выявлена и обсуждена природа взаимодействия решеточных дислокаций и/или границ (суб)зерен и наноразмерных выделений алюминидов ПМ. Она предполагает эффективное сдерживание миграции границ зерен дисперсоидами, а также ограничение ими переползания решеточных дислокаций на большие расстояния и их аннигиляцию в процессе динамического возврата. В результате, при ВИК при высокой температуре становилось возможным накопление дислокаций, последующее формирование субграниц и их трансформация в большеугловые границы. С увеличением размера частиц (уменьшением их плотности, потерей когерентности) облегчалось развитие рекристаллизационных процессов, приводя к формированию мелкозернистой структуры с большим размером зерна.

Обсуждены механизмы эволюции структуры, а также характер взаимодействия частиц с формирующейся мелкозернистой микроструктурой. Сделан вывод о том, что параметры наночастиц алюминидов переходных металлов играют важную роль в измельчении зерен и формировании мелкозернистой структуры при горячей деформации сложнолегированных алюминиевых сплавов.

Работа выполнена по гранту РФФИ № 16-19-10152.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЁПЛОЙ ПРОКАТКЕ НА ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ (АТ.%)

Лотков А.И., Жапова Д.Ю., Гришков В.Н., Тимкин В.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
dorzh@ispms.tsc.ru

В работе проведено исследование влияния тёплой прокатки (723К) в ручьевых вальцах на температуры мартенситных превращений (МП) и неупругие свойства (эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности) сплава $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ (ат.%). Максимальная величина истинной деформации при прокатке, ϵ , составляла 1.8.

Исходные образцы отжигали при 773К (1ч). Структура образцов при увеличении ϵ трансформировалась от крупнозернистой до микрокристаллической. Неупругие свойства образцов исследовали при кручении, табл.1. Обнаружено, что температуры МП и неупругие свойства исследованных образцов зависят от накопленной при прокатке деформации и, соответственно, микроструктуры образцов, табл.1. Последовательность МП после прокатки не меняется: наблюдается МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ при охлаждении образцов и $B19' \rightarrow B2$ при их нагреве ($B2$, R и $B19'$ – высокотемпературная кубическая фаза и мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурой,

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

соответственно). Показано, что при увеличении ϵ до 0.2 температуры МП образцов повышаются на ~ 20 градусов (это связывается с доставиванием образцов при многопроходном тёплом деформировании), а в образцах с ϵ от 0.2 до 1.8 – практически не меняются. Используя принцип эквивалентности деформаций кручения и растяжения по Мизесу, показано, что кристаллографический ресурс мартенситной деформации (КРМД), равный для сплава $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (ат.%) 10.7%, достигается в исследованных образцах при величине заданной деформации кручения ($\gamma_{зад}$) от 17 до 26 % в условиях развития пластической деформации. Показано, что при более высоких $\gamma_{зад}$ величина суммарной неупругой деформации (сумма вкладов сверхэластичности и эффекта памяти формы) существенно превышает КРМД, а эквивалентная ей деформация «растяжения-сжатия» по Мизесу составляет от 16 до 13 % при переходе от крупнозернистой к микрокристаллической структуре образцов).

Зависимость среднего размера зерна, температур мартенситных превращений и суммарной величины неупругих свойств от ϵ

ϵ	$\langle d \rangle$, мкм	T_R , К	M_H , К	M_K , К	A_H , К	A_K , К	$\gamma_{снд}$, %	$\epsilon_{снд}$, %
0.00	43.1	305	268	226	268	292	18.7	16.0
0.07	94.0	323	273	178	276	300	19.1	13.0
0.20	52.3	321	285	238	296	308	16.6	12.5
0.80	13.8	323	289	244	298	314	17.1	13.0
1.20	8.7	323	292	240	296	315	17.1	13.2
1.80	2.8	323	290	246	302	315	17.3	13.5

где $\langle d \rangle$ – средний размер зёрна; T_R – температура МП из В2 фазы в R-фазу, M_H , M_K , A_H и A_K – температуры начала и конца МП в фазу В19' и обратного МП в В2-фазу, соответственно; $\gamma_{снд}$ и $\epsilon_{снд}$ – суммарная величина неупругой деформации кручения и эквивалентная её деформация «растяжения-сжатия» по Мизесу, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (III.23.2.2) и проекта РФФИ (грант №16-38-00601 мол_а).

ANALYSIS OF DEFORMATION BEHAVIOR OF A LOW ALLOWED CU-CR-ZR ALLOY

Morozova A., Belyakov A.
Belgorod State University, Russia
morozova_ai@bsu.edu.ru

Cu-Cr-Zr alloys are widely used as trolley wires in electric railways. Besides low resistivity, these alloys should exhibit high strength. The strength properties can be easily improved by warm working. The mechanical properties and microstructure evolution of a low allowed Cu-Cr-Zr alloy subjected to equal channel angular pressing (ECAP) at 400 °C via route Bc after solution treatment were investigated. The plastic deformation resulted in the formation of a large number of low-angle subgrain boundaries in the initial course grains. The new fine grains formed due to progressive increase in the misorientations of strain-induced (sub)boundaries. The average grain size after 12 ECAP passes comprised 0.53 μ . The ultrafine grain formation during the large plastic deformation was accompanied by significant strengthening. The Cu-Cr-Zr alloy was characterized by the remarkable increase of the ultimate tensile strength up to 470 MPa after the total strain ~ 12 . The variation of the strain hardening rate with the flow stress after total strain of $\sim 1, 2, 4, 8, 12$ was studied. The deformation behavior was discussed in terms of the dislocation-density-related Voce equation. The large

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

plastic deformation led to increase of both ε_c and σ_V parameters in Voce equation. The relationship between the strain hardening and microstructure is considered in detail using the Voce parameters.

The financial support received from the Ministry of Science and Education Russia under President Grant No. 14.Y31.16.8446-NSH is gratefully acknowledged.

TITANIUM DEFECT STRUCTURE CHANGING AFTER GAS-PHASE HYDROGENATION AT DIFFERENT TEMPERATURES AND COOLING RATES

Mikhaylov A.A., Laptev R.S., Kudiiarov V.N., Volokitina T.L.
National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

Influence of gas-phase hydrogenation temperature and cooling rate on defect structure of commercially pure titanium alloy was experimentally studied by means of positron annihilation spectroscopy. The change of temperature in process of gas-phase hydrogenation was carried out in the range 500-700 °C and change of cooling rate was carried out in the range 0.4-10.4 °C/min. With increasing of gas-phase hydrogenation temperature significant increase of the hydrogen sorption rate was found. High temperature gas-phase hydrogenation of commercially pure titanium alloy is lead to vacancy and hydrogen-vacancy complexes formation. For the same concentration of hydrogen, temperature variation or variation of cooling rate does not change the type of defect. However, this variation provides significant changes in defect concentration.

HYDROGEN ACCUMULATION AND DISTRIBUTION IN ZIRCONIUM ALLOY ZR1NB AFTER ELECTROCHEMICAL AND GAS-PHASE HYDROGENATION

Kudiiarov V.N., Syrtanov M.S., Babikhina M.N.
National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia
victor31479@mail.ru, maxim-syrtanov@mail.ru, m.babihina@mail.ru

One of the important requirements for zirconium alloys in the reactor core is a low hydrogen uptake as soon as hydrogen embrittlement can be one of the causes of zirconium cladding destruction [1]. Hydrogen in the zirconium alloys can be in form of a solid solution or in form of hydrides depending on the level of hydrogen content and operating temperature [2]. The degree of hydrogenation of zirconium alloys depends on many factors, particularly on the operating temperature and corrosion rate. The solubility of hydrogen in the zirconium and its alloys at a temperature of 300 K is not more than 0.09 ppm, and at operating temperature (~660 K) - up to 200 ppm, the remaining part of the hydrogen is in the form of the hydride phase.

Hydride phase has the greatest effect on zirconium alloy due to the fact that hydrides have lower ductility than the zirconium matrix, and may serve as regions of formation and development of cracks. The influence degree of hydrides on the properties of zirconium alloys will be determined by the uniformity of distribution of hydride plates and their orientation relative to the direction of the stress. Hydrogen concentration gradient is formed in zirconium claddings during operation in VVER and, consequently, the formation of a dense hydride layer with 50-100 microns thick occur at the outer surface [3]. Such hydride layer can be potential region for brittle crack formation in the cladding which can lead to penetration of fuel or at least the gaseous and volatile fission products into the coolant. Therefore, it is important to investigate the effect of the hydrogen distribution on the properties of the zirconium claddings.

Hydrogen accumulation and distribution in the zirconium alloy Zr1Nb have been investigated in this work at electrochemical and gas-phase hydrogenation. It was shown, that high hydrogen concentrations and thick hydrides layers cannot be achieved at electrochemical hydrogenation. Gas-phase hydrogenation at temperatures from 350 to 550 °C was applied for

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

these purposes. Hydrogen sorption rate by zirconium alloy at 350 °C is equal to $1.65 \cdot 10^{-4}$ wt%/min, at 450 °C is equal to $2.4 \cdot 10^{-2}$ wt%/min, at 550 °C is equal to $7.3 \cdot 10^{-2}$ wt%/min. The changing of cooling rate after hydrogenation at 300 °C and for 0.15 wt% from 10 °C/min to 2 °C/min leads to the hydride layer thickness from 50 to 59 μm . All hydrogen in zirconium is in form of hydrides according to the thermal-desorption spectroscopy analysis. XRD analysis has shown the δ -type hydrides with cubic lattice in zirconium after hydrogenation.

References:

1. Nagase F. Hydride behavior on Zircaloy cladding tube during high-temperature transients // Journal of Nuclear Materials. 2011. Vol. 415 . P. 117-122.
2. Silva K.-R.F., DosSantos D.S., Robeiro A.F., Almeida L.H. Hydrogen diffusivity and hydride formation in rich-zirconium alloys used in nuclear reactors // Defect and Diffusion Forum. 2010. Vol. 297- 301. P. 722-727.
3. Kido T., Sugano N. Trans. At. Energy Soc. Jpn. 1 (2002) 469-471
УДК 621.9.047/048

ПОВЫШЕНИЕ ВЫНОСЛИВОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ В СВЧ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ

Злобина И.В., Мулдашева Г.К., Бекренев Н.В.

Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., Россия
irinka_7_@mail.ru

Разработка и внедрение перспективной авиационно-космической техники требуют опережающего создания новых материалов, обладающих заданным комплексом свойств, и высокоэффективных технологий их обработки. В настоящее время основным направлением совершенствования конструкций этих и других транспортных систем является расширенное применение материалов, представляющих собой композиции неметаллических компонентов, позволяющих, благодаря широкому варьированию составом и формированию определенной иерархии внутреннего строения, например применением аддитивных технологий, обеспечить требуемое сочетание эксплуатационных характеристик.

Однако, композиционные материалы и, в частности, слоистые угле- и стеклопластики, обладают резко выраженной анизотропией свойств: при высокой прочности на растяжение, плохо работают на срез и изгиб. Модифицирование структуры композиций материалов, особенно на микро- и наноуровне взаимодействия путем внешних электрофизических полей может привести к самоорганизации распределенных в объеме нанокластеров, позволяющих снивелировать отрицательный эффект анизотропии свойств волокнистых композиций.

Исследовано влияние СВЧ электромагнитного поля частотой 2450 МГц и удельной мощностью 4-5, 17-18 и 30-32 Вт/см³ на свойства композиционных материалов, аддитивных пластиков и армированных резин. Прочность и выносливость материалов изучалась на специальной компьютерной установке, позволяющей обрабатывать сигналы с тензодатчиков. Установлено, что СВЧ обработка с удельной мощностью 17-18 Вт/см³ повышает длительность функционирования стержневой конструкции из карбона под нагрузкой в 1,5-4,5 раза. При этом предельные напряжения среза увеличились на 38-40%, изгиба – на 6%. Наибольший эффект достигается при меньшей удельной СВЧ мощности.

Изучение микрофотографий показало следующее. Контрольный образец имеет относительно ровную поверхность разрыва. Целостность образца нарушена полностью. После воздействия СВЧ электромагнитного поля характер разрушения изменяется. При

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

малой удельной мощности ($P_{уд} = 4,0 \text{ Вт/см}^3$) зона разрушения в целом сходна с исходным материалом. Однако заметны сохранившиеся волокна и сфероидные структуры внутри разлома. По-видимому, при воздействии СВЧ электромагнитного поля происходит образование местных сшивок и продольных связей, которые продолжают обеспечивать целостность образца после разрыва основной массы волокон и препятствуют полному разрушению. Часть волокон сохраняет целостность по причине возникновения дополнительных мостиков, воспринимающих нагрузку. При средней ($P_{уд} = 17-18 \text{ Вт/см}^3$) и большой ($P_{уд} = 30-32 \text{ Вт/см}^3$) удельной мощности происходит быстрый нагрев образца вследствие проводимости углеродных волокон, что может привести к увеличению точек контакта связующего с волокнами и ускорению диффузионных процессов, образец становится более монолитным. Вследствие этого повышается хрупкость образца. Это проявляется в «осколочном» характере зоны разрушения.

Стержни из пластика MBS, сформированные путем 3D печати, после СВЧ обработки при удельной мощности $17-18 \text{ Вт/см}^3$ имеют прочность на срез в 1,8-4 раза выше, на изгиб – в 2-2,7 раза выше, чем контрольные. При этом наибольший эффект достигается при срезе поперек сформированных волокон. Выносливость под нагрузкой повышается в 2-3 раза.

Установлено, что изменением СВЧ мощности и времени обработки возможно направленно изменять упругопластические свойства армированных резин. СВЧ обработка при удельной мощности $4-5 \text{ Вт/см}^3$ в течение 2 минут приводит к увеличению податливости резиновых уплотнений в стандартных условиях на 13-20% в зависимости от величины приложенной нагрузки.

Таким образом, применение обработки в СВЧ электромагнитном поле малой и средней удельной мощности позволяет направленно модифицировать структуру на микро- и наноуровне, обеспечивая повышение физико-механических свойств неоднородных иерархических композиционных материалов, что позволит улучшить эксплуатационные характеристики конструктивных элементов изделий авиационной техники.

МНОГОУРОВНЕВЫЕ МОДЕЛИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ: ФОРМУЛИРОВКА ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕЛИНЕЙНЫХ КИНЕМАТИЧЕСКИХ И ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ СООТНОШЕНИЙ

Трусов П.В., Швейкин А.И., Кондратьев Н.С., Янц А.Ю., Шарифуллина Э.Р.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
alexey.shveykin@gmail.com

При моделировании большинства процессов термомеханической обработки материалов требуется постановка геометрически нелинейных краевых задач, при которой основными вопросами являются описание нелинейной кинематики и построение определяющих соотношений. Часто геометрически линейные определяющие соотношения обобщаются на случай больших градиентов перемещений путем замены материальных производных тензоров напряжений и деформаций на коротационные или конвективные производные, характеризующие скорости изменения относительно подвижной системы координат. При использовании деформируемых подвижных систем координат (конвективных производных) изменения компонент тензорной характеристики, обусловленные воздействиями, трудно отделить от их изменения за счет деформирования базиса. При определении коротационных производных ключевым моментом является разложение движения – выделение из движения деформируемого твердого тела части, отвечающей за квазитвердое движение.

Отмечается, что использование коротационной производной Зарембы – Яуманна соответствует разложению движения с помощью теоремы Коши – Гельмгольца;

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

проанализированы определяющие соотношения с применением «логарифмического спина» [1], при их применении для изотропных материалов напряжения будут нулевыми в конце любых замкнутых упругих циклов (из отчетной конфигурации) и при этом будет отсутствовать диссипация энергии [1]. Отмечено [2], что входящие в указанные разложения движения тензоры спинов не связаны с элементами симметрии материала (в общем случае – анизотропного) на протяжении всего процесса деформирования, вследствие чего эти спины не описывают движение системы координат, в которой определен тензор свойств анизотропного материала (что позволяет выполнить принцип независимости определяющего соотношения от выбора системы отсчета). По мнению авторов, при определении разложения движения и соответствующей жесткой подвижной системы координат последняя должна быть связана с элементами, характеризующими симметричные свойства материала – для их корректного учета в конститутивных соотношениях. Кристаллические материалы на различных масштабных уровнях в определенной степени всегда являются анизотропными, при интенсивном пластическом деформировании даже начально изотропные (на уровне представительного макрообъема) поликристаллические материалы вследствие возникновения текстуры становятся анизотропными.

В рамках многоуровневого подхода на уровне кристаллитов для металлов возможно выделение симметричных элементов (плоскостей и осей симметрии), с которыми предлагается связать оси подвижной системы координат, определяющей квазитвердое движение [2, 3]. Предложен новый способ разложения движения – мультипликативное представление градиента деформации с явным выделением движения подвижной системы координат. Спин на мезоуровне определяется скоростью ротации жесткой подвижной системы координат, связанной с кристаллографическим направлением и кристаллографической плоскостью; с использованием предложенного спина записаны определяющие соотношения мезоуровня в терминах разгруженной конфигурации [3]. В силу энергетической сопряженности используемых мер напряжений и деформации требования по отсутствию гистерезиса напряжений и отсутствию диссипации энергии на произвольных замкнутых упругих циклах выполняются автоматически. Спин представительного макрообъема устанавливается осреднением спинов кристаллитов, составляющих этот объем. С использованием этого спина сформулированы определяющие соотношения макроуровня в скоростной форме. Разработанные многоуровневые модели, позволяющие описывать изменение внутренней структуры и эффективных свойств, предлагается использовать для описания процессов обработки металлов давлением, в том числе – с выходом в режим сверхпластичности.

Таким образом, предложен подход к построению геометрически нелинейных кинематических и определяющих соотношений для анизотропных моно- и поликристаллических материалов с использованием разложения движения, позволяющего учитывать симметричные свойства материалов.

Работа поддержана Министерством образования и науки Российской Федерации (базовая часть государственного задания ПНИПУ, № гос. регистр. 01201460535) и РФФИ (гранты № 14-01-00069-а, 15-08-06866-а, 16-31-60002-мол_а_дк).

Литература:

1. Xiao H., Bruhns O. T., Meyers A. Logarithmic strain, logarithmic spin and logarithmic rate// *ActaMechanica*. – 1997. – Vol.124. – Pp.89–105.
2. Трусов П.В., Швейкин А.И., Янц А.Ю. О разложении движения, независимых от выбора системы отсчета производных и определяющих соотношениях при больших градиентах перемещений: взгляд с позиций многоуровневого моделирования// *Физическая мезомеханика*. – 2016. – Т.19, №2. – С. 47–65.
3. Трусов П.В., Швейкин А.И. О разложении движения и определяющих соотношениях в геометрически нелинейной упруговязкопластичности кристаллитов // *Физическая мезомеханика*. – 2016 (в печати).

**ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ СТРУКТУР
НА ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ ДЛЯ СУПЕРФИНИШНОЙ ОБРАБОТКИ**
Реченко Д.С.¹, Попов А.Ю.¹, Гриценко Б.П.^{2,3}, Сунгатулин А.Р.², Титов Ю.В.¹,
Сергеев В.П.^{2,3}, Воронов А.В.², Деев К.А.⁴, Пупчин В.А.⁴

¹Омский государственный технический университет, Омск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Томский политехнический университет, Томск, Россия

⁴Центральный аэрогидродинамический институт, Москва, Россия

gritsenko@ispms.tsc.ru

Лезвийная обработка титанового сплава ВТ20 представляет большой интерес для науки и практики, так как он является труднообрабатываемым и обладает высокой теплостойкостью. Данный сплав применяется для деталей, работающих длительное время при температуре до 500 °С. В работе представлены результаты обработки титанового сплава ВТ20 твердосплавными пластинами с покрытиями, имеющими начальную остроту лезвия порядка 1 мкм.

Создание острой, с малым радиусом кривизны, режущей кромки инструмента повышает качество обработки, однако существующие твердые сплавы не выдерживают повышения нагрузок и достаточно быстро разрушаются. Решением данной задачи является нанесение упрочняющих покрытий, однако, традиционные покрытия, которых к настоящему времени разработано достаточно много не подходят. При нанесении покрытий увеличивается радиус кривизны и, как следствие, падает точность и качество обработки. К тому же они достаточно хрупкие. При радиусах кривизны режущей кромки в 1 мкм толщина покрытия должна иметь соизмеримые размеры (традиционные покрытия имеют оптимальные толщины 5...10 мкм). Следовательно, необходимы покрытия, которые бы при малых толщинах выдерживали высокие нагрузки и обеспечивали длительную эксплуатацию инструмента. С целью выяснения влияния тонких покрытий на режущие свойства инструмента в данной работе было проведено изучение работы инструмента после нанесения покрытий на переднюю грань и его ионной имплантации. Покрытие состава Al-Si-N, содержало: Al – 34, Si – 13, N – 53 ат.%. Толщина покрытий составила 2,3 мкм на передней грани и 0,26 мкм на задней грани (за счет подпыла). Флюенс ионов молибдена был 1×10^{17} ион/см², средняя энергия $E_{cp} = 120$ кэВ.

В качестве исходного лезвийного инструмента, использовались двух зубые фрезы с твердосплавными пластинами RCMT 1003MO S 20. Предварительно инструмент затачивался высокоскоростным шлифованием с различной геометрией режущего клина. Для апробации влияния фаски на процесс резания труднообрабатываемых материалов была принята геометрия с отрицательной фаской $f = 3...5$ мкм, и углом $\gamma_f = -10^\circ$ и геометрия острозаточенного инструмента с $\gamma = 0^\circ$ с остротой $\rho = 1...2$ мкм без дефектов на лезвии.

Испытания твердосплавных пластин на стойкость проводились при фрезеровании ВТ20 на обрабатывающем центре DMG DMU 125 P duoBLOCK. Применялась смазочно-охлаждающая жидкость BlasoCut 2000. Режимы обработки при фрезеровании: частота вращения $n = 5970$ об/мин (скорость резания $V = 375$ м/мин); продольная подача $F = 478$ мм/мин и глубина резания $t = 0,1$ мм.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Результаты испытаний показали следующее.

Пластина	Шероховатость обработки, мкм	Величина износа h, мм
Острозаточенная, покрытие Al-Si-N	Ra=0,64; Rz=2,50	0,41
Острозаточенная, покрытие Al-Si-N + Mo	Ra=0,44; Rz=2,31	0,12
С фаской, покрытие Al-Si-N	Ra=0,42; Rz=2,48	0,04
С фаской, покрытие Al-Si-N + Mo	Ra=0,80; Rz=2,70	0,15
Исходная	Ra=0,54; Rz=2,55	0,36

Выводы. Лучшие результаты по износу показали пластины с фаской и покрытием. Затем идут острозаточенные с покрытием и имплантацией, далее с фаской покрытием и имплантацией, острозаточенные с покрытием. Из полученных результатов следует, что на износ влияют фаска, покрытие и ионная имплантация. В зависимости от геометрии инструмента покрытие и ионная имплантация оказывает разное влияние на износ инструмента.

THE INFLUENCE OF STATIC TENSILE TESTING ON THE DEFORMATION BEHAVIOR OF Al-4% Cu ALLOY CONTAINING MICRO AND NANO PARTICLES

Khrustalyov A.P.¹, Vorozhtov S.A.^{1,2}, Kulkov S.N.^{1,2}

¹National research Tomsk state university, Tomsk, Russia.

²Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, Russia

Aluminum alloys, reinforced with non-metallic particles, at the present time, are of great interest in various fields of science and technology due to its high specific strength, hardness, wear resistance, and other properties. At the same time great interest in the study of the processes occurring during plastic deformation such materials at static tensile testing. Plastic flow of metals occurs through the creation and movement of linear defects (dislocations) in which there is the phenomenon of intermittent flow. An introduction of particles into the aluminum alloy promotes considerable increase stiffness and specific strength alloys and the study of deformation behavior of such alloys is of great interest.

The purpose in this work is to analysis of the mechanical properties and deformation behavior of aluminum alloy, with the identification of mechanism plastic deformation when introducing into the soft aluminum matrix of solid non-metallic micro and nano particles.

Analysis microstructure of the obtained alloys showed that the introduction of particles (Al₂O₃, TiB₂, TiC) leads to a decrease grain size of alloys from 350 to 170 μm, while residual porosity not more than 2%. Carried out tensile tests have shown that varying type and amount of the particles changes the picture intermittent flow, thus resulting to increase the yield strength (from 18 to 40 MPa) and a decrease in ductility (from 15 to 2%). besides this significantly increasing tensile strength (from 77 to 130 MPa), a relatively to an Al-4% Cu initial alloy.

The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation within the framework of the Federal Target Program. Agreement No. 14.578.21.0025 (Unique identifier RFMEFI57814X0025).

MECHANOCHEMICAL MODIFICATION OF NATURAL RUBBER

Mikhaylov I.A.¹, Sukhareva K.V.¹, Andriasyan Yu.O.², Popov A.A.^{1,2}, Voroncov N.V.¹

¹Plekhanov Russian University of Economics (PRUE), Moscow, Russia,

²Emanuel Institute of Biochemical Physics RA, Moscow, Russia

igmi85@mail.ru

Taking into account modern requirements a new alternative technology of obtaining halogen-containing elastomers based on solid-phase (mechanochemical) halide modification was created. In result of carrying out halide modification of polymers, which have technologically smoothly, large capacity industrial production, elastomer materials and composites are managed to obtain with wide complex of a new specific properties: high adhesion, fire-, oil-, gasoline-, heat resistance, ozone resistance, incombustibility, resistance to influence of corrosive environments and microorganisms, high strength, gas permeability, etc.

In this research work we consider questions, concerning with obtaining and properties of halide modified fluorine-containing natural rubber (NR), which are prospective in terms of application in rubber industry as corrosion preventing coatings.

As a result of the conducted work samples of fluorine-containing natural rubber using technology of solid-phase mechanical-chemical halide modification (FNR-2, FNR-4, FNR-6 and FNR-8) were obtained. The ciphers in notation of rubber point at quantity of added fluorine-containing modifier in weight fraction (w.f.). Modification of natural rubber (NR) was carried out, when study mechanical-chemical conversions of NR was in optimal conditions on a lab rubber mixer in self-heating mode. To determine presence and content of fluorine in modified elastomeric samples, the method of mass-spectrometric analysis was used. To define the presence of fixed fluorine in macromolecule of NR infrared of extracted samples FNR was used. Extraction was carried out in Soxhlet's apparatus by adding acetone during 20 hours and by adding dimethyl formamide during 20 hours.

To determine the reaction activity (RA) of a natural rubber samples relatively fluorine-containing modifier in the process of mechano-chemical haloid modification, was used the ratio of content fixed fluorine in rubber (Ff) to its common content (Fcom). Ff determined using samples FNR after extraction, but Fcom – using FNR, which were not exposed to extraction.

$$RA = (F_f / F_{com}) * 100\%$$

Obtained results shows, that the fraction of chemically fixed fluorine with rubber also increased with increasing a quantity of added fluorine-containing modifier.

The highest RA is noted in FNR-2 (79%) and slightly decreased in range of FNR-4 (65%), FNR-6 (54%), FNR-8 (57%).

Then we studied curing characteristics of rubber mixes (with carbon as active filler) and physical-chemical properties of rubbers, prepared by using standard formula for NR on the basis of NR and FNR.

Curing characteristics shows, that mechanical-chemical modification of NR by fluorine-containing organic compound refers to increase the vulcanization rate almost in two times in comparison with vulcanization rate of rubber, based on initial NR (21%/min for NR and 40%/min for all FNR). Other characteristics practically don't change.

Also we studied physical-mechanical properties of rubbers based on fluorine-containing natural rubber. The results of carried out investigations show, that adding of fluorine in macromolecular structure refers to some increase of tensile strain (650% for NR and -700% for FNR) and conventional stress (21,9 MPa for NR, 34,3 MPa for FNR-2, 24,8 MPa for FNR-4, 26,1 MPa for FNR-6 and 23,6 MPa for FNR-8).

So, we learned a new obtained fluorine-containing natural rubber by method of mechanical-chemical halide modification. Were studied some structural characteristics of

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

rubbers, vulcanized and physical-mechanical properties of rubber mixes and rubbers, which are based on them. A perspective of production and application consists in specific properties of modified natural rubber (high mechanical characteristics of FNR). These properties are caused by structure of both initial NR and fluorine-containing rubbers (FNR). Also fluorine containing NR have high rate sulfuric vulcanization in comparison with initial NR.

THE PHOSPHORUS- AND CHLORINE-CONTAINING POLYMERIZED COMPOSITIONS FOR OPTICALLY TRANSPARENT MATERIALS WITH LOW COMBUSTIBILITY

Borisov S.V., Kochnov A.B., Vaniev M.A., Novakov I.A.
Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia
borisov.volgograd@yandex.ru

New homophase oligomer-polymeric compositions on a base of poly(vinyl butyral) (PVB) and phosphorus- and chlorine-containing dimethacrylate oligomer – di(1-methacryloxy-3-chloro-propoxy-2-)methylphosphonate (FOM-II) used as a fire retardant are developed. This oligomer is obtained in the presence of the catalyst and polymerization inhibitor keeping its non-coloration and transparency. As a viscosity regulator of PVB solutions in FOM-II used a 2-hydroxypropylmethacrylate (HPMA).

Kinetic laws of thermo- and UV-initiated radical polymerization these varied compositions have studied by the differential scanning calorimetry in presence of benzoyl peroxide and 2-hydroxy-2-methyl-1-phenylpropanon respectively.

Polymer samples are characterized by optical transparency (light transmission coefficient with $\lambda = 540$ nm was $92 \div 95\%$) and absence of phase separation. The shear strength value of glass-glass adhesive bonding obtained by photo polymerization of studied compositions by 2-3 times higher than the minimum requirements of GOST 9438 to the poly(vinyl butyral) films for production of triplexes.

The limited oxygen index of these polymers was 24,0-32,5 % due to the presence of phosphorus and chlorine in an oligomer component. This characteristic decreases with reduction of FOM-II part in composition, also as well as the value of the coke which is formed as a result of thermal oxidation.

The found properties complex of the developed compositions can be recommended them for use in the fireproof glass-polymer compositions technologies.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ АУКСЕТИЧНЫХ ТРАНСТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЙ

Кривошеина М.Н.¹, Кобенко С.В.², Козлова М.А.¹, Туч Е.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Нижевартовский государственный университет, Нижневартовск, Россия

Marina_nkr@mail.ru, sergeyvk@inbox.ru, kozlova_ma@mail.ru, tychka2012@mail.ru

С целью определения границ применения гипотезы об объемной изотропии механических свойств трансропных ауксетичных материалов [1-4] исследованы особенности распространения “объемных” волн в таких материалах на примере сжатия сферического тела из монокристалла цинка в рамках гипотез об объемной изотропии и объемной анизотропии механических свойств.

В материалах, характеризующихся анизотропией механических свойств, скорости распространения упругих и пластических волн будут зависеть от направления. Распространение “объемных” скоростей звука в условиях динамических нагружений материалов определяет скорости распространения возмущений в пластической области

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

деформации материала [1-2]. В трансропных ауксетичных материалах для точного определения скоростей распространения “объемных” волн необходимо учитывать связь анизотропии сжимаемости материала с “анизотропным” гидростатическим напряжением. “Анизотропия” гидростатического напряжения определяется различными механическими свойствами материала во взаимноперпендикулярных направлениях.

На примере модельной задачи сжатия импульсом внешнего давления сферического тела из ауксетичного трансропного материала методом численного моделирования проведено исследование процессов деформации в таких материалах. В отличие от изотропного материала сферическое тело из трансропного материала приобретает конечную эллипсоидальную форму, но в условиях динамического нагружения благодаря различным скоростям упругих и “объемных” волн, а также их взаимодействию наблюдаются различные изменения его геометрии. Численное моделирование нагружения сферического тела из монокристалла цинка проведено в рамках уравнений механики сплошной среды в трехмерной постановке с применением математической модели, позволяющей учитывать “анизотропное” гидростатическое напряжение в трансропном материале. Это позволило учесть анизотропию сжимаемости и, в результате, различные модули объемного сжатия и скорости распространения “объемных” волн в трансропном монокристалле цинка. Также проведено исследование процессов деформации в сферическом теле из монокристалла цинка для случая модели с допущением об объемной изотропии трансропного материала [3,4]. Получены результаты, демонстрирующие отличия в процессах деформации в монокристалле цинка, для случаев допущения об объемной трансропии цинка и объемной изотропии.

Работа выполнена по проекту 23.1.2 в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

Литература:

1. Безручко Г.С., Канель Г.И., Разоренов С.В. // ТВТ. 2004. Т. 42. № 2. С. 1–7.
2. Богач А.А., Капель Г.И., Разоренов С.В. и др. Сопротивление ударно-волновому деформированию и разрушению монокристаллов цинка при повышенных температурах // ФТТ. 1998. Т. 40. № 10. С. 1849.
3. Берестова С.А. Моделирование упруго-пластической деформации поликристаллов с ОЦК- и ГЦК-структурой // Физическая мезомеханика, 2005. Т.8, № 2. С.11-18.
4. Кривцов А.М., Подольская Е.А. Моделирование упругих свойств кристаллов с гексагональной плотноупакованной решеткой // МТТ. 2010. № 3. С. 77-86

THE STUDY ON INTERMETALLICS FORMATION DURING SINTERING OF Al WITH ZrW₂O₈

Shadrin V.S.^{1,2}, Kulkov S.N.^{1,2}

¹Tomsk State University, Tomsk, Russia,

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

vshadrin91@gmail.com

ZrW₂O₈ or zirconium tungstate is a material that demonstrates negative thermal expansion (NTE) behavior over a wide temperature range (-273-777 °C) and has been widely used to create composites with controlled thermal expansion. After synthesizing zirconium tungstate remains metastable and further heating of the material leads to its decomposition into constituent oxides. Therefore one can expect some specific behavior of ZrW₂O₈ during the interaction with metals near their melting point. One of the simplest ways to observe this effect is to use aluminum as one of initial components due to low melting point of this metal. In addition aluminum based materials are lightweight, demonstrate excellent mechanical

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

properties, thermal and electrical conductivity and therefore are promising candidates for development new generation of composites with invar effect.

Al – ZrW₂O₈ composites sintered as powder mixtures in argon atmosphere at 600 °C have been studied. Structure, mechanical properties and interaction between ZrW₂O₈ and aluminum during intense mechanical activation and sintering near the melting point of aluminum of these composites were investigated.

The data obtained using scanning electron microscopy and XRD analysis demonstrate that formation of the composite goes on through decomposition of zirconium tungstate, synthesis of WAl₁₂ and ZrAl₃ intermetallic compounds and subsequent formation of ZrW₂O₈ microfibers. Moreover ZrW₂O₈ is not distributed uniformly in matrix and one can observe dense areas with high concentration of ZrW₂O₈ with Vickers hardness of such areas several times higher than hardness of matrix and increasing with increase of sintering time.

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Раточка И.В., Лыкова О.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

ivr@ispms.tsc.ru

Титановые сплавы широко используются во многих областях машино- и авиастроения благодаря уникальному комплексу физико-механических свойств. При этом свойства указанных сплавов во многом определяются их микроструктурой, которая формируется в процессе деформационного и термического воздействия. В последнее время активно исследуются поликристаллические металлы и сплавы с ультрамелкозернистой (субмикро- и нанокристаллической (СМК и НК)) структурой, полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Одной из причин интереса, проявляемого к таким материалам, является реализация в них, при определенных условиях, низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности. При этом, как правило, улучшение сверхпластичных свойств сплавов рассматривается преимущественно как результат измельчения структуры (уменьшения размера зерен), а также повышения после обработки методами ИПД степени неравновесности границ зерен и, как следствие, увеличение их диффузионной проницаемости. С другой стороны, сверхпластичное течение СМК и НК материалов имеет целый ряд особенностей по сравнению с мелкозернистыми аналогами, которые в настоящее время не получили однозначного объяснения. В частности, остается дискуссионным вопрос об оптимальном структурно-фазовом состоянии ультрамелкозернистых материалов для реализации сверхпластичного течения. В связи с этим, экспериментальные исследования особенностей развития сверхпластической деформации в зависимости от параметров структурно-фазового состояния таких материалов, формируемого в результате интенсивной пластической деформации и последующих отжигов, представляются актуальными.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе проведены исследования влияния дополнительных отжигов на структуру и механические свойства титанового сплава ВТ6 подвергнутого интенсивной пластической деформации методом всесторонней деформации. Показано, что дополнительные отжиги сплава ВТ6 после всестороннего прессования при 833 К 20 мин. и 873 К 5 мин. оказывают заметное влияние на структуру и механические свойства сплава как при комнатной, так и при повышенных температурах. Так отжиг при 833К, не приводя к заметному изменению среднего размера элементов зеренно-субзеренной структуры, позволяет сохранить высокие механические

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

свойства сплава при комнатной температуре. Однако при этом наблюдается существенное ухудшение сверхпластичных свойств сплава. В частности, удлинение до разрушения в этом случае даже при 973 К составляет около 300%. Предполагается, что последнее связано с выпадением пластинчатой фазы по границам зерен и затрудненными процессами зарождения дислокаций и развития дислокационного скольжения в рекристаллизованных зернах размерами 0,1-0,2 мкм.

Отжиг при 873 К приводит к существенному увеличению среднего размера зеренно-субзеренной структуры (от 0,18 до 0,34 мкм). При этом формируется неоднородная структура, представляющая смесь мелких субмикронных зерен, наследованных от структуры после всестороннего прессования и рекристаллизованных зерен, размеры которых могут достигать 1-2 мкм. Наличие такой структуры приводит к резкому падению прочностных свойств сплава при комнатной температуре (примерно на 20%). В тоже время сверхпластичные свойства сплава оказываются самыми высокими для рассмотренных в работе состояний. Так удлинение до разрушения превышает 100% уже при 823 К и составляет более 600% при 973 К. Предполагается, что определяющую роль в развитии сверхпластического течения сплава ВТ6 после всестороннего прессования и последующих отжигов играет состояние границ зерен.

РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ИМПЛАНТАТА С ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ, ДЛЯ ТЕОРЕТИЧЕСКОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ЕГО МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Коноваленко И.С., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
igkon@ispms.ru

В рамках метода подвижных клеточных автоматов разработана модель механического поведения эндопротеза костной ткани человека с функционализированной структурой. Она состояла в наличии градиента пористости по высоте эндопротеза, позволяющего направленно менять характер заполнения его костной тканью, и управлять механическими свойствами композита эндопротез-кость (хрупкая матрица-пластичные включения). В модели реализована возможность задания произвольного закона распределения локальной пористости по глубине материала (для примера рассмотрен линейный закон), величины градиента пористости, степени заполнения порового пространства включениями, а также возможность задания свойств компонентов и параметров их механического взаимодействия (адгезионной прочности границ раздела). Предварительные тестовые расчеты выявили наличие нелинейных зависимостей прочностных, упругих и диссипативных свойств материала и его разрушения от перечисленных структурных параметров. Показана возможность развития смешанного вычислительно-аналитического подхода для оценки механических свойств таких материалов на основе данных об их структуре. Проведение расчетов для большего числа значений перечисленных структурных параметров и в более широком диапазоне их изменения откроет возможность детального качественного и количественного изучения взаимосвязи структуры и свойств данного класса материалов. Построенная модель и предложенный вычислительно-аналитический подход могут быть использованы как для получения новых материалов с заданным сочетанием структуры и механических свойств, так и для оптимизации структуры уже существующих.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

DIRECTIONALLY SOLIDIFIED Al_2O_3 /GAP EUTECTIC CERAMICS BY MICRO-PULLING-DOWN METHOD

Xue Cao¹, La-mei Cao¹, Feng-wei Guo¹, Xi Tan¹ and Yong-guo Wang²

¹ Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory,
Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing, China,

² Beijing Opto-Electronics Technology Co., Ltd, Beijing, China
cx_03280@163.com

The directionally solidified Al_2O_3 /GAP eutectic ceramics prepared by micro-pulling-down (μ -PD) method were introduced in this paper. Samples were researched for the eutectic crystallizations, characters and evolvments of microstructures, and its mechanical properties were investigated as well. The results show that the Al_2O_3 /GAP eutectic composites can be successfully fabricated through μ -PD method, which possessed a smooth compact surface and large crystal size (typically $\phi 90$ mm \times 20 mm). At appropriate pulling rate, the binary eutectic exhibited the “chinese script” microstructure formed by an interpenetrating network of hexahedron of α - Al_2O_3 and perovskite of GAP without any other phases. Herein, the interphase spacing was refined to 1~2 μ m and the irregular microstructure led to an outstanding Vickers hardness of 17.44 GPa and fracture toughness of 6.3 MPa \cdot m^{1/2} at room temperature.

БЛИЖНИЙ ПОРЯДОК И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА В ЭПИТАКСИАЛЬНОМ ГРАФЕНЕ

Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Мельникова Н.В., Пономарев А.Н., Белослудцева А.А.,
Баркалов Л.Д., Латышев А.М., Истомина Е.Б, Бобенко А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
nlitvin86@mail.ru

Графен и материалы на его основе очень активно исследуются в настоящее время. Экспериментальные исследования показали, что поверхность графена содержит много дефектов, которые образуют упорядоченные структуры различных конфигураций, в том числе с заменой некоторого количества атомов графена на атомы газов. Самые распространённые конфигурации замещения газа в двумерном графене: пиррольная, пиридиновая и замещающая. Теоретические исследования показали, что данные структурные дефекты должны влиять на электронные транспортные свойства графена вплоть до смены типа проводимости [1].

Количественной и качественной характеристикой дефектности структуры может служить параметр ближнего порядка [2]. Нами была написана программа для расчета параметра ближнего порядка для всевозможных возможных конфигураций атомов газа, а также для случаев упорядочения и расслоения в двухмерном графеновом слое. Результаты проведенного расчета приведены в таблице.

Значение параметров ближнего порядка для возможных конфигураций структурных дефектов в двумерном графене в первой, второй координационных сферах и их сумма, соответственно.

Номер сферы Тип дефектов	α_1	α_2	$\alpha_1 + \alpha_2$
Замещающий	0,463	0,778	1,2
Пиррольный	0,429	0,753	1,1
Пиридиновый	0,22	0,716	0,9

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Из таблицы видно, что значения параметров ближнего порядка отличаются для различных конфигураций дефектов в структуре. При этом значение суммы параметров ближнего порядка возрастает с ростом числа дефектов в структуре при фиксированной их концентрации (4 атомных процента). Отметим также, что значение параметра ближнего порядка оказывается отрицательным в случае упорядочения (-0,165) и положительный для расслоения (0,639).

Низкотемпературные особенности транспортных свойств графена были описаны в рамках метода температурных функции Грина [3] с использованием приближения времени релаксации с учетом многократного упругого рассеяния электронов на примесях и структурных неоднородностях типа ближнего порядка. В работе [4] приведены полученные нами выражения для вклада в плотность электронных состояний и электросопротивление для эпитаксиального графена. Данные выражения кроме всего прочего включают в себя зависимость от параметра ближнего порядка. Подстановка полученных значений параметров ближнего порядка в выражения для электросопротивления и плотности электронных состояний позволило сделать следующие выводы:

1. Изменение типа дефектов структуры графена от пиридинового к замещающему приводит к металлизации графена, в следствии увеличении вклада в ПЭС на уровне Ферми, что подтверждается данными, полученными в [5].

2. Смена знака суммы параметров ближнего порядка при перестройке структуры от упорядочения к расслоению приводит к изменению вида температурного поведения проводимости, т.е. с ростом температуры вклад от рассеяния электронов на ближнеупорядоченных областях в сопротивление может как увеличиваться (при расслоении), так и уменьшаться (при упорядочении). Подобные зависимости обнаружены в [6].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-00398 мол_а.

Литература:

1. S. Jalili, R. Vaziri, *Mol. Phys.* 109 (2011) 687–694.
2. А.А.К. В.И. Иверонова, *Ближний порядок в твердых растворах*, Наука, Москва, 1977.
3. Абрикосов А.А., Горьков Л.П., Дзялошинский И.Е. *Методы квантовой теории поля в статистической физике* М.: Наука. 1962
4. Bobenko N. G., Ponomarev A. N., Reshetnjak A. A., Cevizovic D. *Radioelectronics. Nanosystems. Information Technologies.* 2015, 7(2), Pp. 164-170.
5. Д.Ю. Усачёв, А.В. Фёдоров, О.Ю. Вилков, Б.В. Сеньковский, В.К. Адамчук, 55 (2013) 1231–1237.
6. S. V. Morozov, K.S. Novoselov, M.I. Katsnelson, F. Schedin, D.C. Elias, J.A. Jaszczak, A.K. Geim, *Phys. Rev. Lett.* 100 (2008) 11–14.

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

Литовченко И.Ю.^{1,2}, Аккузин С.А.², Полехина Н.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

litovchenko@spti.tsu.ru

Полосы локализации деформации формируются во многих металлических материалах в условиях больших пластических деформаций. Показано [1], что одним из механизмов формирования таких полос, а также одним из механизмов наноструктурирования в аустенитных сталях являются прямые плюс обратные ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$)- мартенситные превращения. Субмикроструктурные состояния в аустенитных сталях могут быть получены в условиях термомеханических обработок, использующих прямые и обратные деформационные мартенситные превращения [2]. Целью настоящей работы является выявление особенностей микроструктуры полос локализации деформации, формирующихся в условиях термомеханических обработок стабильной аустенитной стали.

Термомеханические обработки проводились в последовательности: прокатка при низких температурах + прокатка с нагревом до 600 °С. В отличие от методов интенсивной пластической деформации использованы относительно малые степени деформации ($\epsilon < 1$, ϵ – истинная деформация).

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа изучены особенности структурно-фазовых состояний аустенитной стали 02X17H14M3 на различных этапах термомеханических обработок.

Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что низкотемпературная деформация приводит к ($\gamma \rightarrow \alpha'$)-мартенситному превращению и формированию $\approx 7\%$ α' -мартенсита. Электронно-микроскопические исследования показали формирование высокой плотности микро- и нанодвойников аустенита по нескольким системам двойникования. В микродвойниковой структуре обнаружены отдельные пластины α' -мартенсита.

Деформация с нагревом до 600 °С приводит к обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситному превращению, содержание мартенсита уменьшается до $\approx 4\%$. В структуре наблюдается высокая плотность микродвойников. Характерной особенностью дефектной структуры стали является формирование полос локализации деформации. Полосы залегают в микродвойниковой структуре, пересекая границы микродвойниковых пакетов под определенными углами, имеют высокоугловые разориентировки кристаллической решетки по отношению к основному объему материала $\approx 60-70^\circ <110>$ и локализуют значительную сдвиговую деформацию. Внутренняя структура полос представлена наноразмерными фрагментами аустенита и α' -мартенсита. Фрагментация структуры стали в условиях термомеханических обработок реализуется с участием механического двойникования по множественным системам и полос локализации деформации.

Характерные разориентировки кристаллической решетки, наличие в полосах наноразмерных фрагментов α' -мартенсита свидетельствуют в пользу образования полос локализации деформации механизмом прямых плюс обратных ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$)- мартенситных превращений [1], в которых обратные превращения реализуются по альтернативным системам.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

Литература:

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П., и др. // ФММ, 2003. - Т. 95. - № 2. - С. 86-95.
2. Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., и др. // Известия вузов. Физика. – 2016. – Т. 59. – №6. – С. 25-29.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ С ПРЕДЕЛЬНО МИНИМАЛЬНЫМИ РАЗМЕРАМИ КРИСТАЛЛИТОВ И ТВЕРДОСТЬЮ, БЛИЗКОЙ К ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ

Дитенберг И. А.^{1,2,3}, Тюменцев А. Н.^{1,2,3}, Корзников А. В.⁴, Корчагин М. А.⁵

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,

⁵Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

ditenberg_i@mail.ru

Сравнительные исследования показали, что в металлах и сплавах разного класса в условиях интенсивного деформационного воздействия методами кручения на наковальнях Бриджмена и механической активации в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице формируются качественно подобные структурные состояния.

Почти во всех изученных материалах разного класса обнаружено формирование двухуровневых наноструктурных состояний – нанозерен размерами около 100 нм, содержащих нанокристаллы размерами до нескольких нанометров с дипольным и мультипольным характером разориентировок, необычно высокой (сотни град/мкм) упругой кривизной кристаллической решетки.

Установлено, что характерные размеры нанокристаллов, также, как и значения кривизны кристаллической решетки, существенным образом зависят от типа кристаллической решетки, характеристик исходной и приобретаемой прочности, гомологической температуры деформации, структурной и фазовой стабильности, релаксационной способности и т.д.

Обсуждаются основные факторы, определяющие способность материала к измельчению зеренной и субзеренной структуры и достижению предельных минимальных размеров зерен и субзерен.

Сопоставление результатов структурной аттестации и данных по измерению микро- и нанотвердости показали, что структурные состояния с размерами кристаллитов в несколько нанометров характеризуются близкой к теоретической твердостью материала.

Заметим, что в условиях механической активации возможно легирование, в том числе элементами гарнитуры и газовой среды технологического оборудования (кислород, железо и др.), с формированием частиц оксидов, интерметаллических соединений и неравновесных твердых растворов с концентрацией легирующих элементов до нескольких ат. % и значительными эффектами твердорастворного упрочнения. Эта особенность совместно с более высокоскоростным характером механического воздействия, приводит к снижению эффективности процессов релаксации высокодефектных структурных состояний, увеличению упругой кривизны кристаллической решетки, величины локальных внутренних напряжений, градиентов этих напряжений и более интенсивной фрагментации кристаллической решетки.

В качестве основных механизмов формирования представленных выше неравновесных наноструктурных состояний рассматриваются: дислокационно-дисклинационные механизмы переориентации кристаллической решетки, процессе по типу динамической рекристаллизации, квазивязкие механизмы наноструктурирования кристалла потоками неравновесных точечных дефектов с участием нанодиполей частичных дисклинаций.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП ТГУ.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА ПРИ ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ БИНАРНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi

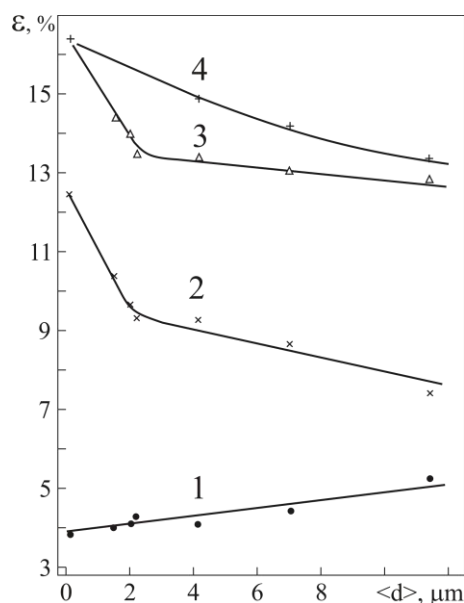
Гришков В.Н., Лотков А.И., Батулин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
grish@ispms.tsc.ru, lotkov@ispms.tsc.ru, abat@ispms.tsc.ru, timk@ispms.tsc.ru, dorzh@ispms.tsc.ru

Представлены результаты исследований мартенситных превращений, МП, и неупругих свойств (сверхэластичность – $\epsilon_{сэ}$, память формы – $\epsilon_{эф}$, суммарная неупругая деформация – $\epsilon_{снд} = \epsilon_{эф} + \epsilon_{сэ}$) в образцах сплава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) в зависимости от среднего размера зерна, $\langle d \rangle$, после рекристаллизационных отжигов при 973К исходных образцов с нанокристаллической структурой ($\langle d \rangle = (0,08 \pm 0,02)$ мкм).

Показано, что при увеличении длительности отжига, t , структура исходных образцов трансформируется в мелкозернистую структуру с квазиравноосными зернами ($\langle d \rangle$ увеличивается до 11,4 мкм при увеличении t до 40 мин.). Отжижки приводят к изменению последовательности МП от $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ к $B2 \leftrightarrow B19'$ ($B2$ – исходная кубическая фаза, R и $B19'$ – мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурой, соответственно). При этом температуры МП $B2 \rightarrow B19'$ и $B19' \rightarrow B2$ повышаются (на ~30 и ~15 градусов, соответственно) после отжигов с $t \leq 15$ мин. и не изменяются при возрастании t от 15 до 40 мин. Эти МП реализуются в интервалах температур 215-226 К и 254-264 К, соответственно.

Для исходных и рекристаллизованных образцов в изотермических (295 К) циклах нагружения и разгрузки при деформировании изгибом и последующем нагреве разгруженных образцов получены зависимости $\epsilon_{эф}$, $\epsilon_{сэ}$, $\epsilon_{снд}$ и $\epsilon_{пл}$ (пластическая деформация) от заданной деформации $\epsilon_t \leq 30\%$. Для всех образцов эти зависимости имеют качественно подобный вид: $\epsilon_{сэ}$ и $\epsilon_{снд}$ при увеличении ϵ_t достигают максимальных значений и затем уменьшаются, а $\epsilon_{эф}$ и $\epsilon_{пл}$ возрастают вплоть до $\epsilon_t = 30\%$, причем всегда $\epsilon_{сэ} > \epsilon_{эф}$. Обнаружено, что $\epsilon_{пл}$ при одинаковых ϵ_t тем выше, чем больше $\langle d \rangle$. Это обуславливает небольшой прирост $\epsilon_{эф}$ (на ~1%) и более значимое уменьшение $\epsilon_{сэ}$ (на ~5%) и $\epsilon_{снд}$ (на ~4%) при увеличении $\langle d \rangle$, как это показано на рис. 1 (зависимости 1, 2 и 3, соответственно, для $\epsilon_t = 20\%$). Максимальная неупругая деформация $\epsilon_{снд}(max)$, достигаемая при $\epsilon_t \leq 30\%$, также уменьшается (зависимость 4 на рис. 1), но, что представляет особый интерес, даже в образцах с наиболее крупными зернами ($\langle d \rangle = 11,4$ мкм) остается выше известных значений кристаллографического ресурса обратимой мартенситной деформации при МП $B2 \leftrightarrow B19'$, равного для данного



1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

сплава 9,6-10,3%. В работе обсуждаются физические факторы, обуславливающие влияние размера зерна на функциональные свойства и развитие пластической деформации в образцах с мелкозернистой структурой, а также возможные причины проявления аномально высокой обратимой неупругой деформации в сплавах на основе TiNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (Ш.23.2.2) и проекта РФФИ (грант №16-38-00601 мол_а).

ЭФФЕКТ СОРЕ В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОГО НАГРЕВА СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Чепак-Гизбрехт М.В.

Томский политехнический университет, Томск, Россия,

Институт физики высоких технологий, Томск, Россия

mv2016@mail.ru

Материалы, применяемые в ответственных соединениях и надежных конструкциях, часто изготавливаются многослойными. Для изготовления таких материалов используют технологии, позволяющие обеспечить прецизионную точность и чистоту соединений (например, диффузионная сварка/ пайка). Так, например, при диффузионной сварке на стадии выдержки, сразу после соединения, происходит диффузия активного компонента из припоя в скрепляемые материалы. Известно, что процессы переноса тепла и массы в соединении происходят в течение нескольких минут [1]. При этом внутри соединяемых поверхностей вблизи зоны контакта материалов образуется переходная зона, в которой диффундирующие компоненты могут быть распределены неравномерно, т.е. имеются экстремумы [2]. Такое неравномерное распределение компонентов может быть следствием диффузии под действием градиента температур (эффект Соре).

Цель настоящей работы состоит в исследовании эффекта Соре в условиях локального нагрева в соединении различных материалов. Для достижения поставленной цели использовано математическое моделирование. На основе модели решена частная задача о перераспределении диффузанта из нагретого соединительного слоя в соединяемые материалы с учетом термодиффузии.

Математическая модель включает систему уравнений теплопроводности и диффузии с учетом эффекта Соре для каждого из слоев, начальные и граничные условия. В начальный момент времени температура и концентрация диффузанта во всех слоях известны. Исходя из технологических условий, толщина соединительного слоя много меньше размеров соединяемых деталей (т.е. нагрев локальный), поэтому задача решена для полубесконечных соединяемых областей с переходным слоем конечной толщины между ними. На бесконечном удалении от зон прогрева и диффузии стоки тепла и массы отсутствуют. На границах между соединяемыми материалами и соединительным слоем проявляются условия идеального теплового и диффузионного контакта. Полагаем, что соединительный слой нагрет равномерно, поэтому задачу можно принять одномерной.

Предполагается, что в некоторой области температуры и состава теплофизические свойства материалов слоев допустимо принять постоянными. В этом случае задачу удастся решить аналитическими методами, в противном случае решение возможно только численно. Решение термодиффузионной задачи получено аналитически с помощью интегральных преобразований по Лапласу и асимптотических разложений решения в пространстве изображений в бесконечные быстроходящиеся ряды [3].

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Представление решения в безразмерном виде позволило выявить безразмерные комплексы, характеризующие процессы переноса в вышеописанных условиях.

Анализ полученного решения показал, что градиенты температуры, присутствующие в зоне соединения, приводят к ускорению массопереноса. При этом, в зависимости от соотношения коэффициентов диффузии, может происходить ускорение переноса диффузанта из соединительного слоя (если коэффициент диффузии в соседнем слое выше), или напротив, накопление диффузанта вблизи зоны соединения (если коэффициент диффузии в соседнем слое ниже). Вследствие того, что температура в зоне соединения быстро выравнивается, а процесс диффузии с остыванием значительно замедляется, в соединении остаются обедненные и/или перенасыщенные области (что согласуется с диффузионными профилями, представленными в [2]).

Полученное аналитическое решение может быть использовано для верификации численных решений. Результаты качественного анализа могут быть использованы для оптимизации технологических параметров в процессах соединения материалов, в которых присутствуют высокие локальные градиенты температур.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках реализации государственного задания Минобрнауки России на 2014÷2016 годы, № НИР – 11.815.2014/К.

Литература:

1. Диффузная сварка в электронике / Г. В. Конюшков, Ю. Н. Копылов. — М.: Энергия, 1974. — 167 с.
2. J. Felba, K.P. Friedel, P. Krull, I.L. Pobol, H. Wohlfahrt, Electron beam activated brazing of cubic boron nitride to tungsten carbide cutting tools // Vacuum, 2001. V. 62. pp. 171-180.
3. Лыков А.В. Теория теплопроводности: учебное пособие для вузов / А. В. Лыков. — М.: Высшая школа, 1967. — 599 с.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННОГО СПЛАВА Al-40Sn

Русин Н.М.¹, Скоренцев А.Л.^{1,2}, Криницын М.Г.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

rusinnm@mail.ru; skoralexan@mail.ru; krinmax@gmail.com

Спечённый сплав состава Al-40Sn при испытаниях на износостойкость демонстрирует наилучшее сопротивление истиранию в отсутствие жидкой смазки благодаря способности олова образовывать на поверхности трения плёнку, предотвращающую схватывание контртел [1]. Изнашивание таких сплавов происходит вследствие локализации деформации в поверхностных слоях алюминиевой матрицы, последующего их утонения и разрыва. Интенсивность изнашивания сплавов растёт при повышении давления на поверхность трения из-за увеличения глубины внедрения поверхностных неровностей твёрдого контртела. В этой связи было высказано предположение, что если повысить твёрдость матрицы без значительного ухудшения её пластических свойств, то её сопротивление изнашиванию при сухом трении возрастёт.

Цель настоящей работы – проверить высказанное предположение. В связи с этим, спеканию подвергли смеси порошков олова марки ПО 2 (ГОСТ 9723-73) с порошками сплавов Al-0.5Si и Al-5Zn. Спекание прессовок с пористостью 15-20% проводили в вакууме при заданной температуре и времени их выдержки.

Было установлено, что плотность прессовок растёт с повышением температуры спекания до 600 °С, а затем начинает снижаться вследствие выпотевания жидкой фазы и образования на её месте значительного количества новых пор. Образцы с такой

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

структурой демонстрируют плохую пластичность и низкую прочность. Напряжение течения спечённых по оптимальному режиму образцов с кремнием и цинком также оказалось несколько ниже, чем у образцов того же состава на основе чистого алюминия. Исследование их структуры показало, что на границе «Al-Sn» образуются многочисленные мелкие поры, которые при нагружении материала становятся местами зарождения трещин, растущих затем вдоль границ раздела фаз. В то же время, жидкая фаза активно препятствует столкновению частиц твёрдой фазы и, следовательно, их срастанию в непрерывный прочный каркас, препятствующий локализации деформации при пластическом течении материала.

Испытание спечённых образцов на трение в паре с сухим стальным диском по схеме “палец – диск” показало, что износостойкость их не превышает износостойкости образцов с чистой алюминиевой матрицей. При этом интенсивность изнашивания спечённых композитов сильно зависела от связанности матричного каркаса. На основании полученных результатов сделан вывод, что для улучшения триботехических свойств спечённые образцы с легированной матрицей следует подвергать дополнительной обработке давлением с целью их упрочнения и уплотнения.

Работа выполнена в рамках проекта СО РАН (программа III.23.2.4) при частичном финансировании по проектам РФФИ № 16-08-00603 и №16-38-00236.

Литература:

1. Русин Н.М., Скоренцев А.Л. Способ получения износостойкого антифрикционного сплава // Патент RU 2552208. – опублик. 10.06.2015.

MECHANICAL PROPERTIES OF ULTRAFINE-GRAINED LIGHT ALLOYS AFTER TREATMENT BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Kozulin A.A., Krasnoveikin V.A., Skripnyak V.A.

¹Tomsk State University, Tomsk, Russia

kzln2015@ya.ru

The aim of this research is to determine the variations in mechanical properties of ultrafine-grained (UFG) light structural Al-based 1560 and Mg-based AZ31 alloys after their processing by the methods of severe plastic deformation (SPD). An interest in these alloys stems from their special mechanical properties: high strength, hardness, friction coefficients and wear resistance, high-strain-rate superplasticity, fatigue strength and mechanical behavior under dynamic loading, which significantly differ from those of their polycrystalline counterparts.

Samples of magnesium alloy AZ31 and aluminum alloy 1560 were manufactured from the blocks (measuring 8 x 8 x 40 mm) subjected to processing by the method of equal-channel angular pressing (ECAP) and as-received. Each block had undergone a 4 passes on the B_c route.

Microstructure of specimens was analyzed for determination of a shape and grain size distribution in the volume. The mechanical properties were determined by microhardness tests and tensile tests under quasi-static loading.

Examination of the microstructure of the samples showed that samples of the as-received AZ31 alloy had a grain size distribution in the size range from 2 to 60 μm, and average grain size was equal to 18 μm. The grain size as received aluminum alloy had a distribution in the range from 4 to 400 μm, the average grain size of 50 μm. After 4 ECAP passes under the optimally selected conditions, a more uniform structure is formed within the bulk of the UFG-structure with the average grain sizes are 2.5 and 7 μm for aluminum and magnesium alloys, respectively.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

The data obtained indicate that after ECAP micro hardness increases in the entire volume of the blocks. After 4 ECAP passes, an increase in micro hardness from its initial value makes on average 50-60 % and the maximum value reaches 980 and 1600 MPa, with the initial micro hardness being as low as 560 and 1000 MPa for aluminum and magnesium alloy, respectively. In the Central part of the samples, the microhardness is slightly higher (10%) compared to the average value. The deviation of the microhardness from the average value in the Central part of the sample along the axis and in the transverse direction was within 10%.

The increase in the yield strength and the tensile strength of the investigated aluminum and magnesium alloy after four ECAP passes were determined. The yield strength of 1560 aluminum alloy and magnesium alloy AZ31 increased from 150 to 270 MPa and from 150 to 200 MPa, respectively. The tensile strength increased from 320 to 460 MPa for aluminum alloy and from 250 to 290 MPa for magnesium alloy.

All these data prove that ECAP ensures an improvement of strength characteristics of both investigated bulk light constructional alloys.

This study was supported by the Grant of the President of the Russian Federation for the young scientists (grant no. МК-5914.2016.1).

ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЁРДОСТИ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Ta–Zr ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ

Гриняев К. В.^{1,2,3}, Цверова А. С.¹, Смирнов И. В.^{1,2},

Дитенберг И. А.^{1,2,3}, Тюменцев А. Н.^{1,2,3}, Чернов В. М.⁴

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

kvgrinyayev@inbox.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии и микроиндентирования проведено исследование сплава V-6.8Cr-6.1Ta-0.79Zr-0.031C-0.052O (вес. %) после термомеханической обработки по модифицированному режиму [1] и последующих одночасовых вакуумных отжигах при температурах 700 °С-1000 °С.

Установлено, что термомеханическая обработка приводит к формированию в объёме материала высокодефектного структурного состояния с высокой объемной плотностью однородно распределенных наноразмерных (≤ 10 нм) частиц фаз на основе элементов внедрения, обеспечивающих дисперсное упрочнение материала. Указанная модификация сопровождается существенным увеличением значений микротвёрдости от 1.5 ГПа (в исходном состоянии) до 3.64 ГПа.

Проведение высокотемпературных термообработок позволило выявить следующие особенности релаксации дефектной субструктуры и трансформации мелкодисперсных частиц вторых фаз:

– После отжига при 700 °С в материале сохраняется высокая плотность указанных выше наноразмерных частиц фаз внедрения. Начало релаксационных процессов приводит к снижению микротвёрдости до 3 ГПа.

– В процессе термообработки при 800 °С интенсивное развитие процессов релаксации приводит к заметному снижению плотности дефектов и уменьшению значений микротвёрдости до 2,64 ГПа. Гетерофазная структура сплава практически не изменяется: размер и объемная плотность мелкодисперсных частиц те же, что после отжига при 700 °С.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

– При 900 °С в объеме образца происходит значительное снижение плотности дислокаций, наблюдается формирование более крупных (50–200 нм) частиц второй фазы. Микротвёрдость уменьшается до 2,1 ГПа.

– Микротвёрдость после отжига при температуре 1000 °С снижается до значений исходного состояния (1,52 ГПа), что свидетельствует о завершении релаксационных процессов.

Обсуждаются эффекты кооперативной реализации субструктурного, дисперсного и твердорастворного механизмов упрочнения после указанных обработок. Анализируется воздействие высокотемпературных отжигов на эффективность упрочнения в условиях низкой термической стабильности упрочняющих наноразмерных частиц.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП.

Литература:

1. Тюменцев А.Н. и др. Влияние режимов термомеханических обработок на микроструктуру и механические свойства сплавов системы V-Me(Cr, W)-Zr-C // ВАНТ. Серия Термоядерный синтез. 2014. Т. 37. вып. 1. С. 18.

АНАЛИЗ ТЕКСТУРЫ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В СТАЛИ 12ГБА В ХОДЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ

Деревягина Л.С., Гордиенко А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lsd@ispms.tsc.ru

Величины механических свойств проката из низкоуглеродистых сталей зависят от многих факторов: фазового состава, размера и морфологии структурных составляющих, а также кристаллографической текстуры. Текстуры, формирующиеся при деформационно-термической обработке низкоуглеродистых сталей, неоднократно исследовались [1]. Формирование текстурных компонент зависит от многих конкурирующих друг с другом процессов таких как: деформация, динамическая и статическая рекристаллизация γ , α -фаз, фазовое (γ - α) превращение текстурированной γ -фазы. Поэтому, как правило, по сечению листа наблюдают неоднородную многокомпонентную текстуру. Было показано, что в ходе деформации материалов с ОЦК решеткой формируется текстура, при которой с направлением прокатки совпадают направления осей $\langle 110 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, а плоскость прокатки содержит ориентировки, расположенные вдоль ребра стереографического треугольника $\{001\}$ - $\{111\}$. Кроме текстур деформации наблюдали текстуры рекристаллизации α -фазы $\{001\}\langle 100 \rangle$, а в поверхностных слоях прокатанного листа – сдвига (трения) $\{110\}\langle 001 \rangle$.

Целью настоящей работы является анализ геометрической и кристаллографической текстур, формирующихся в стали 12ГБА после контролируемой теплой прокатки.

Кристаллографическую текстуру исследовали методом построения прямых и обратных полюсных фигур с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta 200 3D с приставкой NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology для анализа дифракции обратно рассеянных электронов.

Исходное структурное состояние с крупным размером зерна стали 12ГБА было практически бестектурным, что характерно для чистой прокатки стали в температурной области рекристаллизованного аустенита (1100-950°С).

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

По данным оптической, растровой и сканирующей микроскопии структура обработанной стали характеризуется вытянутостью в направлении прокатки зерен феррита и перлита, то есть наличием геометрической текстуры.

Из анализа прямых и обратных полюсных фигур обнаружено, что в центральных слоях прокатанного прутка стали 12ГБА содержатся кристаллиты, кристаллографические плоскости которых $\{111\}$, параллельны плоскости прокатки. Направление прокатки совпадает с направлением $\langle 110 \rangle$. Обращает на себя внимание тот факт, что формирующаяся текстура характеризуется значительным рассеянием. Обнаруженная в прокате стали кристаллографическая текстура $\{111\}\langle 110 \rangle$ соответствует текстуре плоской деформации α -фазы и не противоречит литературным данным [1]. Сталь с такой текстурой обладает высокой технологичностью при обработке давлением и наибольшей способностью к торможению трещинообразования при эксплуатации, т.е. данная текстура оказывает положительное влияние на механические свойства и характер разрушения стали.

Авторами [1] расчетным путем было показано, что за счет текстуры (γ - α) превращения, протекающем без нагрузки, формируется компонента текстуры $\{554\}\langle 225 \rangle$, близкая к $\{111\}\langle 110 \rangle$. Действительно, из экспериментальных данных было обнаружено, что имеются кристаллиты, плоскости которых $\{554\}$ параллельны плоскости прокатки. Величина полюсной плотности компоненты $P^{(554)}(\gamma-\alpha)=6,2$, что сравнимо с величиной $P^{(111)}_{\alpha}=6,14$. Таким образом можно предположить, что на рассеяние текстуры $\{111\}\langle 110 \rangle$ может оказывать влияние фазовое (γ - α) превращение.

Если образцы прокатанной стали дополнительно подвергнуть растяжению при отрицательной температуре, то текстура не только сохраняется, но и возрастает ее совершенство. Так, если в образце после прокатки величина полюсной плотности P_1^{111} компоненты текстуры $\{111\}\langle 110 \rangle$ достигала ~ 6 , то после дополнительного растяжения при -80°C P_2^{111} возрастает до ~ 9 .

Литература:

1. Эгиз И.В., Шамрай В.Ф. Расчет и построение прямых полюсных фигур для текстур, образующихся при фазовом превращении в железе // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2001. – №2. – С.9-12.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (№ 16-48-700257 p-a)

FORMATION OF A FINE-GRAINED MICROSTRUCTURE IN AN Al-Mg-Mn-Zr ALLOY BY CONVENTIONAL METHOD

Kulitskiy V., Mogucheva A., Kaibyshev R.

Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys,
Belgorod State University, Belgorod, Russia

Kulitskiy@bsu.edu.ru, mogucheva@bsu.edu.ru, rustam_kuibyshev@bsu.edu.ru

A grain size is one of key microstructure factors affecting physical and mechanical behavior of polycrystalline metals. A decrease of grain size promotes strengthening via the well-known Hall-Petch relationship [1,2]. Additional improvement of the strength may be obtained via formation of a fine grained microstructure through severe plastic deformation [2]. However remain rather expensive when large-scale production in comparison with traditional methods of processing metals. Therefore the aim of this study was to obtain a fine-grained microstructure retaining cheapness of production.

The structural characterizations were carried out using a Jeol JEM-2100 transmission electron microscope (TEM) and a Quanta 600 scanning electron microscope equipped with

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

electron back scattering diffraction (EBSD) analyzer. Details of these techniques were reported previously [3].

For this study was selected a commercial Zr-modified AA5083 alloy with a chemical composition of Al–5.4Mg–0.5Mn–0.1Zr–0.014Fe (in wt pct). The alloy was manufactured by direct chill casting with overheating alloy to a temperature of 700–720°C and a cooling rate of 100 K/min. The ingot with initial dimensions of $\varnothing 100$ mm was subjected to a homogenization annealing treatment at 360°C for 6 h [3] this state is denoted as initial condition.

Dendrite structure is observed within grains with an average size of ~ 1 mm in the Zr-modified AA5083 alloy in initial condition. Precipitates of Al₆Mn phase with a nearly equiaxed shape and an average diameter of ~ 35 nm occur at dendrite arm boundaries during homogenization annealing. The volume fraction of these dispersoids comprises ~ 0.36 pct. The lattice dislocation density is $\sim 10^{13}$ m⁻². The Zr additives retain within the solid solution because of a relatively low temperature of homogenization annealing; no Al₃Zr dispersoids were found.

The material was rolled with total reduction of 80% at ambient temperature, and then was carried out recrystallization annealing in interval temperatures 300–400°C for 2 hours. The annealing at temperatures below 320°C is occurred a partial recrystallization. Increasing of the annealing temperature from 320°C to 400°C leads to formation a fully recrystallized microstructure. Investigation of the fine microstructure exhibits the low dislocation density and low proportion of low angle boundaries, the uniform distribution of particles Al₆Mn and retention size of the dispersoids and morphology throughout the entire process.

References:

1. Hall, E.O. (1951). "The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results". Proc. Phys. Soc. London 64: 747–753. doi:10.1088/0370-1301/64/9/303.
2. Petch, N.J. (1953). "The Cleavage Strength of Polycrystals". J. Iron Steel Inst. London 173: 25–28.
3. S. Malopheyev, R. Kaibyshev, Strengthening mechanisms in a Zr-modified 5083 alloy deformed to high strains, Mater. Sci. Eng. A 620 (2014) 246-252.

The financial support received from the Ministry of Education and Science, Russia, (Belgorod State University project №14.587.21.0018 (RFMEFI58715X0018)) is acknowledged. The main results were obtained by using equipment of Joint Research Center, Belgorod State University.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОЙ СТАЛИ 10Г2ФБЮ И ЕЕ СВОЙСТВА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Деревягина Л.С., Почивалов Ю.И., Гордиенко А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
mirantil@sibmail.com

В настоящее время одним из перспективных направлений создания высокопрочных материалов для магистральных трубопроводов является получение в низкоуглеродистых, микролегированных стойкими карбидообразующими элементами (Nb, V, Ti) сталях преимущественно бейнитных структур с высокими характеристиками прочностных свойств и сопротивления хрупкому разрушению. Для получения таких структур используют различные термические и термомеханические обработки стали с вариацией температурно-скоростных условий.

С учетом вышеизложенного, в работе исследованы закономерности формирования структуры в низкоуглеродистой, трубной стали 10Г2ФБЮ после термической обработки, а также анализ механических свойств в условиях статического растяжения в широком диапазоне температур. Для определения характеристических температур фазовых превращений были сняты термокинетические кривые при нагреве и охлаждении стали.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Термическую обработку проводили путем нагрева образцов стали 10Г2ФБЮ до температуры 1000°C, выдержки в течении 30 мин и последующего ускоренного охлаждения в масле. Структуру исследовали с использованием оптического микроскопа марки Zeiss Axiovert 25, системы с электронным и сфокусированным ионным пучками Quanta 200 3D с приставкой NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology методом автоматического анализа дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ). Механические испытания на статическое растяжение выполнены на установке типа Поляни в интервале температур от +20°C до -196°C. Стадийность и микромеханизмы процесса разрушения изучены на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Philips SEM 515.

В исходном состоянии микроструктура стали 10Г2ФБЮ представляет собой вытянутые в направлении прокатки чередующиеся области квазиполигональных зерен феррита и перлита (рис.1, а). Средний размер ферритных зерен составляет $\approx 12\mu\text{м}$. Микротвердость ферритных областей – 165кГс/мм², перлитных – 235кГс/мм².

После обработки феррито-перлитная полосчатая структура стали преобразуется в структуры бейнитного типа: рейки, объединенные в пакеты (рис.1,б, область 1), участки доэвтектоидного феррита по границам бывших аустенитных зерен (рис.1,б, область 2), а также отдельные участки ферритных зерен (рис.1,б, область 3).

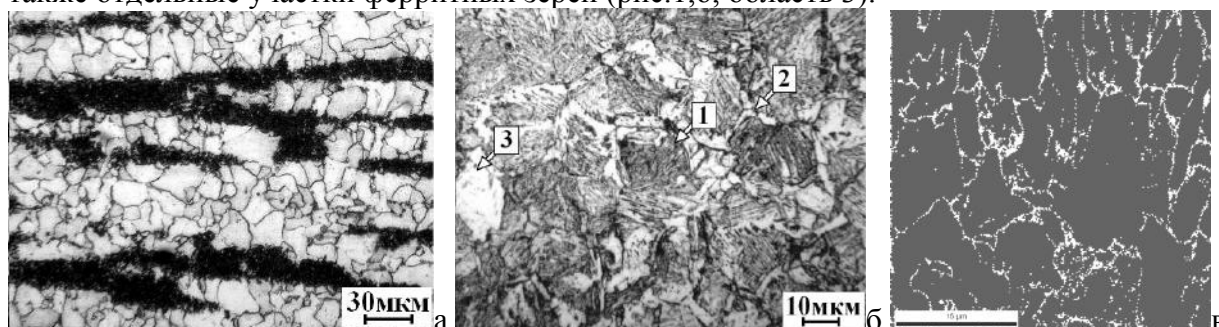


Рис. 1. Структуры стали 10Г2ФБЮ: (а) – исходное состояние, (б, в) – после термообработки: оптическое изображение (а, б), результаты EBSD-анализа (в): серым цветом – α -фаза, белым – карбид Fe_3C

В соответствии с существующими в литературе классификациями полученную структуру можно идентифицировать как игольчатый феррит – пакетную структуру, состоящую из реек бейнитного феррита, в матрице которого могут присутствовать небольшие участки цементита и составляющая М/А. Методом EBSD-анализа обнаружено небольшое количество карбидов Fe_3C по границам зерен (рис.1,в). Разрешающая способность электронного пучка не позволяет выявить границы пакетных реек игольчатого феррита и выявляются только большеугловые границы бывших зерен. Микротвердость игольчатого феррита составляет $\approx 240\text{кГс/мм}^2$.

Структура игольчатого феррита способствовала 70% повышению прочностных характеристик стали при растяжении в условиях комнатной температуры (предел прочности увеличился с 650МПа до 1100МПа) по сравнению с исходным феррито-перлитным состоянием. Пластичность при этом снизилась \approx в 2,5раза (с 24% до 9%). Диаграмма с площадкой текучести, типичная для стали в исходном состоянии для обработанной стали приобретает параболический вид. При снижении температур испытания в интервале от +20°C до -70°C характеристики прочности в обоих структурных состояниях повышаются незначительно (на 5% и 13% соответственно), а при температуре жидкого азота возрастают \approx на 50%.

Характер разрушения стали в интервале температур в обоих состояниях вязкий путем порообразования, а при растяжении в жидком азоте – преимущественно хрупкий с элементами вязкого разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (№ 16-48-700257 р-а)

ПОЗИТРОННАЯ АННИГИЛЯЦИОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЕФЕКТОВ ВАКАНСИОННОГО ТИПА В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ ПРИ ОТЖИГЕ

Кузнецов П.В.^{1,2}, Лидер, А.М.², Бордулев Ю.С.², Лаптев Р.С.²,

Миронов Ю.П.¹, Рахматулина Т.В.¹, Корзников А.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, россия

kpv@ispms.tsc.ru

Известно, что измельчение структуры металлов до субмикроструктурного (СМК) состояния методами интенсивной пластической деформации (ИПД), ведет к созданию иерархии дефектов различной размерности, таких как границы разнообразного типа, дислокации, точечные дефекты, которые значительно изменяют физические свойства материала, по сравнению с крупнокристаллическим состоянием. Характерной чертой дефектов каждого типа является избыточный объем по сравнению с совершенной решеткой. В процессе низкотемпературного отжига, который проводится с целью снижения неравновесности структуры, протекает несколько кинетических процессов, ведущих к необратимым изменениям избыточного объема как функции температуры или времени. Поэтому, для выяснения роли каждого типа дефектов в дефектной структуре СМК металла необходимо использовать методы, позволяющие прямо контролировать изменение избыточного объема при отжиге. В настоящей работе с помощью рентгеновской дифракции и аннигиляции позитронов исследовали отжиг дефектов вакансионного типа в СМК меди, полученной методом равноканального углового прессования с последующей прокаткой.

При рентгеноструктурном (РСА) свежеприготовленных образцов обнаружена высокая интенсивность пиков от плоскостей (200), принятая за 1 и пики от плоскостей (220) и (331) с интенсивностью 0.85. При РСА образцов, отожженных в интервале температур $\Delta T = (23-300)^\circ\text{C}$, обнаружена высокая интенсивность пиков, указывающих на преобладание текстуры деформации. После рекристаллизации образцов при температуре $T = 670^\circ\text{C}$ образуется текстура отжига с высокой интенсивностью пиков от плоскостей (200).

Анализ спектров времени жизни позитронов (СВЖ) показал, что в свежеприготовленных образцах СМК меди наблюдается три компонента времени жизни $\tau_1 \sim 114$ пс, $\tau_2 \sim 154$ пс и $\tau_3 \sim 175$ пс, соответствующих аннигиляции свободных позитронов, захваченных дислокациями и вакансиями, соответственно. Интенсивность компоненты I_3 , связанной с захватом позитронов вакансиями составляет $\sim 87\%$. Оценка показала, что концентрация вакансий очень высока и составляет $\sim 1,6 \times 10^{-4}$. С ростом температуры наблюдается конкуренция захвата позитронов вакансиями и дислокациями. Происходит образование вакансионных комплексов из 2-3 вакансий, что ведет к увеличению τ_3 и отжиг вакансий за счет ухода на стоки, что обеспечивает уменьшение интенсивности соответствующей компоненты I_3 . После отжига при $T \geq 300^\circ\text{C}$ преобладающими центрами захвата позитронов становятся дислокации.

Компонента СВЖ позитронов, связанная с аннигиляцией свободных позитронов варьируется в пределах нескольких процентов в интервале температур $\Delta T = (23-300)^\circ\text{C}$, резко возрастает до 75 % после отжига при $T = 400^\circ\text{C}$ и достигает 100% после рекристаллизации при $T = 850^\circ\text{C}$. Анализ этих результатов совместно с данными РСА указывает на возможную динамическую рекристаллизацию структуры СМК меди в процессе ИПД.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

По результатам измерения спектров доплеровского уширения аннигиляционной гамма линии построена зависимость W -параметра от S -параметра. Из наклона определяли R - параметр, который не зависит от концентрации дефектов, а определяется только их типом. Обнаружены два участка наклона зависимости $S = f(W)$ в интервалах температур $\Delta T = (23 - 300)^\circ\text{C}$ и $\Delta T = (300 - 670)^\circ\text{C}$, что соответствует двум значениям R -параметров (R_1, R_2) и двум преобладающим типам дислокационных дефектов – ловушек позитронов, что подтверждает результаты измерения СВЖ позитронов.

Таким образом, в настоящей работе, на примере СМК меди, полученной методом РКУП и последующей прокатки, показана высокая эффективность метода позитронной аннигиляции для исследования отжига дефектов вакансионного типа в металлах с субмикроструктурной структурой.

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 12ГБА С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ

Панин В.Е.^{1,2}, Кузнецов П.В.^{1,2}, Рахматулина Т.В.¹, Шумакова Д.А.²
Институт Физики Прочности и Материаловедения, Томск, Россия
НИ Томский политехнический Институт, Томск, Россия

Для повышения механических характеристик и хладостойкости низкоуглеродистых трубных сталей, работающих под давлением в климатических условиях Крайнего Севера, исследуют возможность применения различных методов обработки, обеспечивающих получение ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [1]. Для выяснения природы повышения характеристик стали необходимы количественные данные о ее УМЗ структуре. Современные сканирующие зондовые микроскопы (СЗМ) относительно недороги, просты в техническом отношении и обеспечивают сопоставимое с просвечивающей электронной микроскопией и дифракцией обратно рассеянных электронов разрешение. Кроме того, вследствие трехмерного характера получаемых данных, СЗМ позволяют получать оценки энергии внутренних границ раздела, которые представляют самостоятельный интерес для аттестации УМЗ структуры металлов [2].

Целью настоящей работы являлась количественная характеристика размеров зеренно-субзеренной структуры (ЗСС) и энергии внутренних границ раздела стали 12ГБА после всесторонней изотермической ковки (ВИК) и теплой прокатки (ТП) с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ).

Исследовали образцы низкоуглеродистой стали 12ГБА с УМЗ структурой, полученной методами ВИК и ТП. Технологии получения ультрамелкозернистой структуры детально описаны в работе [1]. Микроструктуру исследовали методами оптической, интерференционной микроскопии и СТМ. Оценку энергии границ проводили по методике, подробно изложенной в [3].

В крупнокристаллическом состоянии сталь 12ГБА имеет ферритно-перлитную структуру со средним размером ферритного зерна, рассчитанного по оптическим изображениям, $d \sim 25$ мкм. С помощью СТМ выполнена оценка средних размеров элементов ЗСС стали, ширины пластин цементита после ВИК и ТП. В структуре стали наблюдали сферические частицы цементита, со средним размером 0,25-0,75 мкм, которые образуются в результате дробления пластин цементита в перлите и их сфероидизацией в ходе теплой прокатки.

Оценки относительной энергии внутренних границ раздела представляли в виде гистограмм распределения и в форме интегральных функций распределения (ИФР). ИФР относительной энергии внутренних границ раздела стали 12ГБА в крупнокристаллическом состоянии лежит в интервале $\Delta\gamma \sim (0,05 \div 1,2)$. ИФР

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

относительной энергии границ после ВИК и ТП лежат в области более низких относительных энергий $\Delta\gamma \sim (0,06 \div 0,7)$ и $\Delta\gamma \sim (0,05 \div 0,8)$, соответственно. Анализ литературных данных показал, что это связано с увеличением доли малоугловых границ в структуре стали после деформационной обработки [1].

Установлено, что наблюдается корреляция между смещением ИФР энергии внутренних границ раздела стали 12ГБА, с одной стороны, и смещением температуры вязкого-хрупкого перехода в область более низких температур после ВИК и ТП, с другой.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о высокой эффективности СТМ для количественной аттестации УМЗ структуры стали, полученной в результате деформационной обработки, и позволяют предложить недорогой, относительно простой в методическом отношении метод контроля структурных изменений, которые коррелируют с изменением механических свойств исследуемой стали.

Литература:

1. Derevyagina L.S., Panin V.E., Korznikov A.V., Gordienko A.I. Meso- and Microstructural Features of Steel 12GBA Produced by Different Methods of Thermomechanical Treatment // AIP Conference Proceedings 1683, 2015, 020037-020040.
2. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Основы физической мезамеханики пластической деформации и разрушения твердых тел как нелинейных иерархически организованных систем // Физическая мезомеханика 18 (5), 2015, 100-113.
3. Кузнецов П. В., Петракова И. В., Рахматулина Т.В., Батулин А.А., Корзиков А.В. Применение сканирующей туннельной микроскопии для характеристики зеренно-субзеренной структуры СМК никеля после низкотемпературного отжига // Заводская лаборатория. Диагностика материалов 4, 2012, 26-34.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИСПОЛНИТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПЬЕЗОДВИГАТЕЛЕЙ

Храмцов А.М., Спицин А.И., Сегалла А.Г., Пономарев С.В., Рикконен С.В.

НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

opt@elpapiezo.ru

В настоящее время линейные пьезодвигатели широко применяются в различных отраслях науки и техники, среди которых особое внимание следует уделить областям с высокими температурами рабочей среды: космическая, авиационная промышленность и т.д. Основные характеристики любого пьезодвигателя в первую очередь зависят от свойств пьезокерамического материала, лежащего в его основе. К таким свойствам относятся температура точки Кюри и температурная стабильность электрофизических свойств в диапазоне рабочих температур. Данные факторы создают потребность в исследовании и создании высокотемпературных составов пьезокерамических материалов, и разработке новых конструкций исполнительных элементов пьезоприводов.

В ходе проделанной работы был проведен анализ высокотемпературных составов пьезокерамических материалов отечественных и зарубежных производителей.

Полученные данные, а также разработанные в ходе работы составы высокотемпературных керамик представлены на рис.1.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

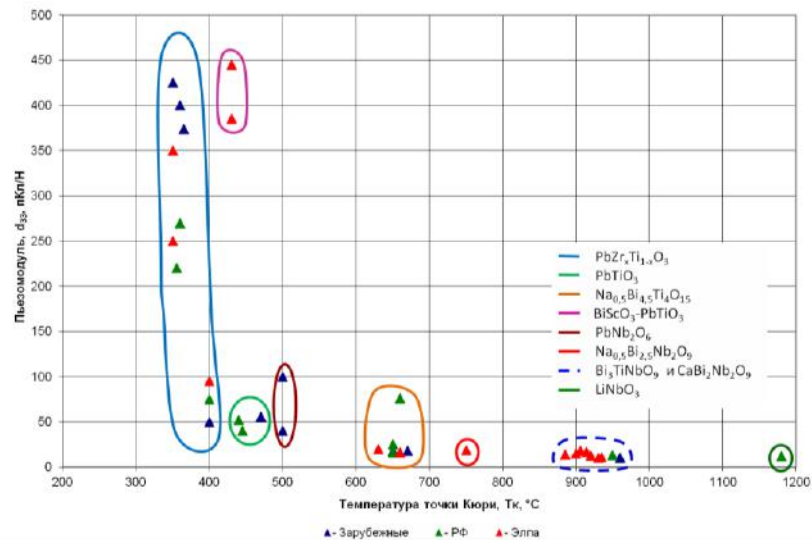


Рис. 1. Пьезомодуль, d_{33} , и температура точки Кюри различных составов высокотемпературных пьезокерамических материалов.

Проведено исследование термостабилизации образцов высокотемпературных составов пьезокерамик при температурах 330 и 700°C, а также разработаны и изготовлены макетные образцы высокотемпературных исполнительных элементов для шагового линейного пьезодвигателя.

ПОЛУЧЕНИЕ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ ДЕФОРМАЦИОННЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
vdan@anrb.ru

Современное развитие техники требует создания новых материалов с повышенными механическими свойствами. Увеличивается доля использования композитов в различных изделиях аэрокосмической промышленности. Преимущества замены обычных металлов и сплавов на металлические композиты связано с повышенными эксплуатационными свойствами последних.

Различают искусственные и естественные композиты. В естественных композитах упрочняющая фаза формируется в результате естественных процессов при термическом воздействии. По виду структура этих материалов мало отличается от структуры искусственных волокнистых и слоистых композиций, но имеет ряд важных особенностей. В естественных композитах упрочнители по механическим свойствам почти не отличаются от упрочнителей искусственных композитов, но имеют очень хорошее сопряжение с матрицей. Поэтому эффект композиционного упрочнения в таких материалах сохраняется при нагревании до высоких температур (вплоть до 0,9 Тпл). Высокая стабильность структуры этих материалов при рабочих температурах обеспечивает значительное сопротивление ползучести и выгодно отличает их от традиционных жаропрочных сплавов. Как правило, естественные композиты получают методом *in situ*, управляя процессами структурообразования на этапах кристаллизации или термической обработки. Например, с помощью направленной кристаллизации получены эвтектические композиты на основе Nb, Ti и другие.

В последние годы за рубежом и у нас в стране развиваются деформационные методы получения естественных композитов. Такие методы могут быть перспективны

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

особенно в случаях, когда сплав нужных компонентов затруднительно получить. В частности, когда температура плавления компонентов сплава значительно различается. В работе показана возможность получения естественных композитов в системах Cu-Al и Nb-Al с помощью интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением в наковальне Бриджмена.

Рассматривая твердое тело как многоуровневую иерархически организованную систему, были определены условия получения естественных композитов, когда в матрице на основе меди с алюминием образуются интерметаллидные соединения Cu_9Al_4 и CuAl_2 , а в матрице ниобия с алюминием образуются интерметаллидные соединения Al_3Nb и AlNb_2 , объемные доли которых можно менять.

Данные оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии с энергодисперсионным и EBSD анализом и результаты измерения микротвердости позволяют сделать заключение, образование естественных композитов в исследованных системах начинается в процессе деформации сдвигом под давлением и интенсивно продолжается при отжиге деформированных образцов.

Обсуждается определяющая роль внутренних поверхностей раздела при твердофазном образовании естественных композитов в процессе большой холодной пластической деформации и последующем отжиге.

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Лыкова О.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
nev@ispms.tsc.ru

Создание космической техники, отвечающей современным требованиям по безопасности и живучести, связано с разработкой и внедрением новых конструкционных материалов, обеспечивающих необходимые технические характеристики и повышение гарантийного срока эксплуатации. Такие материалы должны обладать необходимыми механическими свойствами в диапазоне рабочих температур, высоким сопротивлением радиационному воздействию и низким уровнем электромагнитных помех работе бортовой радиоаппаратуры. Всем этим требованиям отвечают $(\alpha+\beta)$ титановые сплавы, которые уже используются при изготовлении элементов авиакосмической техники, как в России, так и за рубежом. Повышение удельной прочности (прочность на единицу массы) указанных материалов путем формирования в них ультрамелкозернистой (нано-) структуры позволит значительно снизить вес базовых несущих узлов и других элементов конструкций авиакосмической техники при сохранении их конструкционной прочности и надежности, и, тем самым, повысить экономичность и величину полезной нагрузки самолета или выводимого на орбиту космического аппарата. В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы являлась разработка с использованием методов интенсивной пластической деформации подходов к формированию в титановых сплавах ультрамелкозернистой (нано-) структуры для повышения их эксплуатационных (удельная прочность) и технологических (сверхпластичность) характеристик. Работа была проведена на примере $(\alpha+\beta)$ титановых сплава с различным содержанием β -стабилизирующих элементов (Mo, V). В качестве метода получения указанной структуры был использован один из методов интенсивной пластической деформации - abc-прессование.

В настоящей работе были проведены исследования влияния структуры и фазового состава $(\alpha+\beta)$ титановых сплавов в ультрамелкозернистом состоянии, полученном с использованием метода всестороннего прессования, на особенности их пластической

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

деформации в широком интервале температур. Установлено, что независимо от фазового состава рассмотренных в работе титановых сплавов в результате формирования УМЗ структуры при комнатной температуре наблюдается повышение пределов прочности на 30-40% с одновременным снижением пластичности по сравнению с крупнозернистыми аналогами. При этом температура начала реализации сверхпластического течения снижается на 150-200 градусов (до 823 К). Указанный сдвиг интервала проявления сверхпластичности, по-видимому, обусловлен существенным уменьшением размера элементов зеренно-субзеренной структуры (менее 0,3 мкм), а также повышением неравновесности границ зерен в результате воздействия методами ИПД. Увеличение объемной доли β -фазы и, как следствие, протяженности межфазных границ в рассмотренных сплавах приводит к увеличению температурного интервала проявления сверхпластического течения и росту относительного удлинения до разрушения (с 400 до более чем 1300%). При этом, напряжение течения в условиях сверхпластичности снижается более чем на порядок. Можно предполагать, что указанный эффект обусловлен стабилизацией ультрамелкозернистого состояния за счет формирования микродулексной двухфазной структуры в сплаве с высоким содержанием β -стабилизирующих элементов.

Работа выполнена в рамках выполнения госбюджетного проекта СО РАН № 23.2.2.

THE PORTEVIN-LE CHATELIER EFFECT IN AN AL-MG ALLOY

Mogucheva A.A., Saenko M., Kaibyshev R.O.

Belgorod State University, Russia

mogucheva@bsu.edu.ru, saenko, rustam_kaibyshev@bsu.edu.ru

Alloys belonging to the Al-Mg system exhibit good weldability, ductility, toughness, formability, and high levels of corrosion resistance. As a result, there is a considerable demand of these non-age-hardenable aluminium alloys for practical use. Al-Mg alloys exhibit instability of plastic flow known as the Portevin-Le Chatelier (PLC) effect. The behavior of the PLC effect shows generic signatures depending on the strain rate and temperature. There is little experimental data on the relationship between the initial microstructure, the PLC effect, and the surface markings. Therefore, examination of the effect of initial structure on the PLC instability is important for searching ways to improve the surface roughness and ductility impacted by plastic instability in industrial Al-Mg alloys.

The aim of the present study was to realize a comprehensive study of the serrated yielding in wide temperature and strain-rate ranges in an Al-Mg alloy.

The aluminum alloy with a chemical composition of Al-3Mg (wt. pct.) was rolled at ambient temperature with a total reduction of ~ 70 pct. Then the sheets were subjected to solution treatment consisting in annealing for 2 h at 400°C, resulting in an isotropic grain structure with approximately equiaxed grains with an average size of 75 μm containing a low density of lattice dislocations ($\rho \sim 10^{12} \text{ m}^{-2}$). The population of high angle boundaries was ~ 0.84 pct; the average misorientation, \square_{av} , was 29°.

Tensile specimens with a 16 mm gauge length and 1.5×3 mm² cross-section were cut parallel to the rolling direction. Mechanical tests were carried out using an Instron 5882 testing machine at temperatures ranging from -100 to 175°C. The imposed strain rate was chosen in the range of $10^{-5} - 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. The samples were held at testing temperature for about 10 min in order to reach thermal equilibrium during the tests at elevated temperatures. The value of ϵ_c was calculated in a conventional way, as the minimum true strain value at which a visible stress fluctuation ($\geq 1 \text{ MPa}$) appears on the stress-strain curve.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

The coarse-grained material displays tensile curves typical of Al-Mg alloys, with an extensive initial strain hardening and an overall parabolic shape until necking, so that the maximum stress corresponds to a well-defined peak in the flow stress. Mixed type A+B serrations take place during the strain hardening stage and the apparent “steady state”. The alloy tested in the coarse-grained condition exhibits usual behavior of the PLC effect to 150°C. Type A+B serrations are observed at the reference conditions (25°C and $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) corresponding to the middle part of the temperature and strain-rate domain of the PLC effect.

The financial support received from the Ministry of Education and Science, Russia, (Belgorod State University project №14.587.21.0018 (RFMEFI58715X0018)) is acknowledged. The main results were obtained by using equipment of Joint Research Center, Belgorod State University.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА 12%-НЫХ ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Полехина Н.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Кравченко Д.А.², Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

Nadejda89tsk@yandex.ru

Жаропрочные 12 %-ные хромистые ферритно-мартенситные стали являются перспективными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных и термоядерных энергетических реакторов. С целью расширения интервала рабочих температур сталей необходимо дополнительное повышение их высокотемпературной прочности при сохранении необходимого запаса низкотемпературной пластичности. Решение этих задач связано с возможностью изменения и управления микроструктурой ферритно-мартенситных сталей с помощью термических/термомеханических обработок.

В настоящей работе исследовано влияние высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на микроструктуру и механические свойства 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (16X12B2ФТаР) и ЧС-139 (20X12НМВБФАР). ВТМО включала нагрев до $T = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ (выдержка 1 ч), горячую (в аустенитной области) пластическую деформацию прокаткой до $\epsilon \approx 30 \%$ за один проход и последующую закалку в воду. После закалки проводили отпуск при $T = 720 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 0,5-3 ч. Традиционная термическая обработка (ТТО) этих сталей: закалка от $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ (на воздух) + отпуск при $T = 720 \text{ }^\circ\text{C}$ (3 ч).

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) сталей приводит к значительному (от $\rho \sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ до $\rho \sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$), по сравнению с закалкой, увеличению плотности дислокаций в мартенситной структуре, а также дисперсности и объемной доли наночастиц карбонитрида ванадия $V(C, N)$, выделяющихся непосредственно в процессе деформации в температурном интервале существования аустенита и последующей закалки. Предполагается, что важными факторами повышения объемной доли наночастиц являются снижение барьера зарождения и критических размеров зародышей новой фазы и увеличение скорости роста частиц за счет возрастания коэффициентов диффузии ванадия на дислокациях.

Последующий (после ВТМО) отпуск стали при $T = 720 \text{ }^\circ\text{C}$ (3 ч) приводит к формированию структурного состояния со значительно более низкой, чем после ТТО, плотностью грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$. Это связано с более интенсивным, по

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

сравнению с ТТО, обеднением твердого раствора углеродом при образовании более высокой плотности наноразмерных частиц карбонитрида V(C, N) уже в процессе ВТМО. После указанного выше отпуска происходит также коагуляция и уменьшение плотности наночастиц V(C, N), тем не менее, их дисперсность (размеры частиц не превышают ~ 10 нм) остается достаточно высокой. Кроме того, при сохранении высокой объемной доли отпущенного мартенсита, наблюдается снижение внутренних напряжений и уменьшение плотности дислокаций (до $\rho \sim (2-5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

Сформированные после ВТМО структурные состояния с высокими значениями объемной доли наноразмерных частиц V(C, N), плотности дислокаций и внутренних напряжений обеспечивают значительное (на ≈ 300 МПа) повышение значений предела текучести сталей при комнатной температуре испытаний.

ВТМО + отпуск при $T = 720$ °С также приводит к существенному (по сравнению с ТТО) увеличению значений предела текучести сталей как при комнатной (на $\Delta\sigma_{0.1} \leq 290$ МПа), так и при повышенной ($T = 650$ °С; на $\Delta\sigma_{0.1} \leq 100$ МПа) температурах испытаний. При этом сохраняются достаточно высокие ($\delta \approx 10-13$ %) значения пластичности.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-00145.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ-ВЫПРЕССОВКИ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Истомин А.Д.¹, Матолыгин А.А.², Носков М.Д.¹

¹Северский технологический институт национального исследовательского университета «МИФИ», Северск, Россия,

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
lfmm@mail.ru, matolygin.andrei@yandex.ru

Операция прессования таблеток из керамических порошков предназначена для придания заготовкам формы, размеров и механической прочности, необходимых для последующего спекания таблеток. Качество получаемых таблеток зависит от средней плотности сформованных заготовок, а также ее распределения по объёму прессовки. Эти характеристики определяются условиями прессования и свойствами прессуемого порошка. Для прогнозирования свойств прессуемых таблеток и оптимизации технологического процесса целесообразно использовать математическое моделирование. Как правило используемые порошки обладают развитой, иерархической структурой и представляют собой агломераты частиц. Поэтому, при прессовании происходит не только переукладка и слипание частиц порошка, но и разрушение агломератов. Детальное описание этих процессов связано с большими трудностями и требует применения различных моделей. Перспективным подходом к моделированию прессования является описание порошкового тела как сплошной среды с некоторыми эффективными характеристиками, определяющими свойства представительного объема.

Для описания процесса прессования-выпрессовки предлагается математическая модель упругопластического тела, которая учитывает сложное реологическое поведение прессовки, при котором одновременно проявляются упругие и пластические свойства. Предложенная модель прессования основана на фундаментальных законах сохранения массы, импульса и энергии. Граничные условия на стенках пресс-формы соответствуют нулевым значениям радиальных компонент вектора перемещений. На границах, отвечающих за подвижные поверхности задаются значения перемещений вдоль вертикальной оси на каждом шаге нагружения и выпрессовки. На границах задаются так же поверхностные силы возникающие вследствие трения прессовки о пресс-форму и пуансоны.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Технологическими параметрами, отвечающими за особенности деформирования системы, являются начальная пористость, программы движения подвижных частей пресс-формы, параметры, отвечающие за уровень сил трения. Ставится цель определения значений технологических параметров, обеспечивающих желательное распределение плотности по образцу.

Разработанная математическая модель прессования таблеток из керамических порошков позволила провести исследования процесса прессования-выпрессовки порошка с различными свойствами и при различных условиях. С помощью численного моделирования получены распределения основных характеристик напряженно-деформированного состояния прессовки. Показано, что основными факторами, определяющими неоднородность плотности, являются трение о стенки пресс-формы, а также особенности геометрии пуансонов.

ANALYSIS OF THE TENSILE BEHAVIOR OF A HIGH-MN TWIP STEEL BASED ON THE MICROSTRUCTURE EVOLUTION

Kusakin P., Belyakov A., Kaibyshev R.

Belgorod State University, Belgorod, Russia

kusakin@bsu.edu.ru, belyakov@bsu.edu.ru, rustam_kaibyshev@bsu.edu.ru

The microstructure evolution of an Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel subjected to tensile tests at room temperature was investigated in relation to its mechanical behavior. The tensile tests were interrupted after 20, 40, 60 and 80% deformation and the tensile tested specimens were electrolytically polished to perform microstructural investigations. The high-resolution electron back scattering diffraction (EBSD) technique was used to investigate the microstructure evolution and estimate the dislocation densities via kernel average misorientation data. The material before tensile test showed fully austenitic structure with the mean grain size of 45 microns. The specimens exhibited deformation twinning with gradual reduction of distance between deformation twins upon the tensile elongation. The dislocation density of the initial material was $7.3 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$, increased to $5.7 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ after 20% elongation and raised to $8.3 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ after 80% elongation. Three equations were used to model the dislocation density evolution during tensile test: linear, exponential and Kocks equation. The best fit to experimental data including initial dislocation density was obtained by using exponential and Kocks equations with an error <5%. The linear relationship could also be applied to describe the dislocation density evolution during tensile test if the initial data point was excluded. The calculated dislocation densities were used to calculate the deformation strengthening. It has been shown that the flow stress cannot be explained by only the dislocation density evolution and additional strengthening term concerning dislocation interaction with defects was added. It was assumed that the deformation twin boundaries are strong obstacles for the dislocations movement and the dislocation mean free path was gradually decreased owing to deformation twin formation with strain. The twined volume as a function of strain was approximated by fitting twin area fraction data obtained from scanning electron microscopy analysis and was described by exponential rise to maximum. Summarizing the two components of deformation strengthening, one from dislocation–dislocation interactions and the other from a reduction of dislocation mean free path due to mechanical twinning, a good agreement between the experimental and calculated flow curve was attained. It was concluded that the extraordinary deformation strengthening of TWIP steels resulted from two strengthening mechanisms: dislocation–dislocation interactions and reduction of dislocation mean free path due to mechanical twinning.

The financial support received from the Ministry of Education and Science, Russia, under grant №14.584.21.0003 (ID No. RFMEFI58414X0003) is gratefully acknowledged.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦАМИ Al_2O_3 И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6082

Найденкин Е.В.¹, Ворожцов С.А.^{1,2}, Мишин И.П.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

vorn1985@gmail.com

Деформируемые алюминиевые сплавы, составляющие большую группу легких сплавов, широко используются в различных отраслях промышленности, включая авиакосмическую и транспортную. В связи с этим, улучшение структуры и повышение свойств этих материалов имеет большую практическую значимость. Несмотря на большое число экспериментальных исследований по данной тематике, основная их часть направлена на улучшение структуры и свойств этих материалов либо путем введения в расплав упрочняющих наночастиц, либо путем деформационно-термической обработки полученного литьем сплава, в том числе с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД). В тоже время, целенаправленные исследования комбинированного воздействия указанными выше методами ранее не проводились. В связи с этим, целью настоящей работы является комплексное исследование влияния легирования наночастицами оксида алюминия Al_2O_3 в сочетании с последующей интенсивной пластической деформацией на структуру и механические свойства алюминиевого сплава марки 6082.

В работе с использованием методов оптической металлографии и растровой электронной микроскопии исследована структура указанного сплава и ее эволюция при введении частиц Al_2O_3 (средний размер около 50 нм) с объемной долей 0,2 и 1%, вес., соответственно, и последующей интенсивной пластической деформации. Частицы оксида алюминия вводили в исследуемый сплав посредством специально подготовленных лигатур с использованием ультразвукового воздействия на жидкий металл, с целью дегазации и равномерного распределения наночастиц по объему металла. Интенсивная пластическая деформация полученного литьем сплава в виде прутка диаметром 25 мм с различной объемной долей наночастиц оксида алюминия проводилась с использованием методов радиально-сдвиговой в сочетании с последующей ручьевого прокаткой. Изучена взаимосвязь между особенностями структуры исследуемого сплава и его механическими свойствами при испытаниях на растяжение.

**РАЗРАБОТКА НОВЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМИК
БИМЕДИЦИНСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ НА ОСНОВЕ БАДДЕЛЕИТА**

Тюрин А.И., Жигачев А.О., Умрихин А.В., Родаев В.В., Коренков В.В., Пирожкова Т.С.
НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
tyurin@tsu.tmb.ru

Медицинские импланты, изготовленные на основе керамики, обладают целым комплексом необходимых биомедицинских функций. Керамики относятся к классу материалов, обладающих химической и биологической инертностью, биосовместимостью, малым удельным весом, высокой механической прочностью и т.д. Это делает их применение более выгодным по сравнению с другими материалами (металлы, металлические сплавы, полимеры и др.).

На сегодняшний день к наиболее перспективным относятся циркониевые керамики. Это обусловлено их хорошей биосовместимостью и более высокими

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

прочностными свойствами. Так, например, при высокой прочности они обладают трещиностойкостью на уровне конструкционных металлических сплавов. Высокая прочность этих керамик обусловлена трансформационным упрочнением, в основе которого лежит фазовый переход тетрагональной фазы диоксида циркония ($t\text{-ZrO}_2$) в моноклинную ($m\text{-ZrO}_2$), сопровождающийся возникновением механических напряжений, тормозящих распространение трещин в материале. При этом, тетрагональный диоксид циркония неустойчив при комнатной температуре в чистом виде, поэтому для его стабилизации традиционно используют добавки Y_2O_3 , CeO_2 и MgO . Это и позволяет получить керамики с уникальными прочностными свойствами.

Однако, производимые в настоящее время циркониевые керамики основаны на использовании дорогого исходного сырья (искусственно синтезированного диоксида циркония) и стабилизирующих добавок (Y_2O_3 , CeO_2 и MgO). При этом, в литературе практически не описаны подходы к созданию высокопрочных наноструктурированных циркониевых керамик на основе бадделеита - природного диоксида циркония, с использованием в качестве стабилизирующей добавки CaO , обладающие большим потенциалом практического использования из-за дешевизны и доступности бадделеита и оксида кальция.

Это обусловлено в значительной мере трудностью использования бадделеита, из-за его примесного состава и того, что химические методы, традиционно используемые для получения циркониевых керамик, не могут эффективно применяться для обработки бадделеита.

Целью работы было разработка нового класса высокопрочных наноструктурированных циркониевых керамик на основе бадделеита и стабилизирующей добавки (CaO), установление взаимосвязи между условиями синтеза, структурой и прочностными свойствами.

Впервые, были получены высокопрочные наноструктурированные керамики на основе бадделеита (природного диоксида циркония) с использованием в качестве стабилизирующей добавки оксида кальция (CaO) и проведены исследования их структуры, состава и физико-механических свойств в нано-, микро- и макрошкале тонких приповерхностных слоев и объемного материала. Установлены взаимосвязи между условиями синтеза, структурой и прочностными свойствами новых керамик. Исследована зависимость твердости и трещиностойкости ZrO_2 керамик от процентного содержания CaO . Найдены оптимальные значения концентраций CaO и режимов получения керамик, при которых значения твердости и трещиностойкости составляют 8 ГПа и $13,3 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, что существенно выше по сравнению с другими концентрациями и даже циркониевыми керамиками на основе искусственно синтезированного диоксида циркония.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ
МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА В95+10% SiC
ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР**

Смирнов А.С.¹, Белозеров Г.А.¹, Коновалов А.В.¹, Швейкин В.П.¹,
Смирнова Е.О.¹, Перминова А.В.²

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

george@imach.uran.ru

Металломатричные композиты (ММК) на основе алюминиевой матрицы и армирующих частиц из карбида кремния по сравнению с алюминиевыми сплавами обладают более высокими прочностными характеристиками. В следствии этого в аэрокосмической индустрии начинают все чаще использовать ММК взамен алюминиевых сплавов в качестве конструкционных материалов. В работе [1] представлены результаты исследований влияния режимов деформации на формирование микроструктуры ММК В95/SiC 10% в диапазоне изменения температур 400 – 570 °С и скоростей деформации 0,1 - 0,25 с⁻¹. Цель настоящей работы исследовать формирование микроструктуры и механизмы разупрочнения ММК В95/SiC 10% при его деформировании в диапазоне температур 300 - 570 °С и скоростей деформации 0,1 – 5,5 с⁻¹.

Исследуемый металломатричный композит, представляет собой сочетание матрицы из алюминиевого сплава В95 (Al-Zn-Mg-Cu) и частиц SiC с 10% объемным содержанием. Композит изготовлен путем спекания смеси порошка из сплава В95 и упрочняющих частиц SiC. Средний диаметр частиц порошка из сплава В95 составлял 40 мкм, а размер частиц SiC был равен 4 мкм.

Исследование микроструктуры образцов из композита проводили после экспериментов на сжатие в центре и на боковой поверхности образца. В этих же областях проводили измерение твердости. Величина относительного обжатия образцов в эксперименте составляла 50%.

Твердость образцов до и после деформации проводили на испытательном комплексе для наномеханических испытаний Nanotriboindenter TI950 при максимальной нагрузке 10 мН с помощью индентора Берковича. Исследование микроструктуры проводили методом дифракции обратноотражённых электронов.

Установлено, что в диапазоне температур 300-500 °С основным процессом разупрочнения являлась рекристаллизация *in situ*, приведшая к измельчению зерен. При этом средний диаметр зерен в центре образца стал меньше, чем на боковой поверхности из-за более высокой накопленной степени деформации образца в центре. Однако твердость образца оказалась в центре больше, чем на боковой поверхности. При деформации образцов в условиях околосоидусной температуры, равной 570 °С, активно проходил динамический возврат посредством аннигиляции дислокаций, что привело к значительному снижению количества субзерен в остаточной микроструктуре после деформации.

Литература:

1. Смирнов А.С., Белозеров Г.А., Коновалов А.В., Швейкин В.П., Муйземнек О.Ю. Реологическое поведение и формирование микроструктуры композита на основе сплава системы Al-Zn-Mg-Cu с 10% содержанием SiC // X Международная конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» Екатеринбург, 16-20 мая 2016 г. сб. материалов. – Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН, 2016, С. 74.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-19-01358.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Каракулов В.В.¹, Смолин И.Ю.^{1,2}, Скрипняк В.А.^{1,2}

¹Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

valery@ftf.tsu.ru

Проблема прогнозирования эффективных механических свойств стохастических композиционных материалов с металлической матрицей, армированных керамическими включениями, в условиях интенсивных динамических воздействий в настоящее время остается актуальной.

Результаты экспериментальных исследований показали, что механическое поведение стохастических металлокерамических композитов при интенсивных динамических воздействиях имеет свою специфику и качественно отличается от поведения их компонентов в тех же условиях. Результаты анализа экспериментальных образцов после динамического нагружения свидетельствовали о том, что специфика механического поведения композиционных материалов обусловлена влиянием их структуры и её эволюции при высокоскоростном деформировании. Однако, степень и характер этого влияния на механическое поведение и эффективные механические свойства металлокерамических композитов в настоящее время до конца не изучены.

В настоящей работе представлены результаты численного моделирования высокоскоростной деформации стохастических металлокерамических композитов Al-50объем.%B₄C, Al-50объем.%SiC, Al-50объем.%Al₂O₃ на мезоскопическом масштабном уровне при нагружении плоскими ударными волнами. Моделировалась деформация мезоскопического объема композита, состоящего из матрицы и хаотически распределённых в ней включений. Исследованы особенности механического поведения на мезоуровне и эффективные механические свойства композитов с различной формой включений при ударно-волновых воздействиях. Получены численные оценки эффективных скоростей звука, модулей упругости и пределов сдвиговой прочности рассмотренных композиционных материалов.

Результаты моделирования показали, что значения эффективных механических характеристик исследованных композитов, реализующиеся в условиях ударно-волновых воздействий, слабо зависят от формы армирующих керамических включений и в основном определяются их объёмным содержанием.

Вычисленные значения эффективных механических характеристик для сферических частиц и частиц произвольной формы совпали с точностью до 1%. Для композитов, упрочненных волокнами с отношением диаметра волокна к длине равным 1/10, получены более высокие скорости продольных волн и более высокие значения динамического предела упругости. Это обусловлено ориентационным эффектом, и тем, что скорость распространения упругих волн во всех рассмотренных керамических соединениях существенно превышает соответствующие значения для алюминиевой матрицы. При ударно волновом нагружении модельного композита, упрочненного волокнами, возникает существенно более неоднородная пространственная структура ударного перехода, чем в случае нагружения композитов, упрочненных частицами.

РЕОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc-Zr В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Смирнов А.С., Коновалов А.В., Муйземнек О.Ю.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

smirnov@imach.uran.ru

В металлических материалах при высокотемпературных деформациях протекают процессы упрочнения и разупрочнения материала. В зависимости от температурно-скоростных условий деформирования в материале может превалировать динамический возврат, полигонизация или рекристаллизация, либо эти процессы могут проходить одновременно в разных или равных долях. Взаимодействие процессов упрочнения и разупрочнения приводит к тому, что текущее значение сопротивления деформации материала зависит от всей истории деформирования. В результате для моделирования поведения материалов в условиях высоких температур необходимо, чтобы модель материала адекватно описывала его реологическое поведение необходимо, чтобы модель корректно учитывала взаимодействие процессов упрочнения и разупрочнения материала в процессе пластической деформации. С механической точки зрения реологию материала характеризует сопротивление деформации. В работе [1] была предложена структурно-иерархическая модель сопротивления деформации материалов, которая с помощью внутренних параметров учитывает упрочнение посредством увеличения плотности дислокаций, а также блокирование движения свободных дислокаций дисперсоидами. Модель также учитывает процессы разупрочнения в результате прохождения динамического возврата и рекристаллизации.

Цель данной работы исследовать возможность применения ранее разработанной математической модели сопротивления деформации для описания реологического поведения сплава 1570С (сплав системы Al-Mg-Sc-Zr) при деформировании при высоких температурах.

Апробацию модели проводили по экспериментальным данным на сжатие цилиндрических образцов при температуре 400 °С. Скорость деформации образцов в процессе испытания изменялась по трем законам деформации в диапазонах 0,1 - 0,25 с⁻¹; 0,55 - 1,55 с⁻¹ и 0,9 - 5,5 с⁻¹ соответственно. Относительное обжатие образцов в эксперименте составило 50%.

Образцы из сплава 1570С были изготовлены из прутков, которые вырезали вдоль направления прокатки листа, имевшего толщину 30 мм. Затем из этих прутков были выточены цилиндрические образцы диаметром 6 мм и высотой 9 мм. Изготовленные образцы были подвергнуты гомогенизационному отжигу в вакууме при температуре 350 °С в течение 15 часов.

На основании полученных экспериментальных кривых сопротивления деформации выполнили идентификацию и верификацию модели. Верификацию модели провели по экспериментальным данным, не использованным в процедуре идентификации. По результатам верификации можно сделать вывод, что ранее разработанная модель с приемлемой для инженерных расчетов точностью описывает реологическое поведение сплава 1570С при температуре 400 °С.

Литература:

1. Smirnov A.S., Kononov A. V, Muizemnek O.Yu. Modelling and simulation of strain resistance of alloys taking into account barrier effects // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2015. № 1. P. 61–72. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.061-072

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-08-00160.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ
АЛЮМИНИЙ-ГРАФЕНОВОГО МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА**

Смирнов А.С.¹, Коновалов А.В.¹, Елшина Л.А.², Мурадымов Р.В.²

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

² Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, Россия
smirnov@imach.uran.ru

Металлические материалы и композиты на их основе в условиях деформирования при высоких температурах проявляют сложное реологическое поведение, заключающееся во влиянии истории деформации на сопротивление деформации материала, формируемую микроструктуру и накопление поврежденности. Для моделирования поведения материала в условиях их деформирования при высоких температурах необходимо, чтобы реологическая модель материала адекватно описывала его поведение, на которое оказывает влияние взаимодействие процессов упрочнения и разупрочнения материала в процессе пластической деформации. С механической точки зрения реологию материала характеризует сопротивление деформации. В работе [1] была предложена структурно-иерархическая модель сопротивления деформации материалов, которая с помощью внутренних параметров учитывает упрочнение посредством увеличения плотности дислокаций, а также блокирование движения свободных дислокаций дисперсоидами. Модель также учитывает процессы разупрочнения в результате прохождения динамического возврата и рекристаллизации.

Цель данной работы исследовать возможность применения ранее разработанной математической модели сопротивления деформации для описания реологического поведения алюминий-графенового металломатричного композита (ММК) с содержанием графена 1 мас. % в условиях высоких температур.

Апробацию модели проводили по экспериментам на сжатие цилиндрических образцов при температуре 300 °С. Скорость деформации образцов в процессе испытания изменялась по трем законам деформации в диапазонах 0,1 - 0,25 с⁻¹; 0,55 – 1,55 с⁻¹ и 0,9 – 5,5 с⁻¹ соответственно. Относительное обжатие образцов в эксперименте составило 50%.

Рассматриваемый в данной работе ММК имеет матрицу из чистого алюминия, внутри которого были синтезированы графеновые листы с размером, находящимся в диапазоне от 100 нм до 100 мкм (Патент 2537623, публ. 10.01.2015). Из полученного композита были выточены цилиндрические образцы диаметром 6 мм и высотой 9 мм.

На основании полученных экспериментальных кривых сопротивления деформации выполнили идентификацию и верификацию модели. Верификацию модели провели по экспериментальным данным, не использованным в процедуре идентификации. По результатам верификации можно сделать вывод, что ранее разработанная модель с приемлемой для инженерных расчетов точностью описывает реологическое поведение алюминий-графенового ММК при температуре 300 °С.

Литература:

1. Smirnov A.S., Konovalov A. V, Muizemnek O.Yu. Modelling and simulation of strain resistance of alloys taking into account barrier effects // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015. № 1. P. 61–72. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.061-072

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-08-01011.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

НЕИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ПРОЦЕССА ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛА ПОТОКОМ ЧАСТИЦ

Парфенова Е.С., Князева А.Г.

Томский политехнический университет, Институт физики высоких технологий, Россия
Linasergg@mail.ru

Непрерывное совершенствование техники и технологий невозможно без улучшения эксплуатационных свойств материалов. Для достижения максимальных экспериментальных результатов необходимы детальные теоретические исследования в этой области.

Физические явления, протекающие в подложке, при ее обработке пучком заряженных частиц исследуются многими авторами. Особое внимание уделяется изучению процесса дефектообразования – взаимодействуя с обрабатываемой поверхностью, частицы способствуют возникновению дефектов и генерируют волны механических возмущений. Например, в [1] показано, что приповерхностное упрочнение/разупрочнение зависит от типа дефектов. В работе [2] исследуется процесс распространения упругих волн в подложке. В работе [3] исследуется взаимодействие процессов диффузии примеси и деформаций. Установлено, что взаимовлияние механических и диффузионных волн приводит не только к затуханию волны деформаций (и напряжений) и искажению ее профиля, но и дает распределение концентрации, не соответствующее чисто диффузионному процессу. Но математическая модель в этих работах не учитывает изменение температуры подложки в процессе обработки.

Цель настоящей работы заключается в исследовании начальной стадии процесса внедрения примеси, учитывая взаимодействие двух разномасштабных процессов – диффузии примеси и распространения механических напряжений.

Литература:

1. S.A. Vabishchevich, N.V. Vabishchevich, D.I. Brinkevich, Defect formation in silicon implanted with ~1 MeV/nucleon ions, *Inorganic materials*. 46, 12 (2010) 1413-1417.
2. A.A. Narchenko, D.I. Brinkevich, S.D. Brinkevich, Modification of the subsurface layers of polyimidefilms upon boron-ion implantation, *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 9, 1 (2015) 87-91.
3. E.S. Parfenova, A.G. Knyazeva, Metal surface treatment with particle fluxes with account the internal boundary, *Key Engineering Materials*. 685 (2015) 413-416.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках реализации государственного задания Минобрнауки России на 2014÷2016 годы, № НИР – 11.815.2014/К.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ АЗОСОДЕРЖАЩИХ СМЕСЕЙ НА ТИТАНОВЫХ ПОДЛОЖКАХ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ

Козулин А.А.¹, Кульков С.Н.^{1,2}, Кинеловский С.А.³

¹Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия

kozulyn@ftf.tsu.ru

Целью настоящей работы явилось исследование особенностей формирования покрытий из азотосодержащих смесей на титановых подложках при высокоэнергетическом кумулятивном синтезе. Это направление исследований является

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

актуальным и перспективным с точки зрения создания новых композиционных покрытий на поверхностях конструкционных сплавов с повышенными теплофизическими и физико-механическими свойствами.

Эксперименты по получению сверхтвердых композиционных покрытий на основе специально приготовленных смесей из комплексных солей с использованием кумулятивного синтеза проведены на оригинальном оборудовании в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, Россия. В состав исходных облицовок для синтеза входили смеси на основе комплексных солей и наноструктурных порошков (оксалат аммония – $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_4$, МУНТ – многослойные углеродные нанотрубки, порошки бора), содержащих атомы азота, углерода, бора.

Результаты химического и рентгеноструктурного анализа показали, что в процессе кумулятивного синтеза из представленных смесей в покрытиях формируется многофазный материал, характеризующийся большим количеством карбонитридной Ti_2CN и нитридной TiN кубической фазы титана, нестехиометрического состава. Титан в покрытии представлен альфа-титаном исходной ГПУ-фазы. Кроме этого зафиксировано присутствие небольшого количества диборида титана TiB_2 ГПУ – фазы. Все фазы имеют малый размер структурных составляющих – не более 80 нм. Присутствие боридов фиксируется на рентгенограммах всех исследуемых образцов. Разделение карбонитридной и нитридной фазы титана в разных образцах основано на степени содержании азота и углерода в материале покрытия. В покрытиях с нитридной фазой содержание углерода минимально - доли процента.

Визуально поверхности обработанных образцов характеризуются золотистым цветом, что может свидетельствовать о большом содержании азота, так как такая окраска характерна для нитридов и карбонитридов титана. Изучение микроструктуры поверхностей покрытий показало, что при кумулятивном синтезе покрытий формируется неоднородный рельеф поверхности с большой шероховатостью, вместе с гладкими проплавленными участками присутствуют характерные углубления, образованные при соударении агломератов смеси с расплавленной поверхностью. Образованное покрытие имеет высокую пористость. Поры имеют сферическую форму, их средний размер 12 мкм, присутствуют пустоты размером 80 – 100 мкм.

Используя результаты определения микротвердости, установлены взаимосвязи механических свойств покрытий с их структурным состоянием. Образцы титановых подложек с покрытием показали увеличение микротвердости в приповерхностных слоях в 10 раз, что достигает 20 ГПа - это связано с присутствием в поверхности большого количества включений нитридов, карбонитридов и диборида титана, которые изначально имеют высокие величины микротвердости. Полученные высокие значения микротвердости позволяют считать синтезированный на поверхностях подложек композиционный материал перспективным с точки зрения его использования в качестве функционального защитного покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-50229 мол_нр.

**МОДИФИКАЦИЯ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ
МИКРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НАНОЧАСТИЦАМИ БЕМИТА**

Чебодаева В.В.^{1,2}, Седелникова М.Б.², Шаркеев Ю.П.^{1,2}

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
vtina5@mail.ru, smasha5@yandex.ru, sharkeev@ispms.tsc.ru.

В настоящее время наблюдается значительное расширение области исследований, связанных с влиянием электрического заряда диэлектрических имплантационных материалов на повышение характеристик их биоактивности. Анализ работ о влиянии внешних электрических полей на биологические процессы, позволил выявить, что электростатические поля имплантатов могут быть как негативным явлением, вызывая воспалительные процессы и отторжения, так и в определенных условиях позитивным воздействием на повреждённый орган, способствуя его лечению. Однако многие механизмы и физические закономерности влияния заряда на биологическую ткань до конца не выявлены и требуют дополнительных исследований.

В качестве диэлектрических материалов часто используют биоактивное кальцийфосфатное (КФ) покрытие, сформированное методом микродугового оксидирования (МДО), т.к. он позволяет получать биопокрывтия с развитой морфологией и химическим составом, идентичным костной ткани. Для придания электрических свойств КФ биопокрывтию возможно использование наночастиц бемита, обладающих положительным зарядом и высокой адсорбционной способностью к микроорганизмам.

Целью работы являлось исследование влияния осажденных наночастиц бемита на свойства кальцийфосфатного МДО покрытия.

В работе образцы из технически чистого титана марки ВТ1-0 нарезались в виде пластинок размерами $10 \times 10 \times 1$ мм³ и $3 \times 4 \times 1$ мм³. КФ покрытие формировали методом МДО на установке MicroArc-3.0 в электролите на основе водного раствора ортофосфорной кислоты, карбоната кальция и гидроксиапатита ($\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$). Морфологию поверхности КФ покрытий исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на электронном микроскопе «LEO EVO-50» (ЦКП «НАНОТЕХ»). Измерение дзета-потенциала проводили на установке Zetasizer Nano «ZEN1020». Наночастицы бемита осаждались на готовые КФ покрытия с помощью реакции гидролиза с предварительной ультразвуковой (УЗ) обработкой порошка алюмонитридной композиции AlN для его диспергирования. Длительность УЗ обработки варьировали от 10 до 20 мин.

Морфология КФ покрытия при режиме осаждения наночастиц с УЗ обработкой длительностью 10 мин представлена целыми и частично разрушенными сфероидальными образованиями. В покрытии неравномерно распределены частицы сферической формы с размером от 4 мкм. Частицы имеют определенную структуру, представляющую собой скопление агломератов. В результате элементного анализа было выявлено наличие алюминия (34,85%) в частицах сферической формы. В самом покрытии алюминий содержится в меньшем количестве, а также присутствуют кальций, фосфор, кислород и титан. Длительность УЗ обработки увеличили до 20 мин, т.к. 10 мин недостаточно для диспергирования частиц порошка AlN.

В КФ покрытии с частицами, осажденными при УЗ обработке длительностью 20 мин, были обнаружены неравномерно распределенные «островки» размером до 20 мкм, представленные скоплением более мелких частиц размером порядка 100 нм. Элементный анализ показал, что концентрация алюминия в данных областях очень высока (14,36%). Это позволяет предположить, что новообразования представляют собой частицы бемита. Следует отметить, что алюминий присутствует и в покрытии, но

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

в меньшем количестве (0,06%). Также в покрытии содержатся следующие элементы: фосфор (5,93%), кальций (1,53%), кислород (75,06%) и материал подложки – титан (3,13%). После осаждения наночастиц бемита дзета-потенциал КФ покрытия уменьшается от -27 до -42 мВ, что может быть связано с неравномерным распределением Al.

Таким образом, увеличение длительности УЗ обработки порошка AlN от 10 до 20 мин позволяет получить покрытия с более высоким содержанием алюминия и его равномерным распределением. Планируется проведение дополнительных исследований заряда поверхности с использованием точечного измерения, а также возможности увеличения концентрации порошка для повышения содержания Al в биопокрытии.

В заключение авторы выражают благодарность заведующему лабораторией физики высокодисперсных материалов ИФПМ СО РАН Лернеру М.И. за предоставление AlN и обсуждение результатов исследований.

Работа выполнена по государственному заданию ИФПМ СО РАН на 2015-2017 г.г., проект 23.2.5.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ С УЧЕТОМ ПОЛИДИСПЕРСНОСТИ ИСХОДНЫХ ТУГОПЛАВКИХ КОМПОНЕНТОВ

Лейцин В.Н.¹, Дмитриева М.А.¹, Товпинец А.О.¹, Ивонин И.В.², Пономарев С.В.²

¹Балтийский федеральный университет им. И. Канта, Калининград, Россия,

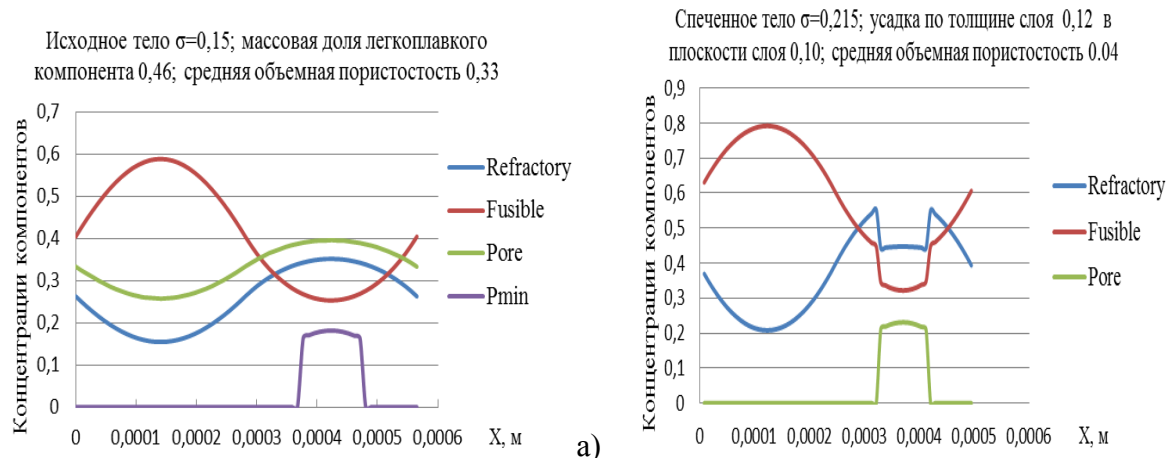
²Томский государственный университет, Томск, Россия

Низкотемпературная керамика представляет перспективный класс материалов, получаемых аддитивными технологиями: исходное тело формируется послойно из смеси компонентов; консолидация исходной дисперсной системы обеспечивается наличием в исходной смеси легкоплавких компонентов, формирующих матрицу материала в процессе спекания при температуре, меньшей их температуры плавления. Модельная структура исходного порошкового компакта представляется периодической системой представительных объемов – ячеек периодичности. В качестве степени неоднородности концентраций компонентов исходной дисперсии удобно рассматривать среднее квадратичное отклонение σ . Для модельного двухкомпонентного пористого порошкового тела исследуются одномерные распределения концентраций по толщине слоя смеси.

Оценки минимальной пористости спеченного тела на разных структурных уровнях, определяемых размерами фракций тугоплавких частиц, получаются из условий формирования плотных упаковок частиц каждой фракции, формирующих некоторый каркас спекаемого тела, ограничивающий дальнейшую консолидацию дисперсии внутри каркаса. Полученный прогноз минимальной пористости приведен на рисунке а) вместе с распределениями по толщине слоя значений исходных объемных концентраций всех компонентов. Важно, что для каждого сечения X представительного объема минимальная пористость P_{\min} представляет собой минимальную границу, к которой может стремиться локальная величина относительного объема пор в процессе спекания.

После спекания объем пор уменьшился до минимально возможного при ограничениях на минимальную пористость, связанных с формированием каркаса частиц керамики на макро или мезо уровнях. Значения истинных концентраций компонентов в спеченном модельном компакте, рассчитанных с учетом усадки спеченного тела, приведены на рисунке б).

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации



Наблюдаемое на рисунке б) локальное падение концентраций компонентов керамики в зоне представительного объема, характеризующейся значительной остаточной пористостью, отражает факт формирования плотного контакта частиц – каркаса тугоплавких частиц исходного тела. Результаты моделирования структуры спеченной низкотемпературной керамики свидетельствуют, что возможность формирования каркаса тугоплавких компонентов на различных иерархически расположенных уровнях структуры вносит решающий вклад в формирование поровой структуры. При этом вклад фракции тугоплавких частиц наименьшего размера, способных формировать каркас спеченной керамики, является наиболее существенным.

ТЕОРИЯ НАПРЯЖЕНИЯ ТЕЧЕНИЯ И СТАТИСТИЧЕСКИЙ ВЫВОД ОБОБЩЕННОГО СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.

Решетняк А.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
reshet@ispms.tsc.ru

Одним из основных направлений исследований в последние десятилетия в области материаловедения стали поиски возможностей управления внутренней дефектной подструктурой кристаллов для получения наилучших прочностных и пластических (до начала локализации пластического течения и последующего разрушения) свойств материала. Пластичность является ключевой характеристикой материала, которая определяет оба этих важных для практики параметра.

На основе экспериментальных данных, результатов моделирования методами молекулярной динамики (см. например, [1]), а также недавно предложенной автором (построенной и доложенной в серии Физических Семинаров ИФПМ в 2016г.) статистической модели [2] распределения энергии кристаллитов одномодального поликристаллического материала по стационарным состояниям кристаллита при пластической деформации аналитически изучено поведение напряжения течения и, в частности, предела текучести, в зависимости от размеров кристаллитов. Переход из одного стационарного состояния в другое для каждого кристаллита характеризуются как появлением так и исчезновением дефектов, связанных с обобщенной дислокацией (включая вакансии, бивакансии, n-вакансии и собственно дислокации с разным числом атомов на своей оси).. Полученная модификация зависимости Холла-Петча [3], совместно гладко описывает как его нормальную, так и аномальную ветви соответственно в областях крупных зерен (диаметрами d от 15-20 нм до 100 мкм) с ростом напряжения течения τ при убывании d и нанокристаллических зерен (d менее

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

10-15 нм) с убыванием τ при убывании d . Закономерность предполагает обязательное наличие максимума τ_{\max} , а также максимума предела текучести при определенном значении диаметра кристаллита d_0 , которые уменьшаясь смещаются в область мелкозернистых материалов с большими d_0 с ростом температуры.

Сама статистическая модель описывает распределения энергий кристаллита по дискретным уровням, характеризуемым количеством атомов (узлов кристаллической решетки) образующими обобщенную дислокацию, каждый из которых реализуется с определенной вероятностью в течение единичного акта пластической деформации под действием внешней механической нагрузки. Модель основана на эквидистантном энергетическом спектре энергии кристаллита, начиная с нулевой энергии кристаллита без дислокаций, с каждым уровнем энергии E_n содержащим дислокацию с n -атомами, вплоть до энергии максимальной дислокации, опоясывающей кристаллит-полиэдр по его экватору $E_N = Gb^2d \ln(R/r_0 + Z)/4(1-\xi)$, с $N = [\pi d/b]$ атомами (с вектором Бюргерса \mathbf{b} , модулем сдвига G данного материала $[x]$ обозначающим целую часть числа x), независимо от того краевая она (для коэффициента Пуассона $\xi < 0.5$), или винтовая ($\xi = 0$). Определив относительные вероятности заполнения энергетического уровня n : $P_n = \exp\{E_n/E_N\}$ через отношение энергии кристаллита E_n к E_N , определяется распределение типа Бозе-Эйнштейна заполнения уровней энергии при единичном акте деформации, которое в рамках дислокационного механизма деформационного упрочнения Тейлора служит для вывода распределения предела текучести и напряжения течения по среднему размеру (диаметру) случайно распределенных кристаллитов модельного изотропного материала без текстуры. Зарождение обобщенной дислокации начинается с появления вакансии и обеспечивается получением минимальной порции энергии атомом в узле кристаллической решетки, называемой квантом упругой энергии дислокации данного материала, $E = Gb^3$, совпадающем по значению с энергией активации атома и превосходящем среднюю энергию тепловой флуктуации атома kT в 10^2 раз. В кристаллите реализуются конкурирующие процессы испускания и поглощения дислокаций. Полученная закономерность справедлива для однофазных материалов с ОЦК и ГЦК решетками и проверена на поликристаллическом Ti, вполне соответствуя ей во всех диапазонах зерен и температур. Оцениваются следствия модели. Она сравнивается с кинетической моделью размножения и аннигиляции дислокаций Малыгина [4]

Литература:

1. И.Н. Бородин, А.Е. Майер, Физика твердого тела, 54, 759 (2012).
2. А.А. Решетняк (в печати) (2016).
3. E.O. Hall. Proc. Roy. Soc. В 64, 474 (1951); N.J. Petch. J. Iron Steel Inst. 174, 25 (1953).
4. Г.А. Малыгин Физика твердого тела, 37, 2281 (1995); 49, 961 (2007).

СИНТЕЗ ТОКОПРОВОДЯЩЕЙ АЛЮМОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ, МОДИФИЦИРОВАННОЙ МНОГОСЛОЙНЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ.

Шутилов Р.А.¹, Мызь А.Л.², Мосеенков С.И.¹, Кузнецов В.Л.^{1,3}, Карагедов Г.Р.².

¹ Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия,

² Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия,

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

roshut@mail.ru

Многослойные углеродные нанотрубки представляют собой уникальные по морфологии структуры, характеризующиеся высокой прочностью и высокой электропроводностью. Это делает их перспективным материалом для использования в

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

качестве нанодобавок при создании новых керамических композиционных материалов с улучшенными эксплуатационными свойствами. При модифицировании керамики МУНТ значительно повышается износостойкость, вязкость разрушения и электропроводность. Известно, что при создании прочных композитов, упрочнённых МУНТ, основной задачей является достижение равномерного распределения нанотрубок в керамической матрице. Именно равномерность распределения нанотрубок в керамической матрице и ее плотность, во многом определяются методами спекания и размером частиц исходного порошка. Чем меньше размер частиц исходного порошка, тем лучше достигается равномерность распределения МУНТ в объеме материала, и тем легче достигается высокая плотность композита при спекании.

Целью работы является исследование влияния условий синтеза композитных керамических материалов МУНТ- Al_2O_3 на основе $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ различной дисперсности на электропроводящие свойства.

Синтез МУНТ проводили путем газофазного пиролиза этилена на $\text{Fe-Co/Al}_2\text{O}_3$ катализаторе. Функционализацию полученных МУНТ проводили кипячением в концентрированной азотной кислоте с последующей промывкой водой и сушкой при 110°C .

Высокодисперсный $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с размером частиц 100 нм получали осаждением аммиаком из водного раствора азотнокислого алюминия с затравкой в виде наноразмерных частиц $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с последующей сушкой и термообработкой при 900°C по методике [1]. Также в качестве исходного порошка использовали промышленный образец $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с размером частиц 500 нм.

В первом случае проводили сухое смешение исходных порошков МУНТ и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в планетарно-центробежной мельнице типа АГО-2 в течение 20 мин при ускорении 6g. Во втором случае, в смесь исходных порошков перед обработкой добавлялся ацетон, и все последующие стадии проводили аналогичным образом.

Консолидацию полученных после смешения порошков проводили различными методами: сухим одноосным прессованием при давлении 230 МПа с дальнейшим спеканием в вакууме при 1500°C ; холодным изостатическим прессованием (ХИП) при 300 МПа и последующим спеканием в вакууме при 1500°C в течение 1 часа; горячим изостатическим прессованием (ГИП) при 1500°C в течение 1 ч при давлении аргона 200 МПа.

Показано, что для образцов, полученных сухим смешением, наибольшее значение относительной плотности (98,15%) достигается при совместном использовании методов ХИП и ГИП. В этом случае, с увеличением плотности наблюдается и увеличение проводимости. Для композитов, полученных смешением в ацетоне, также наблюдается корреляция увеличения проводимости с ростом относительной плотности. В обоих случаях, относительно высокие значения проводимости наблюдаются только при плотностях, близких к теоретически возможным. В тоже время при одинаковом способе консолидации, проводимость образцов, полученных смешением в ацетоне ($3,7 \cdot 10^{-3}$ См/см), выше по сравнению с сухим смешением МУНТ и $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ($6 \cdot 10^{-4}$ См/см). По-видимому, при механической обработке в среде ацетона достигается более равномерное распределение нанотрубок по порошку, а в случае сухого смешения, нанотрубки могут распределяться лишь между образующимися агломератами порошка $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. В случае более равномерного распределения МУНТ в матрице, при консолидации материала возникает больше контактов между отдельными нанотрубками, что приводит к увеличению количества токопроводящих маршрутов.

При использовании порошка $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с более крупным размером частиц (500 нм) в аналогичных условиях обработки и консолидации формируются композиты с более низкой проводимостью.

Литература:

1. Карагедов Г.Р., Мызь А.Л., Кичай О.В. Особенности кристаллизации наноразмерного α -оксида алюминия из алюмогидроксидных гелей с введенной затравкой // Химия в интересах устойчивого развития. – 2016. – Т. 24, № 2. – С. 157-162.

**МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ФРАГМЕНТАЦИИ В ПРОЦЕССЕ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ**

Кондратьев Н.С., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия,
kondratevns@gmail.com, tpv@matmod.pstu.ac.ru

Для создания материалов с требуемыми эксплуатационными свойствами и характеристиками эффективным «инструментом» являются подходы и методы математического моделирования. Важнейший элемент подобных математических моделей – конститутивные соотношения. Для создания достаточно универсальных конститутивных соотношений следует оперировать в модели материала реальными физическими механизмами неупругого деформирования, которые относятся к нижележащим (по отношению к макроуровню) масштабным уровням. Для решения задач термомеханической обработки металлов и сплавов целесообразно использовать статистический многоуровневый подход построения модели материала [1]. Целью настоящей работы является построение многоуровневой статистической модели неупругого деформирования, основанной на физической теории упруговязкопластичности, с включением в описание непрерывной динамической рекристаллизации.

Разрабатываемая математическая модель базируется на проведенном тщательном анализе физических механизмов динамической рекристаллизации. Существуют два основных механизма динамической рекристаллизации. Прерывистый механизм заключается в зарождении новых зерен в областях существенных искажений решеток и их последующем росте диффузионным путем. Такой процесс имеет место в материалах с низкой и средней энергией дефекта упаковки, когда процесс динамического возврата незначителен. Движущей силой появления нового кристаллита и его дальнейшего роста является разность запасаемой энергии в соседствующих зернах. Непрерывная рекристаллизация проходит в поликристаллах с высокой энергией дефекта упаковки, достаточной для реализации динамического возврата [2]. Указанная рекристаллизация может осуществляться по многим механизмам (геометрическая, ротационная, ячеистая рекристаллизация) [2]. Общей чертой прерывистой рекристаллизации является выделение разориентированных относительно исходной матрицы элементов, формирование бездефектной структуры в нем и его последующий рост. Вследствие этого первым этапом в решении указанной задачи является построение физически обоснованной модели фрагментации, которая будет включена в двухуровневую статистическую модель, учитывающую структуру зерен и их взаимодействие. При этом предполагается, что на морфологических особенностях границ – тройных стыках и изломах – образуются дефекты дисклинационного типа [3]. Основным механизмом пластического деформирования полагается движение краевых дислокаций, естественным препятствием при движении последних являются границы исходных зерен. Мощные локальные напряжения от дисклинационных дефектов приводят к тому, что в изначально однородных областях возникают разориентированные подобласти, разделенные «внутренними границами». Причиной данного явления является несовместность пластической деформации на границах, обусловленная различной ориентацией примыкающих к ним зерен. В процессе пластической деформации мощность дисклинаций возрастает, увеличивая разориентацию подобластей вплоть до появления высокоугловых границ. Параллельно проходящие процессы динамического возврата приводят к формированию малодефектных зерен. В результате этого за счет разности плотности дефектов соседних зерен создаются благоприятные условия для роста рекристаллизованных бездефектных зерен за счет самодиффузии. Предлагаемый

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

подход позволяет рассмотреть эволюцию не только дефектной, но и зеренной структуры, которая, как известно, существенным образом влияет на отклик поликристаллического материала.

Литература:

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно- и поликристаллов. Статистические модели // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 4. – С. 17-28.
2. Rollett A., Humphreys F.J., Rohrer G.S., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Oxford: Elsevier, 2004. 574 p.
3. Rybin V.V., Zisman A.A., Zolotarevsky N.Yu. Junction disclinations in plastically deformed crystals // Acta metal. mater. –1993. – Vol. 41, No. 7. – Pp. 2211-2217.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (№16-31-60002-мол-а-дк).

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМ СИЛЬНОТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Мейснер С.Н.¹, Мейснер Л.Л.¹, Ротштейн В.П.², Марков А.Б.³, Озур Г.Е.³, Лотков А.И.¹, Яковлев Е.В.³, Полетика Т.М.¹, Гирсова С.Л.¹, Семин В.О.⁴

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный педагогический университет, Томск, Россия,

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

⁴НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

msn@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе никелида титана, испытывающие термоупругие мартенситные превращения, благодаря комплексу свойств (эффект памяти формы, сверхэластичность, высокая коррозионная стойкость), широко используется в биомедицинских технологиях. Основными факторами, ограничивающими применение никелида титана для биологических стентов, является опасность наличия токсичных атомов никеля, а также недостаточно высокий уровень усталостных характеристик для современных имплантатов на их основе. Структура и свойства поверхностных слоев материала является определяющим фактором эффективности функциональных свойств металлических материалов медицинского назначения. Метод поверхностной модификации с помощью микросекундных низкоэнергетических сильноточных электронных пучков (НСЭП) позволил – (1) уменьшить концентрацию токсичного никеля в приповерхностном слое, (2) за счет высокоскоростной закалки из расплава ($\sim 10^9$ К/с), сформировать в этом слое субмикроструктурную зеренную структуру аустенитной В2-фазы, (3) повысить коррозионную стойкость за счет формирования тонкого оксидного слоя на основе титана.

В работе, методом динамического наноиндентирования оценены упруго-пластичные и физико-механические свойства модифицированных поверхностных слоев сплавов на основе никелида титана. Детальные исследования структурно-фазовых состояний поверхностных слоев представлены методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 15-13-00023 от 18.05.2015).

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННОЙ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ С ДОБАВКАМИ СВИНЦА

Русин Н.М.¹, Скоренцев А.Л.^{1,2}, Гурских А.В.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

rusinm@mail.ru; skoralexan@mail.ru; gurskih@tpu.ru

Спекание часто используется для получения изделий из бронзы, используемых в условиях интенсивного нагружения. Однако сфера их применения ограничивается недостаточной прочностью спечённого материала вследствие содержания в нём остаточной пористости и грубых частиц второй фазы, существенно влияющих на пластичность и прочность [1]. В качестве методов устранения указанных структурных недостатков применяются обработки типа экструзии иликовки, которые, к сожалению, сопровождаются сильным утонением обрабатываемых заготовок. В качестве альтернативных методов обработки могут быть использованы активно развиваемые в последние годы немонотонные методы интенсивной пластической деформации, и в частности – ковка с переменной осью осаживания, позволяющие сохранять исходные габариты обрабатываемых образцов [2].

Исходные обрабатываемые образцы имели прямоугольную форму. Материал имел дендритную структуру, состоящую из матрицы на основе твёрдого раствора алюминия в меди (α -фаза) и междендритных включений состава Cu_3Al (γ -фаза) и обособленных включений Pb. Обработку проводили в интервале температур 0-300 °С.

Анализ структуры многократно деформированных образцов показал, что в процессе их ИПД большие поры захлопнулись, пористость образцов снизилась, зерна α -фазы измельчились, а пластины хрупкой γ -фазы разрушились, что в совокупности существенно улучшило пластические свойства бронзы. Было установлено, что оптимальный температурный интервал обработки составляет 250-300 °С. Причём во избежание потери образцами формы ковку их следует проводить при давлении не более 400 МПа.

Из проведенной работы делается вывод, что обработка давлением может применяться в качестве предварительной операции, направленной на пластификацию спеченной алюминиевой бронзы. Однако для устранения остаточной пористости материала следует дополнительно использовать методы, развивающие высокое гидростатическое давление, способствующее схлопыванию пор.

Литература:

1. Федорченко И.М., Андриевский Р.А. Основы порошковой металлургии / Киев: Изд-во АН УССР, 1963, 420с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / М.: Наука, 2000, 272с.

Работа выполнена в рамках проекта СО РАН (программа III.23.2.4) при частичном финансировании по проектам РФФИ №№ 16-08-00603, 16-33-60076, 16-38-00236.

**НАНО- И МИКРОСТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ NiTi
ПОСЛЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ Ta С ПОМОЩЬЮ ИОННЫХ
И ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ**

Гирсова С.Л.¹, Полетика Т.М.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Шмидт Е.Ю.²

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

girs@ispms.tsc.ru

Уникальные механические свойства сплавов NiTi обеспечивает их использование в качестве функциональных материалов в медицине. Актуальной остается задача создания на поверхности NiTi защитных слоев с целью улучшения эксплуатационных свойств и предотвращения высвобождения токсичного для организма Ni. Перспективным элементом для легирования поверхностных слоев NiTi является Ta, который обладает превосходной биосовместимостью и является рентгеноконтрастным.

Целью настоящей работы явилось изучение на микро- и наноуровнях структуры поверхностных слоев NiTi после модификации Ta с помощью ионно-пучковой и электронной пучковой обработок. Ионную имплантацию проводили на имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных пучков ионов с флюенсом $D = 6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Обработки поверхности с помощью микросекундных низкоэнергетических сильноточных электронных пучков (НСЭП) проводили на электронно-пучковой установке «РИТМ-СП» с энергией электронов 10-25 кэВ, плотностью энергии 1–6 Дж/см², длительностью импульса 2,5 мкс. Распределение химических элементов по проводили методом Оже-электронной спектроскопии на установке «Шхуна 2» в ЦКП НИИ ЯФ (Томск). Для структурных исследований использовали оборудование ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех»: просвечивающий электронный микроскоп JEM 2100 (JEOL) с приставкой энерго-дисперсионного микроанализа INCA Energy; установку для ионного утонения EM 09100IS (JEOL).

В работе показано, что неоднородное распределение элементов по глубине поверхностного слоя TiNi после ионной имплантации Ta сопровождается формированием ряда подслоев с различной структурой. Можно выделить два основных слоя – оксидный слой и аморфный ионно-модифицированный слой. Наружный оксидный слой является нанокompозитной керамикой, содержащей смесь наноксидов Ti и Ta. Данные энерго-дисперсионного анализа и Оже-электронной спектроскопии свидетельствуют о значительной потере Ni в оксидном слое. Под поверхностным оксидным слоем расположен хорошо выраженный аморфный слой толщиной до 100 нм, для которого характерно сохранение компактного позиционного ближнего порядка, что проявляется в присутствии на картине нанодифракции хорошо выраженного диффузного кольца (110)_{B2}. Неоднородность сорбционного контраста внутри аморфного слоя позволяет разделить его по глубине на два подслоя: темный слой толщиной 30 - 40 нм, в котором локализован наиболее тяжелый элемент Ta, и более светлый слой толщиной 40 - 50 нм. Это подтверждается данными количественного энергодисперсионного анализа характера изменения концентрации атомов Ta, Ti и Ni. Приповерхностный слой материала служит местом локализации различных дефектов: дислокационных петель, дислокационных скоплений и сетчатых субструктур.

После осаждения Ta с последующей обработкой НСЭП в режиме поверхностного плавления наблюдается ряд слоев с различной структурой: верхний переплавленный слой 1 толщиной 0,1 - 0,5 мкм; нижележащий слой 2 с преимущественно столбчатой структурой; слой 3 - зона термовлияния. Толщина поверхностного оксидного слоя менее 10 нм. Слой 1 обогащен Ta и O; характеризуется мелкокристаллической структурой со средним размером зерен 0,2 мкм. Особенностью слоя 2 является наличие пакетов R-

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

мартенсита. Стабилизация R-фазы является следствием изменения элементного состава слоя, роста его дефектности, подавления R→B19' превращения. Слой 3 начинается на глубине 6 мкм и содержит небольшое количество пластин B19'-фазы. Выравнивание состава сплава до исходного состояния происходит на глубине 2,5 - 3 мкм.

Обсуждаются механизмы формирования градиентной структуры исследуемых поверхностных слоев.

Результаты по ионно-пучковой обработке получены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект 23.2.1).

Результаты по модификации поверхности с помощью НСЭП получены при поддержке гранта РФФИ (проект № 15-13-00023).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ БИОИНЕРТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Nb, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Ерошенко А.Ю.¹, Ковалевская Ж.Г.², Химич М.А.³, Сапрыкин А.А.⁴, Ибрагимов А.В.⁴, Глухов И.А.¹, Уваркин А.В.¹, Бабакова Е.В.⁴

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

⁴Юргинский технологический институт ТПУ, Юрга, Россия

sharkeev@ispms.tsc.ru

Изучены закономерности формирования микроструктуры и фазового состава биоинертного сплава системы Ti-Nb, сформированного методом послойного селективного лазерного спекания (СЛС) на установке «ВАРИСКАФ 100МВ». Для процесса СЛС был выбран композитный порошок титана и ниобия со средним размером частиц 25 мкм, который получали механической активацией порошковой смеси состава: титан – 60 мас.%; ниобий – 40 мас.%. Обработка проводилась в планетарной шаровой мельнице АГО-2.

Для получения образцов сплава Ti-Nb композитный порошок наносили тонким слоем на титановую подложку в вакуумной камере в зону лазерной обработки. Толщина единичного слоя порошка составляла 0.1-0.4 мм. Образцы формировали при следующих режимах: диаметр лазерного луча – 0.8 мм; шаг сканирования – 0.05 мм; мощность лазерного излучения – 68-106 Вт; скорость сканирования луча – 1500-3000 мм/мин; температура подложки перед началом процесса – 200°C. С целью улучшения качества получаемого образца и более однородного построения слоев для каждого последующего слоя направление сканирования изменялось на 90°. Топография поверхности объемного многослойного образца идентична монослою, поскольку каждый формирующийся слой в многослойном образце повторяет схему формирования предыдущего монослоя. В результате СЛС получали объемные многослойные образцы толщиной ~ 2.6-2.8 мм и площадью 10*10 мм².

Методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии показано, что по всему объему формируемого образца порошок полностью расплавился и закристаллизовался. В продольном и поперечном сечениях наблюдается формирование выраженных зон с идентичной мелкозернистой и среднезернистой структурой. Средние размеры зерен в указанных зонах отличались. В продольном сечении присутствуют зоны с менее мелкими зернами (4-8 мкм) и более крупными зернами (10-20 мкм). В поперечном сечении формируются зоны с мелкозернистой структурой в диапазоне размеров зерен 2-

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

12 мкм и с крупнозернистой структурой – 8-20 мкм. Независимо от структурной неоднородности, распределение титана и ниобия по объему СЛС-образцов гомогенное. Количественное соотношение основных компонентов по объему образца варьируется в небольших пределах, 36-38 мас. % Nb.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии, сформированный в результате СЛС образец сплава Ti-Nb, имеет двухфазное состояние: матричную фазу β твердого раствора титана и ниобия и неравновесную мартенситную α'' -фазу, локализованную по границам и внутри зерен β -фазы. Зерна β -фазы имеют содержание ниобия (до 40 мас.%), тогда как в зернах α'' -фазы наблюдается пониженное содержание ниобия (до 20 мас.%). Структура α'' -мартенсита имеет различное разнообразное морфологическое строение, что позволяет говорить о различных механизмах его зарождения. Глобулярный и пластинчатый линзовидный мартенсит по границам зерен и в теле β -зерен может формироваться из зоны жидкофазного превращения в результате процессов высокоскоростного нагрева, плавления, кристаллизации и охлаждения, реализуемых в результате СЛС. Мартенсит пакетного строения указывает на его образование в условиях термоупругой деформации в твердой фазе. Этот механизм деформации может быть реализован за счет большого градиента температур в зонах кристаллизации и больших внутренних напряжениях, характерных для СЛС-образцов. Значения модуля Юнга находятся в пределах 50-100 ГПа в зависимости от параметров СЛС. Тот факт, что у ряда образцов были достигнуты значения модуля упругости 50-70 ГПа, говорит о том, что в процессе лазерного сплавления формируется низко модульный β -сплав.

Биоинертные низко модульные сплавы Ti-Nb, изготовленные СЛС-технологией в режиме 3D-печати, рассматриваются как перспективные материалы для медицинских применений.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФ 15-19-00191.

ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Nb МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ РЕЛЯТИВИСТСКИМ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ

Глухов И.А.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Голковский М.Г.³,
Батаев В.А.⁴, Поляков И.А.⁴, Майрамбекова А.М.⁵

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³ Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁴ Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия,

⁵ НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

gia@ispms.tsc.ru

Применение безникелевых низко модульных биоинертных сплавов, в частности, сплавов системы Ti-Nb, для медицинских приложений является перспективным научным направлением [1]. Данные сплавы при определенной концентрации Nb (40-45 мас. %) имеют низкий модуль упругости, сопоставимый с модулем упругости костной ткани [2]. При применении традиционных металлургических методов получения сплавов (электродуговая плавка в металлургических печах с расходуемым или нерасходуемым электродом) для достижения однородного состава слитка, требуется многократный переплав. Получение гомогенных по составу сплавов системы Ti-Nb возможно также осуществлять и за один цикл плавки, используя как источник энергии для нагрева релятивистский электронный луч, выпущенный в атмосферу. Такой пучок пронизывает

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

достаточно толстый слой материала с выделением энергии, достаточной для его плавления с высокой скоростью.

В работе рассмотрен высокоэнергетический метод порошковой металлургии с применением релятивистского электронного луча для получения на поверхности титановой подложки сплавов системы Ti-Nb [3]. В качестве источника энергии применен выпущенный в атмосферу релятивистский электронный пучок с энергией электронов 1,4 МэВ (промышленный ускоритель электронов ЭЛВ-6). Для реализации метода пластины из титана марки ВТ1-0 размерами 50x100 или 50x50 мм² и толщиной 8, 10 или 12 мм с предварительно нанесенным слоем порошковой смеси, состоящим из наплавочного материала и флюса, перемещались под электронным пучком, который сканировался в направлении, перпендикулярном перемещению образца. В шихте использовалась смесь фтористых солей CaF₂ и LiF в качестве флюса и смесь порошков Nb и Ti. Также использовалась шихта без порошка Ti в ее составе. Для определения оптимального соотношения компонентов в шихте исследовались образцы, содержащие одну наплавку. Для получения наплавленных слоев толщиной до 4 мм и более на титановой подложке применяли многократную наплавку. Исследованы образцы титана после 1-й, 2-х, 3-х, 4-х и 5-ти последовательных наплавов.

Показано, что оптимальным соотношением массовых долей порошков сплава и порошков флюса в шахте является 3 к 2. При этом соотношении получают наиболее высокое качество поверхности образцов. После однократной наплавки толщина получаемого слоя составляет ~ 1,5 мм и не зависит от состава шихты. Установлено, что для первых наплавов элементный состав наплавленного слоя хорошо коррелирует с расчетными данными. Концентрация ниобия в наплавленном слое определяется составом наплавочного материала и составом материала, на который выполняется наплавка. Она может составлять от единиц до десятков атомных процентов ниобия. Концентрация других элементов находится на уровне погрешности измерений приборов. В рамках одного слоя элементный состав у полученного сплава не изменяется. В наплавленном слое в зависимости от концентрации ниобия идентифицируются мартенситные фазы α' и α'' , ω – фаза и β – фаза. Объемная доля фаз и их морфология определяется концентрацией ниобия. Для всех образцов в структуре можно выделить три зоны. Первая зона соответствует наплавленному сплаву. Для образцов после нескольких наплавов в наплавленной зоне четко различаются подслои, число которых соотносится с количеством проходов электронного пучка. Вторая зона является переходной. Это зона термического влияния. Далее располагается зона основного металла подложки. Максимальная полученная концентрация ниобия в сплаве составила 73 ат.%. Толщина получаемого сплава титан-ниобий на поверхности титана зависит от количества наплавов и при пяти проходах составляет 4 мм. Микротвердость подложки для всех образцов составляет ~1500 МПа. В зоне термического влияния значение микротвердости увеличивается на 150-200 МПа и составляет ~ 1700 МПа. В наплавленных слоях микротвердость варьируется в пределах 3000-4800 МПа в зависимости от содержания Nb в сплаве и количества наплавов. В рамках одного слоя микротвердость не изменяется.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы «УМНИК».

Литература:

1. Effect of indium (In) on corrosion and passivity of a beta-type Ti-Nb alloy in Ringer's solution solution. A. Gebert, S. Oswald, A. Helth, A. Voss, P. F. Gostin, M. Rohnke, Jü. Janek, M. Calin, Jü. Eckert. Applied Surface Science, 2015, № 335, pp. 213–222.
2. А.В. Попков. Биосовместимые материалы в травматологии и ортопедии (обзор литературы) // Гений ортопедии №3, 2014 с.94-99
3. Golkovsky M.G., Zhuravina T.V., Bataev I.A., Bataev A.A., Veselov S.V., Bataev. V.A., Prikhodko E.A. Cladding of Tantalum and Niobium on Ti-tanium by Electron Beam, Injected in Atmosphere // Advanced Materials Research.- Vols. 314-316 (2011), pp. 23-27.

**ТРАНСПОРТНЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
ВО ВНЕШНИХ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЯХ
ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ СИСТЕМЫ ИЗ АА-СТЕКТИРОВАННОГО
ДВУСЛОЙНОГО ГРАФЕНА**

Мищук Б.Р.¹, Решетняк А.А.²

¹Томский государственный педагогический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

mbogdan@tspu.edu.ru, reshet@ispms.tsc.ru

Из двух аллотропных форм двуслойных 2d-мерных молекул, состоящих из 2-х макромолекул графена: устойчивым относительно внешних механических воздействий (напряжения сдвига одного слоя относительно другого) является стектированный по Берналю двухслойный графен или АВ-графен (билэйер), в котором гексагональная ячейка одного из слоев сдвинута на половину периода ячейки другого. Другая неустойчивая относительно указанных воздействий разновидность двухслойного графена, сложенного точно друг над другом – АА-графена, также является уникальным представителем 2d систем в физике конденсированного состояния вещества обладающими выдающимися механическими и транспортными свойствами [1]. В случае закрепления на подложке (например, из Si, SiO₂ или нитрида бора), а также в случае фиксированной границы раздела в системе: подложка- АА-графен-подложка реализуется относительная устойчивость АА-графена. Проблема построения теоретической модели для АА-стекированного графена, описывающий энергетический спектр и оптические и магнетооптические проводимости во внешних электромагнитных полях для ненулевых температурах и плотностях заряженных носителей еще не вполне построена. Отсутствие Дираковских точек в спектре приводит к наличию основного вклада в проводимость типа Друде, вычисленную недавно в [2]. В то же время внешнее электрическое поле позволяет как уменьшить площадь (в единицах энергии) перекрытия зоны валентной и зоны проводимости, так и задать энергетическую щель, реализовав полупроводниковый характер АА-графена в рамках как низко-энергетической 2-зонной, так и 4-зонной моделей. Эти модели реализуют в (2+1)-мерном пространстве времени квантовую электродинамику с эффективными носителями - квазичастицами, являющимися аналогами электронов и позитронов, но с другими эффективными массами.

Представлены аналитические и графические результаты изучения влияния разных видов основного состояний вблизи нейтральных Дираковских К и К' точек в спектре квазичастиц на продольную и холловскую оптические проводимости АА-билэйера. Получены точные аналитические выражения для оптических проводимостей в электрическом (без энергетической щели и с ней порядка 10-20 мэВ) и магнитном (3-10 Тесла) полей с использованием 2- и 4-хзонных гамильтонианов [2, 3] адаптированных к случаю АА-графена. Для получения проводимостей, а также вычисления теплопроводности выведена точная функция Грина для уравнения Шредингера в виде матричной суммы по уровням Ландау. По ней построена ток-токовая корреляционная функция, из которой по формуле Кубо найдены результирующие проводимости, зависящие от температуры и химического потенциала. Результаты отличаются от случая АВ-билэйера [3,4].

Получены предельные случаи проводимостей постоянного тока и важные для оптоэлектроники соотношения (согласованные с экспериментом) между проводимостью Холла и углами Фарадея и Керра в образцах билэйера в электрическом и магнитном полях, при прохождении, отражении излучения через АА-графен на подложках. Рассматривается влияние механического нагружения на оптико-проводящие свойства АА-графена.

Литература:

1. Novoselov K.S., McCann E., Geim A.K. etc. // Nat.Phys. 2006 V. 2, p. 177.
2. C.J. Tabert, E.J. Nicol// Phys. Rev. B 86 075439 (2012);
3. V.P. Gusynin, S.G. Sharapov and A.A. Reshetnyak AIP Conf. Proc. 1683 (2015),
4. A.A. Reshetnyak, in press (2016).

**ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА ХАРАКТЕР
ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА
ПРИ ЗНАКОПЕРЕМЕННОМ НАГРУЖЕНИИ**

Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Лунев А.Г., Мейснер Л.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
poletm@ispms.tsc.ru

При эксплуатации сплавов NiTi в качестве функциональных материалов, в частности, в малоразмерных системах медицинского назначения (ленты, тонкие стержни, тонкостенные трубки и др.) возникает механическая усталость. Одной из причин данного явления считают развитие при механоциклировании процессов макролокализации деформации, результатом которых является разделение материала на области с различными механическими свойствами – каналы (“channels”) локализованного мартенситного превращения, разделенные областями материала в аустенитном состоянии [1]. В настоящей работе проводили сравнительное исследование закономерностей локализации деформации при циклическом нагружении образцов сплава NiTi с различным состоянием поверхности: (i) исходные полированные и (ii) с защитным поверхностным слоем, обладающим повышенными эксплуатационными свойствами.

Поверхность образцов сплава Ni_{50,5}Ti_{49,5} в рекристаллизованном состоянии с размером зерен 30 мкм легировали Zr с помощью ионно-пучковой обработки на имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных пучков ионов с флюенсом $D = 1.3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Циклирование образцов в аустенитном состоянии проводили по схеме одноосного знакопеременного нагружения со скоростью $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре на испытательной машине LFM-125, снабженной автоматизированным комплексом ALMEC-tv для анализа цифровых спекл-изображений. Для обработки изображений использовали метод измерения скорости мерцания спеклов. Поверхность деформированных образцов исследовали на микроскопе Axiovert-200 MAT/M и растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (ЦКП «Нанотех»).

Показано, что для исходного сплава NiTi отклонение от упругого характера нагружения (ниже фазового предела текучести) сопровождается периодическим возникновением в различных местах образца зон локализованного мартенситного превращения, которые представляют группы зерен, благоприятно расположенных к полю напряжений. К концу 1 цикла формируются мезополосы, которые распространяются вдоль максимальных касательных напряжений под углами 45-60° к оси растяжения. В ходе дальнейшего циклирования накопление деформации носит анизотропный характер: формируются каналы локализованной мартенситной деформации шириной около 1 мм, состоящие из пакетов мартенситных пластин близкой ориентации, между мартенситными каналами возможно сохранение областей непревращенных зерен. Наблюдается неустойчивость петли механического гистерезиса, свидетельствующая о росте внутренних напряжений, обусловленных аккумуляцией дислокаций в процессе превращений. Данный процесс может приводить в дальнейшем к деградации свойств материала в мартенситных каналах и зарождению усталостных трещин [1].

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Для образцов NiTi с ионно-модифицированной поверхностью характерна иная картина макролокализации деформации. Показано, что наличие упрочненного поверхностного слоя, создает условия для эстафетного механизма передачи деформационного мартенситного сдвига от зерна к зерну в направлении распространения фронта мартенситного превращения. При этом наблюдается продолжительный платообразный участок диаграммы растяжения на первом цикле нагружения. О наличии высоких упругих напряжений свидетельствует возникновение мартенситных сдвигов в отдельных зернах перед перемещающимся фронтом превращений. К концу 1 цикла мартенситная деформация охватывает весь образец, формируется мезоскопически однородный поверхностный рельеф. К 5 циклу почти в 2 раза увеличивается максимальное напряжение, происходит существенное сужение циклической петли, уменьшается остаточная деформация, формируется устойчивый механический гистерезис.

Обсуждаются механизмы, обеспечивающие более однородный характер развития мартенситного превращения в сплавах NiTi с модифицированной поверхностью.

Литература:

1. Young M.L., Wagner M.F.-X., Frenzel J., Schmahl W.W., Eggeler G. Acta Materialia. 2010. V. 58. P. 2344–2354.

Результаты получены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект 23.2.1).

ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ С АЗОТОМ

Сурикова Н.С.¹, Панин В.Е.^{1,2}, Мишин И.П.¹,
Винокуров В.А.¹, Власов И.В.^{1,2}, Наркевич Н.А.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

surikova@ispms.tsc.ru

В работе методами механических испытаний на одноосное растяжение, оптической металлографии, электронной просвечивающей и растровой микроскопии, рентгеноструктурного анализа исследованы механические характеристики, структурные превращения и механизмы деформации нержавеющей аустенитной стали 12Х15Г9НД после многоступенчатой контролируемой прокатки. Указанная сталь является недорогим заменителем коррозионно-стойких хромоникелевых сталей марок 12Х18Н10Т, 304 (18Cr-8Ni) и др. Она оптимально легирована хромом, никелем, марганцем, медью и азотом. Имеет хорошую прочность в сочетании с повышенной пластичностью и вязкостью, прекрасную свариваемость. У стали отсутствует порог хладноломкости, что позволяет использовать ее и при более низких температурах, вплоть до криогенных. В работе ставилась задача поиска оптимальных режимов упрочнения стали путем интенсивной пластической деформации и старения, которые позволят расширить границы областей ее применения.

Установлено, что в состоянии поставки при комнатной температуре сталь 12Х15Г9НД имеет высокую пластичность до разрушения $\delta \sim 90\%$, предел текучести $\sigma_{0,1} \sim 400$ МПа, предел прочности $\sigma_B \sim 850-900$ МПа. Такие свойства при одноосном растяжении обусловлены аустенитной фазой со средним размером зерна $d_{\text{зерна}} \approx 19$ мкм и высокой долей специальных (двойниковых) границ зерен. Изначально в зернах γ -фазы практически отсутствуют дислокации и содержится небольшое количество (до 7 % от общего объема) частиц карбидов и карбонитридов хрома – Cr₂₃C₆, Cr₃C₂, Cr₂C_{0,61}N_{0,39} и

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

(Fe, Mn)₃C. Как показали электронно-микроскопические исследования, основными механизмами пластической деформации являются – множественное дислокационное скольжение и мартенситное превращение под напряжением с формированием деформационного α - и ε -мартенсита.

Эксперименты по контролируемой ступенчатой поперечно-винтовой прокатке стали в интервале температур 950⁰-750⁰ С до суммарной степени обжатия ~ 65 % показывают хорошие эффекты упрочнения – предел текучести повышается до $\sigma_{0,1}$ ~ 600 МПа, предел прочности до σ_B ~ 1050 МПа при сохранении высокой пластичности δ ~ 55 %. Это обусловлено тем, что высокотемпературная прокатка приводит к измельчению как зеренной структуры аустенита до $d_{\text{зерна}} \approx 10$ мкм, так и крупных карбидных частиц. Полученный материал обладает длительной стабильностью структуры и механических характеристик в температурном интервале 600-700⁰ С.

Высокопрочное состояние в стали формируется при последующей холодной прокатке на гладких валках до суммарной степени обжатия 70-80%. Рентгеноструктурные исследования и электронная микроскопия тонких фольг на просвет показали, что в результате холодной деформации в материале формируется ультрамелкодисперсное двухфазное состояние с присутствием α -феррита и аустенита. Размер аустенитных зерен составляет 200-400 нм, а ферритных зон 100-500 нм. Структурное состояние характеризуется сильной текстурованностью: в аустенитных зернах направление и плоскость прокатки близки к $\langle 111 \rangle_\gamma$ и $\{110\}_\gamma$, соответственно; в ферритных областях – к $\langle 110 \rangle_\alpha$ и $\{111\}_\alpha$. В отдельных зонах материала сохраняются высокие локальные внутренние напряжения $\sigma_{\text{лок}} \sim G/20-G/30$. На поверхностях разрушения образцов при этом кроме областей вязкого «ямочного» излома появляются, фасетки скола и хрупкие микротрещины, генерируемые магистральной трещиной. Фрагментация структуры приводит к упрочнению материала и к увеличению его предела текучести до $\sigma_{0,1}$ ~ 1400 МПа, предела прочности до σ_B ~ 1900 МПа с сохранением достаточной пластичности $\delta \approx 10$ %.

Таким образом, с помощью термомеханических обработок аустенитной стали 12Х15Г9НД можно получить серию стабильных материалов с хорошим сочетанием прочностных и пластических характеристик.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ W-Ni-Cu ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Романов Д.А.¹, Гончарова Е.Н.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

romanov_da@physics.sibsiu.ru

Композиционные материалы систем W-Ni-Cu и Mo-Ni-Cu обладают высокой электроэрозионной стойкостью и могут быть сформированы методом электровзрывного напыления (ЭВН), позволяющим получать высококачественные беспористые покрытия нанесением покрытия из продуктов взрыва проводников и, обладающих адгезией с основой на уровне когезии и высокими функциональными свойствами. Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных покрытий является их модифицирование высокоинтенсивными электронными пучками. Они используются для снижения шероховатости поверхности покрытий, их гомогенизации и наноструктурирования, повышения износостойкости, твердости путем импульсно-

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

периодического переплавления и последующего высокоскоростного охлаждения путем отвода тепла в объем подложки.

Цель работы - модификация высокоинтенсивным электронным пучком электровзрывных композиционных покрытий системы W-Ni-Cu и изучение их структуры.

Электровзрывное напыление покрытий проводили на модернизированной электровзрывной установке ЭВУ 60/10М. Покрытия наносили на образцы отожженной меди марки М00 с размерами 15×15×5 мм. Режим термосилового воздействия на облучаемую поверхность задавали выбором зарядного напряжения емкостного накопителя энергии установки, по которому рассчитывали поглощаемую плотность мощности. ЭВН проводили с использованием композиционного электрически взрываемого проводника - двуслойной медной фольги с заключенной в ней навеской порошков вольфрама и никеля. Поглощаемая облучаемой поверхностью плотность мощности при напылении составляла 4.1 ГВт/м², диаметр медного сопла разрядной камеры плазменного ускорителя – 20 мм, расстояние образца от среза сопла – 20 мм. Масса вольфрама, никеля и меди составляла 434, 120 и 277 мг соответственно.

Модифицирование поверхности электровзрывных покрытий осуществляли высокоинтенсивным электронным пучком с использованием установки «СОЛО» Института сильноточной электроники СО РАН. Сканирующую электронную микроскопию осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50, оснащенного приставкой для рентгеноспектрального анализа. Перед микроскопическими исследованиями шлифы подвергали химическому травлению раствором следующего состава: FeCl₃ – 3 г, HCl – 2.5 мл, C₂H₅OH – 100 мл.

В результате исследования было выявлено, что объемное соотношение матрицы (медь и никель) и частиц порошка вольфрама в композиционных покрытиях соответствует их соотношению в композиционном электрически взрываемом проводнике, используемом для напыления. Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в результате высокоскоростной кристаллизации и последующей закалки электровзрывного покрытия системы W-Ni-Cu, инициированной облучением материала высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, поверхность покрытия формируются области с существенно отличающимися концентрациями атомов вольфрама, никеля и меди. Размеры частиц вольфрама составляют 0,1...2 мкм. Частицы вольфрама не равномерно распределены в медно-никелевой матрице. Структура поперечных сечений покрытий не содержит пор и представляет собой медно-никелевую матрицу с включениями вольфрама, размеры которых изменяются в пределах от 0,5 до 2,5 мкм. Вольфрам и медно-никелевая связка распределены по объему покрытий примерно в равном соотношении. В процессе ЭПО электровзрывных покрытий перекристаллизация с образованием других соединений не происходит.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4166.2015.2., госзаданий Минобрнауки № 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательских работ. Исследование частично выполнено в центре «Материаловедение» СибГИУ.

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ БИОИНЕРТНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, НИОБИЯ И ЦИРКОНИЯ,
СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ**

Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Ерошенко А.Ю.¹, Глухов И.А.¹,
Толмачев А.И.¹, Уваркин П.В.¹, Майрамбекова А.М.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

sharkeev@ispms.tsc.ru

Изучены микроструктура при термическом воздействии, фазовый состав, механические свойства и их стабильность, включая долговременное воздействие, для биоинертных сплавов на основе титана, ниобия и циркония в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. В качестве материала исследования были выбраны бинарные сплавы: низкомодульный сплав системы Ti-40 % мас. Nb (Ti40Nb) и цирконий, легированный ниобием, Zr-1,1 % мас. Nb (сплав Э110). УМЗ состояние в сплавах получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации (ИПД), который включал abc-прессование в пресс-форме и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом. Дополнительная деформация прокаткой способствовала уменьшению размера структурных элементов и формированию однородной структуры, созданной в объеме заготовок на этапе прессования. Согласно данным рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии структура в сплаве Ti40Nb представлена стабильными β-фазой на основе твердого раствора титана и/или ниобия и α-фазой, а также неравновесной наноразмерной ω-фазой (5-10 нм), а в сплаве Э110 – основной фазой α-Zr и частицами β-Nb.

Сформированная в сплавах в результате двухэтапной ИПД УМЗ структура со средним размером структурных элементов менее 0,3 мкм обеспечивает высокий уровень механических свойств (предел прочности, предел текучести и микротвердость) при сохранении исходного уровня модуля упругости (Ti40Nb–65-70 МПа и Э110 100 – МПа).

Экспериментально определены временные интервалы термостабильности УМЗ структуры и механических свойств (на примере микротвердости) в диапазоне температур 400-700 °С и временном интервале отжигов 1-360 часов.

Низкотемпературные отжиги сплава Ti40Nb при 350°С и 400°С в интервале 1-360 часов не приводят к изменению характера УМЗ структуры и росту структурных элементов β- и α-фаз при некотором укрупнении частиц неравновесной ω-фазы. Наличие наноразмерной ω-фазы положительно влияет на термостабильность ультрамелкозернистого состояния сплава Ti40Nb. Незначительное увеличение размера элементов структуры равновесных β- и α-фаз происходит за счет совершенствования границ и формы кристаллитов. Нагрев и выдержка при 350°С сохраняют стабильность механических свойств Ti40Nb в течение 120 часов.

УМЗ структура сплава Э110 стабильна при отжиге 400°С до 10 часов с сохранением достигнутого при ИПД уровня микротвердости. При более длительных временах отжига в интервале 24-360 часов в сплаве Э110 имеют место интенсивные рекристаллизационные процессы, сопровождающиеся снижением микротвердости и ростом элементов структуры.

При температурах выше 500°С в течение 1 часа для сплавов Ti40Nb и Э110 наблюдается тенденция к активному росту размера структурных элементов и существенному падению микротвердости с трансформацией УМЗ структуры в мелкозернистое состояние.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Обсуждаются вопросы медицинских приложений биоинертных УМЗ и термически стабильных в интервале температур от комнатной до 350°C сплавов на основе титана, ниобия и циркония, в том числе с низкими значениями модуля упругости.

Работа выполнена по государственному заданию ИФПМ СО РАН на 2015-2017 гг., проект 23.2.2, и программы Президиума РАН, проект 35.

РАЗРАБОТКА САМОРАСШИРЯЮЩИХСЯ ПЕРИФЕРИЧЕСКИХ СТЕНТОВ С ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

Лотков А.И.^{1,2}, Кашин О.А.¹, Кудряшов А.Н.³,
Круковский К.В.¹, Кузнецов В.М.², Борисов Д.П.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, г. Томск, Россия,

³ООО «Ангиолайн», Новосибирск, Россия

okashin@ispms.tsc.ru

Сужение просвета кровеносных сосудов (стеноз) является основным осложнением при заболевании атеросклерозом. В настоящее время для восстановления просвета в сосуд устанавливают специальную конструкцию - стент. Актуальной задачей является проведение таких операций на периферических сосудах (сонной артерии, брюшной аорты, сосудах нижних конечностей). По прогнозам консалтинговой компании «Аберкейд» потребность рынка РФ в стентах для периферических сосудов в 2016 году составит около 40 тыс. штук. В России при лечении поражений периферических сосудов используют только импортные стенты. Высокая цена импортной продукции ограничивает доступность для пациентов операций стентирования периферических сосудов. В связи с этим актуальным является проведение исследований, направленных на разработку технологии производства стентов для периферических сосудов на отечественных предприятиях. При этом для обеспечения конкурентоспособности необходимо обеспечить не только более низкую цену, но и улучшить потребительские характеристики изделий.

В большинстве случаев стентирование обеспечивает хорошие долгосрочные результаты. Однако при применении стентов до конца не решена проблема рестеноза – повторного сужения просвета сосуда, возникающего вследствие повреждения сосудистой стенки при имплантации стента. Для снижения риска рестеноза ведущие зарубежные фирмы-изготовители используют стенты с различными покрытиями, однако пока кардинальных успехов не достигнуто.

В настоящей работе разработан лабораторный технологический регламент изготовления саморасширяющихся стентов из сплавов на основе никелида титана, в котором для повышения биосовместимости и снижения риска рестеноза была использована модификация поверхности стентов ионами кремния методом плазменно-иммерсионной ионной имплантации (ПИИИ). Однако в результате такой обработки могут измениться функциональные и механические свойства никелида титана, а, соответственно, и эксплуатационные характеристики изделия. Изучение влияния ПИИИ на формирование структурно-фазового состояния поверхностных слоёв никелида титана и его физико-механических свойств является необходимым этапом при разработке имплантатов с высокой биосовместимостью.

Показано, что при использованном в работе режиме ПИИИ на поверхности стентов формируется наноразмерный поверхностный слой, легированный кремнием. Определён фазовый состав этого слоя. Установлено, что формирование модифицированного слоя не повлияло на величину эффекта сверхэластичности сплава и механические свойства стентов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП № 14.578.21.0118, уникальный идентификатор проекта RFMEFI 57815X0118.

ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННАЯ ИОННАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ СО СЛОЖНО-РАЗВЕТВЛЁННОЙ ФОРМОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Кашин О.А.¹, Лотков А.И.^{1,2}, Борисов Д.П.², Слабодчиков В.А.²,
Кузнецов В.М.², Кудряшов А.Н.³, Круковский К.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³ООО «Ангиолайн», Новосибирск, Россия

okashin@ispms.tsc.ru

Одним из направлений повышения биосовместимости медицинских имплантатов является модификация их поверхности методом плазменно-иммерсионной ионной обработки. Однако значительное количество имплантатов имеют сложно-разветвлённую форму поверхности, что может привести к неоднородности обработки поверхности. В частности, внутрисосудистые стенты, которые используются для восстановления просвета кровеносного сосуда при его сужении, имеют цилиндрическую сетчатую форму, при этом принципиальным является модификация именно внутренней поверхности стентов.

В связи с вышеизложенным в работе проведён теоретический анализ возможности плазменно-иммерсионной ионной обработки поверхности внутрисосудистых стентов из никелида титана с достижением на всех участках их поверхностей одинакового темпа формирования легированных слоёв. При анализе учитывали дизайн стентов (геометрические размеры и форму как самих стентов, так и их структурных элементов). Определены значения технологических параметров процесса плазменно-иммерсионной ионной обработки, позволяющих обеспечить легирование внутренней поверхности стентов.

Экспериментальная проверка результатов проведённого анализа была выполнена на установке «СПРУТ» в Томском государственном университете на примере плазменно-иммерсионной обработки ионами кремния саморасширяющихся нитиноловых стентов для периферических кровеносных сосудов. Результаты исследования химического состава поверхностных слоёв стентов подтвердили возможность легирования кремнием внутренних поверхностей стентов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП № 14.578.21.0118, уникальный идентификатор проекта RFMEFI 57815X0118.

RESEARCH OF STRUCTURE, MECHANICAL AND OPERATION PROPERTIES OF GLASS-METAL COMPOSITE

Lyubimova O.N., Lyubimov E.V., Solonenko E.P., Morkovin A.V., Dryuk S.A.

Far Eastern Federal University, Russia

berms@mail.ru, lubimov.ev@mail.ru, el-solonenko@yandex.ru,

roger...28@bk.ru, druk92@mail.ru

The interest to increasing of the practical durability of glass has been in existence for a long time. Well-known method is making shrinkage of pressures in the glass surface layers. Such method implies glass tempering, ion exchange, surface crystallization, mechanic polishing, pickling treatment, firing polishing and protective coating.

Less studied approach is regarded facing the glass with other materials such as steel and alumina. The first practical success was achieved in 60-s when manufacturing of glass-metal pipes started. The technology implies creating compressive stresses in the glass coverage which allow to prevent the development of defects in glass and to strengthen it. Two-side facing glass

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

with metal coverage was examined in the research Pikul V.V. Shell from the material theoretically could withstand pressure at a depth of 6000 meters and could exceed 1,5-2 times extra high tensile titanium alloys.

For explore the possibility of strengthening glass at its connection with the steel, structure and properties of new material was developed the technology manufacturing rod based on glass and steel, which consists of glass core and the steel shell.

The aim of this study is the investigation of properties the glass-steel composite material.

Nowadays the technology of making glass-metal rods is at the stage of laboratory experiments. Glass rod is placed into metal body; this fit-up is heated in high temperature furnace to the temperature of glass melting. At the stage of brittle- ductile change the moveable forcer presses the glass mass and it fills the inner volume of the metal body. To investigate the phase composition and junction structure zone the samples were prepared, for which cutting and polishing the plated conductive layer of carbon was carried for a scanning electron microscope. By performing compression, tensile and torsional tests, the quasi-static properties of the selected glass, the steel and glass-steel-composite were determined. Indicators the corrosion resistance were determined with continuous control the parameters: loss of mass per unit area; rate of the mass loss; time, when the weight reduces on the allowable amount.

The results of the researches demonstrate the perspective of the new composite material made of glass and metal. Currently there have been worked out the processing conditions of producing composite rods which properties are comparable to conventional materials such as steel.

The new result of present study is a junction of glass and steel without using intermediate pads and adhesive joints. Microscopic examination prepared under different polished section conditions in the welding zone determine two level system which is situated in the glass and consisting of fayalite and amorphous layer containing iron cations.

The tentative analysis of applicability in building was done. Composite is noted to have good perspectives due to set of properties including low price of material, lightness and corrosion resistance.

STRENGTH AND PLASTICITY OF FE-CR ALLOYS

Skripnyak V.A, Emelyanova E.S., Sergeev M.V., Skripnyak N.V., Zinovieva O.S.

Томский государственный университет, Томск, Россия

emelyanova_es13@mail.ru

High-chromium ferritic–martensitic (F-M) steels are attractive as promising structural materials for applications in nuclear facilities. In this work the analytical review of the scientific sources devoted to experimental and numerical studies on increase of strength and plasticity of new precipitation hardened Fe-Cr steels in native and foreign experience is presented.

Using multilevel modeling the yield stress were predicted for precipitation hardened Fe-Cr steels in the temperature range up to 1115 K and pressures up to 1 GPa.

The deformation to failure was predicted for Fe-Cr steels with increasing doses of neutron irradiation.

**РАЗРАБОТКА ОСНОВ СОЗДАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ,
АНТИФРИКЦИОННЫХ, ВОЛОКНИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ
КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОЙ МАТРИЦЫ**

Панин С.В.,^{1,2} Корниенко Л.А.,¹ Алексенко В.О.,² Иванова Л.Р.,¹ Шилько С.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Институт механики металлополимерных систем НАН Беларуси, Гомель, Беларусь
svp@ispms.tsc.ru

Уникальные свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) обеспечивают его широкое применение в различных областях техники, включая экстремальные условия эксплуатации: направляющие рудоспусков, футеровки угольных и цементных вагонов и кузовов крупнотоннажного автотранспорта, узлы трения машин и механизмов и др. Применение композиционных материалов на основе СВМПЭ позволяет кратно повысить износостойкость тяжело нагруженных изделий. С целью разработки одновременно высокопрочных и антифрикционных композитов исследованы двойные и тройные композиции с различными волокнами (углеродное, базальтовое, волластонит) и нано- и микрочастицами (графит, дисульфид молибдена, политетрафторэтилен, стеарат кальция, гидроксипатит) на основе СВМПЭ. Введение в матрицу волокон обеспечивает повышение прочностных свойств композиций, а микро- и наночастицы выполняют роль твердой смазки (третьего тела) в металл-полимерных трибосопряжениях. Тип и размер наполнителей определяются областью применения и средой использования композиций (вакуум, химически активная и инертная среда, криогенные либо повышенные температуры).

С целью одновременного применения наполнителей в качестве упрочнителей и твердой смазки исследованы трибомеханические характеристики указанных композитов на основе СВМПЭ в условиях сухого трения и абразивного изнашивания. С использованием оптической и растровой микроскопии, ИК-спектроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии проведена оценка вклада надмолекулярной структуры в формирование механических и триботехнических характеристик полимерных композитов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена в условиях сухого трения и абразивного изнашивания. Степень наполнения матрицы микроволоконными лимитируется сохранением сферолитной надмолекулярной структуры СВМПЭ.

Показано, что композиты на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена с микроволоконными эффективны в условиях абразивного изнашивания, повышая износостойкость композиций в 2,5-3 раза.

Микро- и наночастицы выполняют роль твердой смазки при трибосопряжении композитов на основе СВМПЭ и обеспечивают высокую износостойкость (в 6,6 раз) таких композитов в условиях сухого трения скольжения в экстремальных условиях эксплуатации (например, низкие температуры, агрессивные среды и пр.).

При многоуровневом подходе к разработке полимерных композитов на высокомолекулярной матрице удастся получить двух- и трехкомпонентные композиты с повышенной прочностью и высокой износостойкостью для работы узлов трения в различных условиях эксплуатации в отсутствие смазочной среды.

Работа выполнена по проекту программы фундаментальных исследований СО РАН и при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-700192 с привлечением оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН и Аналитического центра НИ ТПУ.

ЦИТОТОКСИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ ОКСИДНЫХ И ГИДРОКСИДНЫХ ФАЗ АЛЮМИНИЯ

Ложкомоев А.С.

НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
asl@ispms.tsc.ru

В настоящее время наноматериалы эффективно применяются для борьбы с онкологическими заболеваниями. Одним из перспективных направлений в данной области является подавление жизнедеятельности опухолевых клеток через изменение параметров их микроокружения. Такими материалами могут стать наноструктурные материалы с заряженной поверхностью, а также способные изменить кислотность микроокружения клеток. Одними из таких материалов являются оксиды и гидроксиды алюминия, имеющие положительно заряженную поверхность и проявляющие антацидные свойства. Целью работы являлось изучить влияние наночастиц псевдобемита, γ - Al_2O_3 и θ - Al_2O_3 на жизнеспособность опухолевых клеток и оценить основные факторы их противоопухолевой активности. Для этого методом окисления водой электровзрывных нанопорошков Al/AlN были синтезированы наночастицы бемита, которые при дальнейшей термообработке трансформировались в γ - Al_2O_3 (450 °С) и θ - Al_2O_3 (950 °С). При этом морфология наноструктур и их заряд сохранялись.

На примере пяти клеточных линий опухолевых клеток (HeLa, A549, MDA, PyMT и V16F10) было показано, что все синтезированные наноструктуры обладают цитотоксическим эффектом при концентрации 5 мг/мл. Однако наибольшей цитотоксичностью обладает γ - Al_2O_3 . Все синтезированные наноструктуры практически в равной степени изменяют рН питательной среды, в которой были культивированы исследуемые клетки. Через 500 минут контакта AlOOH поднимает рН питательной среды до рН 9.04, γ - Al_2O_3 до рН 9.12, θ - Al_2O_3 до рН 9.05. Было установлено, что наноструктуры γ - Al_2O_3 адсорбируют больше протонов, чем AlOOH и θ - Al_2O_3 . До достижения величины рН 3.2 водной суспензии синтезированных наноструктур с концентрацией 5 мг/мл, для AlOOH потребовалось 1,95 мл 0,01М раствора HCl , для θ - Al_2O_3 – 2,22 мл, для γ - Al_2O_3 – 2,84 мл.

Таким образом, противоопухолевая активность синтезированных наноструктур с одинаковой морфологией может быть обусловлена не только повышением величины рН микроокружения клеток, но и возможностью дольше поддерживать щелочность микроокружения, за счет адсорбции протонов, выделяемых опухолевыми клетками.

Работы выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 14-023-00096)

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И СВОЙСТВ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ОКИСЛЕНИИ НАНОПОРОШКА Al/AlN

Казанцев С.О., Ложкомоев А.С.

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
kzso@ispms.tsc.ru, asl@ispms.tsc.ru

Низкоразмерные структуры оксида алюминия, благодаря своей химической и термической стабильности, развитой удельной поверхностью и сорбционной активностью, высокой механической прочностью и др., находят широкое применение в технологиях очистки воды от эндотоксинов и микроорганизмов, для производства керамики, в качестве катализаторов и носителей катализаторов, в медицине. Синтез

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

низкоразмерных наноструктур оксида алюминия с заданной формой, размером, морфологией и физико-химическими характеристиками позволит значительно расширить область их применения.

В предыдущих работах мы показали, что, изменяя условия окисления электровзрывного нанопорошка Al/AlN можно получить продукты, обладающие различной формой, размером, фазовым составом. Так, при окислении в воде, нагретой до 60 °С образуются агломераты наночастиц псевдобемита. Гидротермальная обработка псевдобемита при 200 °С в течении 6 ч приводит к формированию нанопластинок бемита. Во влажном воздухе образуются гексагональные стержни байерита.

Термогравиметрический анализ показал, что разложение псевдобемита сопровождается тремя ступенями потери массы, бемита двумя ступенями и разложение байерита происходит в одну стадию. На основании этих данных представляло интерес исследовать изменение фазового состава, формы и физико-химических свойств продуктов терморазложения исходных оксидов алюминия в интервале температур от 200 до 1280 °С.

При прокаливании псевдобемита в интервале температур 200-300 °С на рентгенограмме наблюдаются сохранение пиков исходного образца. В интервале температур 500 - 800 °С преимущественно наблюдается набор рефлексов, характерный для γ -Al₂O₃. При дальнейшем увеличении температуры прокаливания до 1000 °С приводит к образованию смеси γ -Al₂O₃ и θ -Al₂O₃ фаз. Термодинамически стабильная α -Al₂O₃ фаза образуется при 1280 °С. Бемит при прокаливании ведет себя аналогичным образом: в интервале температур 200-300 °С сохраняется исходная фаза; при 500 - 800 °С наблюдается образование γ -Al₂O₃ и θ -Al₂O₃ фаз; α -Al₂O₃ фаза образуется при 1280 °С.

При прокаливании байерита, в образце, термически обработанном при 300 °С на рентгенограмме наблюдается появление пиков, соответствующих γ -Al₂O₃ с примесью исходного байерита. До 800 °С наблюдается, в основном, присутствие γ -Al₂O₃. При дальнейшем увеличении температуры прокаливания байерит имеет аналогичные фазовые переходы, как для бемита и псевдобемита.

С помощью электронной микроскопии установлено, что до температуры прокаливания 500 °С образцы сохраняют исходные формо-размерные характеристики. При дальнейшем увеличении температуры прокаливания наблюдается постепенное спекание образцов. При 1000 °С образцы практически полностью спекаются, но сохраняют признаки исходных образцов. При достижении температуры прокаливания 1280 °С образцы полностью спекаются и имеют схожую морфологию и размер. Изменение удельной поверхности для всех образцов носит экстремальный характер и достигает максимума при 300 - 500 °С.

Таким образом, не смотря на различную морфологию и фазовый состав синтезированных наноструктур, терморазложение идет по одной схеме: при 500 °С наблюдается формирование γ -Al₂O₃; при 1000 °С отмечается формирование смеси γ -Al₂O₃ и θ -Al₂O₃, а при 1280 °С – переход в α -Al₂O₃. Однако при терморазложении байерита наблюдается образование γ -Al₂O₃, минуя фазу бемита, при более низкой температуре по сравнению с аналогичными фазовыми переходами для бемита и псевдобемита.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №14-23-00096)

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

ЗАРЯД МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ, КАК ФАКТОР АНТИМИКРОБНОЙ АКТИВНОСТИ

Ложкомоев А.С., Казанцев С.О.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
asl@ispms.tsc.ru, kzso@ispms.tsc.ru

Наиболее изученными металлами и их оксидами, проявляющими антимикробные свойства, являются Ti, Ag, Zn, Cu, а также смеси и композиты на их основе. Считается, что основным механизмом антибактериального действия TiO₂ и ZnO является фотокаталитическая активность, в результате которой на поверхности оксидов образуются реакционные формы кислорода (ROS), разрушающие липидный слой мембраны бактерий. Антимикробное действие Ag, Cu и их оксидов связано с выделением ионов Ag⁺, и Cu²⁺, что приводит к локальному изменению pH и проводимости, способствующим разрушению клеточной мембраны, а также нарушение основных функций жизнедеятельности.

Известно, что антимикробная активность наночастиц может быть повышена за счет изменения отрицательного заряда на положительный. Это связано с тем, что заряд бактериальной мембраны отрицательный и при контакте с положительно заряженными наночастицами облегчается их доступ внутрь бактерии.

Целью настоящей работы было синтезировать металлические наночастицы с различным зарядом поверхности и изучить их антимикробные свойства. С помощью метода электрического взрыва проводника были синтезированы наночастицы Ag, Cu, Fe и биметаллические наночастицы Ag/Cu, Ag/Fe. Установлено, что из всего ряда синтезированных наночастиц положительным зарядом обладают биметаллические наночастицы Ag/Cu. Эти же наночастицы обладают наиболее выраженной антимикробной активностью по отношению к E.coli, S.aureus, P.aeruginosa.

Таким образом, синтезированные биметаллические наночастицы с положительным зарядом поверхности оказывают наибольший антимикробный эффект, чем наночастицы одноименных металлов, имеющих отрицательный заряд поверхности. Данный подход является перспективным для создания новых материалов с антимикробными свойствами.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 гг.

ПРЕДМАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ TiNi С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ.

Родионов И.С.¹, Батулин А.А.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Гришков В.Н.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

abat@ispms.tsc.ru

В сплавы на основе никелила титана водород вводится в основном из газовой фазы (метод Сиверста) и из раствора (метод катодного насыщения). Анализ литературы показывает, что независимо от метода внедрения атомов водорода, они могут оказывать существенное влияние на структурно-фазовое состояние и на температуры мартенситных превращений. Однако в литературе наблюдается большой разбой в полученных результатах. На основе собственных и литературных результатов анализируется влияние водорода на указанные выше характеристики в зависимости от исходного структурно-фазового состояния, размера зёрен-субзёрен, концентрации водорода, времени вылёживания при комнатной температуре. Этот анализ позволяет

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

понять сильные различия, получаемые разными группами исследователей на близких по составу материалах.

В данной работе изучено влияние водорода при его диффузионном перераспределении в процессе вылёживания при комнатной температуре на изменение электросопротивления в предмартенситной области температур и температуры МП в проволочных образцах диаметром 1 мм сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} (ат.%) с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (средний размер зёрен/субзёрен ~100 нм). Насыщение образцов водородом производили электрохимическим методом в физиологическом растворе (0,9% NaCl) при плотности тока 20 А/м², время насыщения составляло 3 часа. Измерение концентрации водорода было выполнено на газоанализаторе водорода RHEN602 фирмы LECO. Температуры МП определяли из температурной зависимости электросопротивления.

Показано, что при диффузионном распределении водорода в объёме образцов температуры МП В2→В19' основного объёма материала постепенно смещаются ниже температуры жидкого азота, а температурная область формирования предпереходных структур сдвига существенно расширяется. Анализируются и развиваются представления о формировании в результате упорядочения атомов водорода локальных областей с тетрагональной структурой. Обсуждаются возможные механизмы влияния водорода на структуру и свойства сплавов на основе никелида титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-08-99489).

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ РКУП ТИТАНА ВТ1-0 И СПЛАВА Ti-0.2Pd

Лотков А.И.¹, Копылов В.И.², Гришков В.Н.¹, Батулин А.А.^{1,3},
Гирсова Н.В.¹, Жапова Д.Ю.¹, Тимкин В.Н.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь,

³Томский политехнический университет, Томск, Россия

lotkov@ispms.tsc.ru

Сплав Ti-0.2Pd (обозначаемый в российской промышленности как 4200, а в зарубежной Grade 7) обладает редким и важным свойством для использования изделий из него в агрессивных средах: одновременной коррозионной стойкостью, как в окислительных, так и в неокислительных средах. Это связано с тем, что добавка палладия в технический титан (ВТ1-0) практически не изменяя его механические свойства, сильно смещает его электродный потенциал в положительную сторону, способствуя тем самым пассивации его поверхности. Однако механические свойства материалов остаются на сравнительно невысоком уровне.

В ряде работ показано, что механические свойства титана ВТ1-0 можно существенно увеличить измельчением его зёренной структуры методами интенсивной пластической деформации, однако заметно увеличить коррозионные свойства не удаётся. Цель данной работы-существенно повысить механические свойства сплава Ti-0.2Pd с помощью равноканально-углового прессования (РКУП) при этом сохранив высокие коррозионные свойства сплава.

На данном этапе работы проведено сравнительное изучение измельчения исходной зёренной структуры титана ВТ1-0 и сплава Ti-0.2Pd после РКУП в одинаковых условиях. РКУП проведено в ФТИ НАН Беларуси. Количество проходов составило четыре по маршруту В_c, угол между каналами 90⁰, температура прессования – 648 К. Анализ микроструктуры выполнен с помощью металлографии, растровой электронной

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии. Проанализированы общие закономерности и различия в микроструктуре исследованных материалов. Показано, что РКУП эффективно измельчает микроструктуру как титана ВТ1-0, так и сплава Ti-0.2Pd до субмикроструктурного состояния. Планируется провести сравнительные испытания коррозионной стойкости ВТ1-0 и сплава Ti-0.2Pd в исходном крупнозернистом состоянии и после РКУП.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-58-00143).

ЭВОЛЮЦИЯ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НАНОПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ ПРИ ПРОКАЛИВАНИИ

Глазкова Е.А., Бакина О.В., Лернер М.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

eagl@ispms.tsc.ru, ovbakina@ispms.tsc.ru, lerner@ispms.tsc.ru

Нанопористые материалы на основе оксидов кремния и алюминия привлекают внимание в качестве чувствительных элементов для газоанализа в медицине, концентрирования контролируемых газов, создания носителей для фармацевтических композиций. Пористую систему $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ -ксерогеля образуют глобулы оксида кремния, организованные в трехмерную структуру. Добавка оксида алюминия при формировании структуры геля приводит повышению термической стабильности ксерогеля, что позволяет сдвинуть уплотнение и спекание нанопористого материала в сторону более высоких температур. Важной стадией получения ксерогелей является удаление растворителя из пор, которое проводится в докритических условиях. Кроме того, существенную роль играет прокаливание образцов, которое приводит к закреплению каркаса и изменению размера пор. Целью настоящей работы являлось исследование эволюции пористой структуры и текстуры ксерогелей при прокаливании в интервале температур 500 – 1200 °С.

$\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ -ксерогели получали золь-гель методом при соотношении компонентов 4Si:1Al. Золь оксида кремния получали гидролизом тетраэтоксисилана. Золь бемита получали взаимодействием нанопорошка алюминия с водой и дальнейшей пептизацией агломератов нанопластиов псевдобемита азотной кислотой. Исследование ксерогеля методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что его структура образована глобулами SiO_2 размером около 10 нм. При этом в структуре ксерогеля не наблюдаются отдельные нанопластики Al_2O_3 . С помощью энергодисперсионного микроанализа установлено равномерное распределение алюминия по объему образца. Изменение морфологии образцов при термообработке исследовали методом сканирующей электронной микроскопии.

Данные дифференциального термического и гравиметрического анализов образцов, прокаленных при 500 °С свидетельствуют о том, что потеря около 6 % массы образца, связанная с удалением адсорбированной воды, происходит, в основном, при нагревании до 120 °С. Далее на кривой ДТА не отмечено существенных тепловых эффектов вплоть до 1200 °С. Исследование текстурных характеристик ксерогелей методом низкотемпературной адсорбции азота показало, что удельная поверхность образцов, прокаленных в интервале температур 500 – 900 °С составляет 560 – 640 м²/г. Средний размер пор при этом изменяется от 5,5 до 1,8 нм. Максимальная удельная поверхность достигается при температуре прокаливания 700 °С. При температуре 1200 °С образец спекается, а его удельная поверхность снижается до 70 м²/г. Исследование поверхности ксерогелей методом ИК-спектроскопии в области 400...4000

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

см⁻¹ показало, что при термообработке образцов в спектрах наблюдается сдвиг максимумов, исчезновение и появление дополнительных полос.

Таким образом, при получении нанопористых материалов золь-гель методом с использованием в качестве прекурсоров тетраэтоксисилана и нанопорошка алюминия достигается гомогенное смешение оксида кремния и оксида алюминия с образованием монофазного геля. Сушка гелей в докритических условиях и прокаливание приводят к линейной усадке образцов до 30 %. Прокаливание SiO₂/Al₂O₃-ксерогелей в интервале температур 500 – 900 °С приводит к существенному снижению размера пор, при этом удельная поверхность изменяется незначительно. Это свидетельствует о том, что до 900 °С изменения в структуре ксерогеля идут без разрушения каркаса.

Исследования выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (соглашение № 14.578.21.0042, идентификатор проекта RFMEFI57814X0042). Электронно-микроскопические исследования проводились в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

МОДИФИКАЦИЯ ПОКРЫТИЙ Ti–Al–N ПУТЕМ БОМБАРДИРОВКИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИОНАМИ (Cr⁺+V⁺)

Сергеев О.В., Калашников М.П., Федорищева М.В., Сергеев В.П., Панин В.Е.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
tehnovak@ispms.tsc.ru

Высокоэнергетическая ионно-пучковая обработка позволяет синтезировать покрытия с изменяющимся по глубине структурно-фазовым составом. Обычно нижний слой таких покрытий обеспечивает хорошее сопряжение с подложкой и высокую несущую способность, верхний – определяет функциональные характеристики покрытий (твердость, износостойкость и окислительную стойкость, низкий коэффициент трения, жаростойкость и т. д.). В работе выполняется исследование структурно-фазовых состояний, трибомеханических свойств градиентных нанокompозитных покрытий на основе перспективной системы Ti–Al–Cr–B–N, сформированных путем магнетронного осаждения покрытий Ti–Al–N и обработки их высокоэнергетическим пучком ионов (Cr⁺+V⁺).

Осаждение покрытий проводили на вакуумной установке УВН–05МИ «КВАНТ» (НПП «Техимплант лтд»), с помощью магнетрона постоянного тока с мишенью из сплава титана с 30 вес.% алюминия. Покрытия толщиной 10 мкм осаждали на образцы из высокопрочной стали 30ХГСН2А в реактивной среде из смеси газов аргона и азота. После напыления поверхность покрытия подвергалась бомбардировке высокоэнергетическим пучком ионов с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника «ДИАНА–3». Исследовался результат воздействия на покрытия двухкомпонентных пучков ионов (Cr⁺+V⁺) при флюенсах – 2×10¹⁷, 4×10¹⁷ и 6×10¹⁷ см⁻². Для получения таких пучков использовались композиционные катоды, изготовленные методом порошковой металлургии и имеющие химический состав ~60 ат.% Cr и ~40 ат.% V.

Структурно-фазовое состояние покрытий исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) под скользящим углом 2 град. (ДРОН–7, НПО «Буревестник»). Концентрационные профили элементов по толщине покрытия исследовались методами масс-спектрометрии вторичных ионов (МСВИ) на приборе МС–7201М (SELMi) в режиме травления пучком ионов аргона. Химический состав – с помощью энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора INCA–Energy (Oxford Instruments), встроенного в сканирующий электронный микроскоп LEO EVO–

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

50XVP. Испытания образцов на трение и износ проводили на машине 2070СМТ–1 по схеме «вращающееся контртело – неподвижный образец с покрытием». Микротвердость покрытия измеряли нанотвердомером (NanoHardnessTester, CSM). При этом величина максимальной нагрузки на индентор составляла 10 мН.

Установлено, что при бомбардировке пучком ионов ($\text{Cr}^+ + \text{V}^+$) с энергиями в диапазоне от 50 кэВ до 80 кэВ трибомеханические свойства и структурно–фазовое состояние поверхностного слоя покрытий на основе Ti–Al–N существенно изменяются. С ростом флюенса облучения пучком ионов микротвердость и износостойкость покрытий повышается. Так при флюенсах $4 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ и $6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ износостойкость покрытий возрастает в $\sim 1,6$ и $\sim 2,9$ раза, микротвердости в $\sim 1,2$ и $\sim 1,3$ раза, соответственно, в сравнении с величинами исходных покрытий.

На основе исследования микроструктуры, химического и фазового состава модифицированных покрытий методами МСВИ и РСА показано, что наблюдаемое изменение трибомеханических свойств обусловлено ионным легированием поверхностного слоя хромом и бором и связанными с ним протекающими процессами выделения в поверхностном слое новых упрочняющих фаз AlB_{10} и AlB_{12} , объемная доля которых возрастает с увеличением флюенса облучения покрытий ионами ($\text{Cr}^+ + \text{V}^+$).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОБРАЗЦОВ ТИТАНА VT-10 ПРИ ОБРАБОТКЕ ПОТОКОМ ИОНОВ МЕДИ

Калашников М.П., Федорищева М.В. Сергеев В.П., Божко И.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
fed_mv@mail.ru

Титан по своим физико-механическим свойствам и технологичности превосходит большинство современных конструкционных материалов, включая самые распространенные: сталь и алюминий. Он характеризуется высокой температурой плавления и удельным электросопротивлением, прочностью, сравнимой с большинством марок легированных сталей, коррозионной стойкостью в воздухе, воде и химически агрессивных средах и многими другими полезными свойствами.

Перспективным направлением повышения эксплуатационных свойств конструкционных материалов является ионно-пучковая модификация. С помощью обработки сильноточными потоками тяжелых ионов низкой энергии можно эффективно модифицировать структурно-фазовое состояние поверхностного слоя. При этом могут улучшаться триботехнические, механические свойства, в том числе, усталостные характеристики конструкционных материалов. Ионно-пучковая обработка может не только модифицировать структуру поверхностного слоя подложки, но и изменять его морфологию, химический и фазовый состав, то представляет интерес выявить роль каждого из этих факторов.

Обработку подложки проводили с помощью вакуумной установки магнетронного напыления и ионной обработки «Квант-03МИ», оснащенной вакуумно-дуговым источником ионов металлов с энергией 0,5...2,5 keV и плотностью тока 2...20 mA/cm².

Фазовый состав поверхностного слоя модифицированных подложек исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 в Co-K_α излучении. Морфологию обработанного потоком ионов меди поверхностного слоя титана VT-10 и изменение химического состава по его глубине исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 50XVP.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Целью работы было исследовать влияние длительности процесса предварительной обработки потоком ионов меди на микроструктуру и фазовый состав поверхностного слоя титана VT-10.

Тонкую структуру ионно-модифицированного слоя титановых сплавов исследовали методом электронной микроскопии. Установлено методом ПЭМ с использованием методики темнопольного изображения, что поперечное сечение модифицированного образца сильно неоднородно. Условно его можно разделить на несколько зон: материал титанового сплава VT10 практически в исходном состоянии (< 4 мкм). Далее идет переходная зона, имеющая в своем составе такие фазы как CuTi , Cu_4Ti_3 , которые располагаются в матрице $\alpha\text{-Ti}$, имеющего дендритную структуру. Интересно отметить, на участках фазы Cu_4Ti_3 располагаются включения фазы CuTi .

Таким образом, обработка поверхности титана VT-10 ионами меди приводит к изменению фазового состава, морфологии поверхности, к существенному увеличению микротвердости.

Работа выполнена в рамках основной научной программы исследований академии наук за 2013-2020 гг и при поддержке программы развития НИИ ТПУ.

The work was supported within the scope of the basic scientific research of state academies of sciences for 2013-2020 and with support for the development of the research institute TPU program.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ С МНОГОМАСШТАБНОЙ ПОРОВОЙ СТРУКТУРОЙ

Григорьев М.В.^{1,2}, Бужкова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

grv@ispms.ru

В работе проведено исследование алюмооксидной керамики марки с различной пористостью от 35 до 65%, объем порового пространства задавался количеством вводимого порообразователя. В качестве порообразователя использовали порошок СВМПЭ со средним размером частиц 100 мкм. Керамические образцы были получены методом шликерного литья с последующим спеканием на воздухе при температурах 1400, 1500, 1600°C и выдержке 1 ч.

Оптическая микроскопия показала, что полученная керамика обладает многомасштабной структурой порового пространства. В структуре керамики присутствуют макро поры со средним размером 105 мкм, унаследовавшие свою структуру от порообразователя, и микро поры со средним размером 12 мкм, обусловленные дефектами упаковки частиц при формовании. С увеличением содержания порообразователя, в керамике после спекания средний размер макро пор увеличивается от 105 до 130 мкм, а средний размер микро пор не изменяется.

Предел прочности на сжатие и эффективный модуль упругости E линейно уменьшаются с увеличением пористости в образцах.

Анализ кривых « $\sigma - \epsilon$ » пористых образцов показал, что при деформации сжатием они имеют вид типично хрупкого разрушения, однако имеет место переход от разрушения, для низкопористых образцов, с формированием магистральной трещины до появления множественных очагов разрушения в виде микротрещин, для высокопористых материалов, а макроскопическое деформационное поведение такой керамики при нагружении становится «псевдопластичным», характеризующееся

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

множественным микрорастрескиванием по всему объему материала. Обнаруженная «псевдопластичность» при определенном содержании порообразователя, по-видимому, обусловлена формированием в образцах иерархической поровой структуры.

ATTOSECOND NANOTECHNOLOGY: NEMS QUANTUM DOTS OF CIGS COMPOUNDS

Beznosyu S.A., Terentyeva Y.V., Maslova O.A., Volkov D.A.
Altai State University, Barnaul, Russia
bsa1953@mail.ru

In this paper the problem of stability of CIGS compounds, as continuous solid solutions composition $\text{CuIn}_x\text{Ga}_{1-x}\text{Se}_2$ with the structure of chalcopyrite, in the state of quantum dots nanoelectromechanical systems (NEMS) is taken under consideration. Variation of energy, geometry and paired radial distribution functions of atoms stable NEMS quantum dots CIGS at three temperatures 0, 77 and 293K are investigated. It was revealed that the relative change in the parameters of sustainable nanolayers CIGS in a state of quantum dots NEMS nonlinearly dependent on the concentration of indium atoms in the system. We show that this is due to the significant difference of energy and lengths of NEMS bonds In-Se and Ga-Se in the first coordination sphere of selenium atoms.

СЛОЖНЫЕ ОКСИДЫ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КТР ДЛЯ СОЗДАНИЯ СМС С ИНВАРНЫМ ЭФФЕКТОМ

Дедова Е.С.^{1,2,3}, Ше В.Р.², Кондратенко А.И.³, Петрушина М.Ю.⁴, Кульков С.Н.^{1,2,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

⁴Новосибирский национальный исследовательский государственный университет,
Новосибирск, Россия
lsdedova@yandex.ru

Создание материалов нового поколения, обладающих заданными свойствами, например, заданным значением коэффициента термического расширения, является актуальной задачей современного материаловедения. В частности, известен сложный оксид - вольфрамат циркония, который обладает отрицательным коэффициентом термического расширения ($\alpha = -9 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$) в широком диапазоне температур, который при добавлении в керамический композит приведет к снижению КТР.

В работе исследован фазовый состав, структура и теплофизические свойства керамик ($\text{ZrO}_2 - 20 \text{ об \% Al}_2\text{O}_3 - x \text{ \% ZrW}_2\text{O}_8$ ($x = 10, 25, 55 \text{ вес \%}$)).

Показано, что фазовый состав керамики представлен преимущественно тетрагональной модификацией диоксида циркония и оксида алюминия. Введение вольфрамата циркония привело к изменению фазового состава керамики. По мере увеличения содержания ZrW_2O_8 содержание тетрагональной фазы диоксида циркония уменьшалось вплоть до полного исчезновения, формировалась моноклинная модификация ZrO_2 . С ростом концентрации вольфрамата циркония образовывалась шпинель $\text{Al}_x(\text{WO}_y)_z$ вследствие взаимодействия между оксидом алюминия и оксидом вольфрама, сформировавшимся в процессе разложения ZrW_2O_8 при спекании композита.

Показано, что коэффициент термического расширения спеченной керамики понижается в среднем на 30 %.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки, соглашение №14.575.21.0040 (RFMEFI57514X0040)

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ АУКСЕТИЧНЫХ ТРАНСТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЙ

Кривошеина М.Н.¹, Кобенко С.В.², Козлова М.А.¹, Туч Е.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Нижевартовский государственный университет, Нижневартовск, Россия,

Marina_nkr@mail.ru, sergeyvk@inbox.ru, kozlova_ma@mail.ru, tychka2012@mail.ru

С целью определения границ применения гипотезы об объемной изотропии механических свойств транстропных ауксетичных материалов [1-4] исследованы особенности распространения “объемных” волн в таких материалах на примере сжатия сферического тела из монокристалла цинка в рамках гипотез об объемной изотропии и объемной анизотропии механических свойств.

В материалах, характеризующихся анизотропией механических свойств, скорости распространения упругих и пластических волн будут зависеть от направления. Распространение “объемных” скоростей звука в условиях динамических нагружений материалов определяет скорости распространения возмущений в пластической области деформации материала [1-2]. В транстропных ауксетичных материалах для точного определения скоростей распространения “объемных” волн необходимо учитывать связь анизотропии сжимаемости материала с “анизотропным” гидростатическим напряжением. “Анизотропия” гидростатического напряжения определяется различными механическими свойствами материала во взаимноперпендикулярных направлениях.

На примере модельной задачи сжатия импульсом внешнего давления сферического тела из ауксетичного транстропного материала методом численного моделирования проведено исследование процессов деформации в таких материалах. В отличие от изотропного материала сферическое тело из транстропного материала приобретает конечную эллипсоидальную форму, но в условиях динамического нагружения благодаря различным скоростям упругих и “объемных” волн, а также их взаимодействию наблюдаются различные изменения его геометрии. Численное моделирование нагружения сферического тела из монокристалла цинка проведено в рамках уравнений механики сплошной среды в трехмерной постановке с применением математической модели, позволяющей учитывать “анизотропное” гидростатическое напряжение в транстропном материале. Это позволило учесть анизотропию сжимаемости и, в результате, различные модули объемного сжатия и скорости распространения “объемных” волн в транстропном монокристалле цинка. Также проведено исследование процессов деформации в сферическом теле из монокристалла цинка для случая модели с допущением об объемной изотропии транстропного материала [3,4]. Получены результаты, демонстрирующие отличия в процессах деформации в монокристалле цинка, для случаев допущения об объемной транстропии цинка и объемной изотропии.

Работа выполнена по проекту 23.1.2 в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

Литература:

1. Безручко Г.С., Канель Г.И., Разоренов С.В. // ТВТ. 2004. Т. 42. № 2. С. 1–7.
2. Богач А.А., Капель Г.И., Разоренов С.В. и др. Сопротивление ударно-волновому деформированию и разрушению монокристаллов цинка при повышенных температурах // ФТТ. 1998. Т. 40. № 10. С. 1849.
3. Берестова С.А. Моделирование упруго-пластической деформации поликристаллов с ОЦК- и ГЦК-структурой // Физическая мезомеханика, 2005. Т.8, № 2. С.11-18.
4. Кривцов А.М., Подольская Е.А. Моделирование упругих свойств кристаллов с гексагональной плотноупакованной решеткой // МТТ. 2010. № 3. С. 77-86

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НАНОМАТЕРИАЛОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ

Филиппов А.А., Фомин В.М.

Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия

filippov@itam.nsc.ru

Как известно, гетерогенный материал состоит из различных компонентов такие как матрица и наполнитель, обладающих существенно различными механическими свойствами. Эффективность и работоспособность материала зависят от правильного выбора исходных компонентов и технологии их совмещения. Целью настоящей работы является определение механических свойств частиц наполнителя в зависимости от размера при различной концентрации. Современные методики получения модулей упругости наночастиц предложены в работах Вахрушева А.В. и др. [1-3].

Используя общепринятые формулы Фойгта (правило смесей) для определения эффективных характеристик в случае растяжения и сжатия имеем:

$$E = c_1 E_1 + c_2 E_2; L = c_1 L_1 + c_2 L_2 \quad (1)$$

$$\text{Где } E_i = \frac{\mu_i (2\mu_i + 3\lambda_i)}{\lambda_i + \mu_i}; L_i = \lambda_i + 2\mu_i; i = 1, 2 \quad (2)$$

модули упругости при растяжении и сжатии соответственно, а λ и μ - параметры Ламэ, c_1, c_2 - объемные концентрации компонентов. Обозначения без индекса соответствуют смеси, 1 - наполнителю, 2 - матрице. С помощью выражений (1) и (2) возможно определение λ и μ через E и L смеси:

$$\lambda_1 = \frac{4(L - c_2 L_2) - ((E - c_2 E_2) + 3(L - c_2 L_2)) \pm \sqrt{D}}{4};$$
$$\mu_1 = \frac{((E - c_2 E_2) + 3(L - c_2 L_2)) \pm \sqrt{D}}{8}; \quad (3)$$

$$D = (E - c_2 E_2)^2 - 10(E - c_2 E_2)(L - c_2 L_2) + 9(L - c_2 L_2)^2$$

Таким образом, определяя коэффициенты для матрицы и смеси, возможно определить параметры Ламэ для наполнителя.

В экспериментальной части работы согласно разработанной технологии [4] были подготовлены образцы на растяжение и сжатие из эпоксидной смолы DER-330 с добавлением нанопорошка диоксида кремния Аэросил А-380 (0-2 % масс.), а также нанопорошков диоксида кремния различной дисперсности (табл. 1).

Название порошка	Измеренная площадь поверхности S, м ² /г	Средний диаметр частиц d, нм
Таркосил Т-05	50	23
Таркосил Т-15	96	12
Таркосил Т-20	134	9
Аэросил А-200	199	6
Аэросил А-300	280	4
Аэросил А-380	242	5

Определение упругих модулей на растяжение E и сжатие L осуществлялось на испытательной машине Zwick/Roell Allround Z005 при постоянных скорости нагружения или перемещения, чтобы прийти к одноосному напряженному или деформированному

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

состоянию для случаев растяжения и сжатия соответственно. На основе формул (3) вычислялись механические характеристики нанокompозита.

Литература:

1. Вахрушев А.В., Шушков А.А., Зыков С.Н. и др. Определение модуля упругости наночастиц на основе численного моделирования и экспериментальных исследований. Часть 2. Методика согласования результатов упругого моделирования и численного расчета. Химическая физика и мезоскопия. 2015. Т. 17, № 2, С. 214-218
2. Патент 2297617 С1 Вахрушев А.В., Шушков А.А. Способ определения модуля упругости Юнга и коэффициента Пуассона материала микро- и наночастиц. Опубликовано 20.04.2007.
3. Патент 2494038 С1 Вахрушев А.В., Шушков А.А., Зыков С.Н. Способ определения модуля упругости Юнга материала микро- и наночастиц. Опубликовано 27.09.2013.
4. Т.А. Брусенцева, А.А. Филиппов, В.М. Фомин, С.В. Смирнов, И.А. Веретенникова. Модификация наночастицами диоксида кремния эпоксидной смолы и технология получения композитов на их основе // Механика композитных материалов. 2015. Т.51, №4. С. 747-756.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ СЕГМЕНТА КОМПОЗИТНОГО ШПАНГОУТА С ПРИМЕНЕНИЕМ ОПТОВОЛОКОННЫХ ДАТЧИКОВ НА ОСНОВЕ БРЭГГОВСКИХ РЕШЕТОК

Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Воронков А.А., Шипунов Г.С., Пеленев К.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
anoshkin@pstu.ru

Одним из факторов, которые ограничивают широкое применение композитных материалов при создании высоконагруженных деталей и узлов перспективных изделий авиационной техники, является их относительно высокая восприимчивость к повреждению. Различные типы повреждений, к которым склонны композиты, включают в себя расслаивание, разрыв волокон, разрушение матрицы, снижение прочности и жесткости при повышенных температурах, концентрация напряжений, ударные повреждения. Таким образом, состояние композитных деталей в процессе эксплуатации должно тщательно контролироваться для обнаружения малых повреждений прежде, чем они станут катастрофическими из-за возрастания их количества и соединения с другими поврежденными участками.

В настоящее время для решения данных проблем все большее применение находят технологии SMART-материалов, позволяющих в режиме реального времени осуществлять мониторинг конструкций при эксплуатации. Одно из направлений реализации таких технологий связано с использованием оптоволоконных датчиков на основе Брэгговских решеток (ВБР) или пьезоэлементов.

В работе представлены результаты расчетно-экспериментальных исследований механического поведения SMART-композитов на примере образца-сегмента углепластикового шпангоута, представляющего собой незамкнутую кольцевую конструкцию с профилем в виде швеллера. Деталь выполнена из углепластика на основе равнопрочного тканого наполнителя и эпоксидного связующего. На первоначальном этапе работы проводилась отработка регистрации сигналов с ВБР, наклеенных на поверхность изделия, и их интерпретация при проведении механических испытаний образца. Нагружение исследуемого образца проводилось на машине Zwick Z100 ProLine с помощью специально изготовленной оснастки, обеспечивающей жесткое закрепление нижней полки и приложение вертикальной растягивающей нагрузки к верхней полке. Сенсоры ВБР располагались на поверхности образца вертикально вдоль приложения

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

нагрузки, поперек и в направлении 45 градусов с целью получения компонент тензора деформаций в трех направлениях.

Появление первых расслоений в конструкции шпангоута сопровождалось скачкообразным падением на диаграмме деформирования. Аналогичные явления были зафиксированы и оптоволоконными датчиками в данный период времени.

Для верификации экспериментальных данных использовались результаты численного моделирования механического поведения образца при испытаниях, реализованного с помощью программы конечно-элементного анализа ANSYS Workbench. Численное моделирование проводилось в упругой постановке с учетом слоистой структуры материала. Сравнение полей деформаций поверхностного слоя образца, полученных в результате численного расчета, с данными с сенсоров ВБР, пересчитанными в значение деформаций, показало хорошее совпадение. Кроме того, послойный анализ напряженно-деформированного состояния образца шпангоута выявил соответствие расчетного и экспериментального значений вертикального перемещения нагружающего элемента оснастки, при котором межслойные нормальные напряжения достигают предельного значения, что приводит к началу процесса расслоения в конструкции.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (Грант № 14-01-96020 p_урал_a).

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭПОКСИКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МОРСКОГО И РЕЧНОГО ТРАНСПОРТА

Букетов А.В.¹, Марущак П.О.², Браило Н.В.¹,
Акимов А.В.¹, Кобельник О.С.¹, Панин С.В.²

¹Херсонская государственная морская академия, Херсон, Украина,

²Тернопольский национальный университет имени Ивана Пулюя, Тернополь, Украина,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

В работе разработаны и исследованы эпоксидные композиты с повышенной износостойкостью для деталей и механизмов, которые эксплуатируются в узлах трения, в том числе и в дейдвудных комплексах судов. В работе для исследования трибологических свойств использовали предварительно разработанную матрицу следующего состава: матрица на основе эпоксидной смолы CHS-Epoxy 525 ($q = 100$ масс. ч.) и отвердителей: ПЭПА + Telalit 410 ($q_1 + q_2 = 5 + 5$ масс. ч.), сформированная при температуре $T = 433$ К.

Исследовали разработанные композиционные материалы (КМ) на основе двухкомпонентных бидисперсных наполнителей следующего состава: материал, наполненный частицами антифрикционного графита марки АГ-1500 (дисперсность 63...80 мкм) и перлита (дисперсность 5...10 мкм) в соотношении 60 : 20 соответственно (материал АГП); материал, наполненный частицами серого шлама (СШ) (дисперсность 63...80 мкм) и перлита (дисперсность 5...10 мкм) в соотношении 50 : 50 (материал СШП). К данным материалам добавляли гранулы термопластического наполнителя полиамида ПА-6. Гранулы располагали боковой поверхностью к области трения в количестве $q = 30$ масс. ч. и $q = 60$ масс. ч. Полиамид ПА-6 (ОСТ 06-С9-93) является полимером на основе синтетических высокомолекулярных соединений, которые содержат в основной цепи амидные группы $-\text{CONH}-$. Размеры гранул: диаметр $d = 3,2 \pm 0,1$ мм, длина $l = 3,5 \pm 0,1$ мм. Формировали КМ с дисперсными частицами и

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

гранулами полиамида (при условии их расположения боковой поверхностью (БП) к области контакта) следующего состава:

- АГПП-БП (АГ-1500 + перлит + полиамид);
- СШПП-БП (серый шлам + перлит + полиамид).

Исследовали также трибологические свойства материалов на испытательной машине серийного производства 2070 СМТ-1 по схеме трения «диск-колодка». Испытания проводили в условиях воздействия морской воды (средняя соленость 35%) при удельной нагрузке $p = 2,7$ МПа и скорости трения $v = 0,5$ м/с и $v = 1,0$ м/с. Путь трения образцов составлял 10000 м (при $v = 0,5$ м/с) и 20 000 м (при $v = 1,0$ м/с).

Установлено, что состав материала, условия трения и среда морской воды существенно влияют на трибологические свойства материалов. Показано, что матрица отличается более низкую износостойкость при трении морской воде, чем при сухом трении. Причем повышение скорости трения влияет на показатели незначительно. При скорости трения от $v = 0,5$ м/с коэффициент трения матрицы составляет $f = 0,175 \dots 0,190$, массовая интенсивность изнашивания $I_m = 0,3 \dots 0,5$ мг/км, температура $T = 305 \dots 316$ К, путь приработки материала $l = 3900 \dots 7100$ м. В условиях воздействия морской воды, повышенные трибологические свойства имеет материал АГП. Причем, наименьшая интенсивность износа материала АГП наблюдалась при скорости трения $v = 1$ м/с ($I_m = 0,05 \dots 0,07$ мг/км). Минимальный коэффициент трения ($f = 0,070 \dots 0,075$) и момент трения ($M = 0,9 \dots 1,0$ Н×м) материала АГП получен при пути притирания ($l = 4500 \dots 5000$ м) и скорости трения $v = 0,5$ м/с. Установлено, что материал АГПП-БП (содержание гранул полиамида $q = 30$ масс. ч.) при скорости трения $v = 1,0$ м/с отличается улучшенными трибологическими свойствами: коэффициент трения – $f = 0,038 \dots 0,045$, массовая интенсивность изнашивания – $I_m = 0,05 \dots 0,07$ мг/км, путь приработки – $l = 2400 \dots 2800$ м, температура – $T = 303 \dots 305$ К.

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЕ САЖИ ПМ-75 НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗАЩИТНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

Сапронов А.А.¹, Марущак П.О.², Букетова Н.М.¹, Лещенко А.В.¹, Панин С.В.²

¹Херсонская государственная морская академия, Херсон, Украина,

²Тернопольский национальный университет имени Ивана Пулюя, Тернополь, Украина,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Защита палубных механизмов морских и речных судов от воздействия внешней среды является актуальной задачей. В данной работе разработан и исследован эпоксидный композит для защиты рабочих поверхностей судового оборудования. В качестве основного компонента при формировании эпоксикомпозитных материалов (ЭКМ) выбран эпоксидный диановый олигомер марки ЭД-20. Для сшивки эпоксидных композиций использован отвердитель полиэтиленполиамин (ПЕПА) (ТУ 6-05-241-202-78). Шивали ЭКМ, вводя отвердитель в композицию при стехиометрическом соотношении компонентов при соотношении (масс.ч.) - ЭД-20: ПЕПА - 100: 10. В качестве наполнителя исследовали дисперсные частицы печной сажи (ПМ-75). Диапазон частиц ПМ-75 был от 8 ... 12 мкм.

ЭКМ, наполненный частицами дисперсного наполнителя, формировали по следующей технологии: предварительная дозировка эпоксидной диановой смолы ЭД-20, подогрев смолы до температуры $T = 353 \pm 2$ К и ее выдержка при данной температуре в течение $\tau = 20 \pm 0,1$ мин; дозировка дисперсного наполнителя и дальнейшее введение его в эпоксидную связку; гидродинамическое совмещение олигомера ЭД-20 и дисперсного наполнителя в течение $\tau = 1 \pm 0,1$ мин; ультразвуковая обработка композиции

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

$\tau_3 = 1,5 \pm 0,1$ мин; охлаждение композиции до комнатной температуры $\tau_0 = 60 \pm 5$ мин; введение отвердителя ПЕПА и перемешивание композиции $\tau = 5 \pm 0,1$ мин. После этого проходила операция отверждения ЭКМ при следующих режимах: формирование образцов и их выдержка в течение $\tau = 12,0 \pm 0,1$ часов при температуре $T = 293 \pm 2$ К, нагрев со скоростью $v = 3$ К / мин до температуры $T = 393 \pm 2$ К, выдержка ЭКМ на протяжении $\tau = 2,0 \pm 0,05$ часов, медленное охлаждение до температуры $T = 293 \pm 2$ К. С целью стабилизации структурных процессов в матрице образцы выдерживали $\tau = 24$ часа на воздухе при температуре $T = 293 \pm 2$ К и в дальнейшем использовали их для проведения экспериментов.

По результатам комплексных исследований эпоксикомпозитных материалов установлено, что оптимальная дисперсность наполнителя печной сажи ПМ-75 составляет 5 ... 10 мкм.

Показано, что для формирования покрытий с улучшенными адгезионными свойствами (адгезионный слой) необходимо использовать композицию следующего состава: эпоксидный олигомер марки ЭД-20 ($q = 100$ масс.ч.), отвердитель полиэтиленполиамин ПЕПА ($q = 10$ масс.ч.), дисперсный наполнитель печная сажа ПМ-75 ($q = 25$ масс.ч.). такой материал имеет хорошие механические свойства: адгезионная прочность при отрыве – $\sigma_a = 54,1$ МПа, остаточные напряжения – $\sigma_{ост} = 0,87$ МПа.

Экспериментально подтверждено, что для формирования покрытий с улучшенными когезионными свойствами (поверхностный слой) необходимо использовать композицию следующего состава: эпоксидный олигомер марки ЭД-20 ($q = 100$ масс.ч.), отвердитель полиэтиленполиамин ПЕПА ($q = 10$ масс.ч.), дисперсный наполнитель - печная сажа ПМ-75 ($q = 20$ масс.ч.). Такой материал характеризуется следующими механическими свойствами: напряжения разрушения при изгибе - $\sigma_{изг} = 60,0$ МПа, модуль упругости при изгибе - $E = 3,0$ ГПа, ударная вязкость - $W = 9,8$ кДж/м².

ПОЛУЧЕНИЕ И СТРУКТУРА СПЕЧЕННОГО ZrW_2O_8

Дедова Е.С.^{1,2,3}, Губанов А.И.^{4,5}, Филатов Е.Ю.^{4,5}, Кардаш Т.Ю.^{4,6}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

⁴Новосибирский НИ государственный университет, Новосибирск, Россия ,

⁵Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁶Институт катализа им. Г.В. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия

lsdedova@yandex.ru

Вольфрамат циркония относится к классу материалов, обладающих отрицательным коэффициентом термического расширения. Среди представителей данного класса вольфрамат циркония отличают изотропное сжатие в широком интервале температур от -273 до 770 °С. В настоящее время известны как физические, так и химические способы получения дисперсных систем вольфрамата циркония. Однако ни все они позволяют получать порошки ZrW_2O_8 в высокодисперсном состоянии. Гидротермальный синтез обеспечивает получение монофазного порошка вольфрамата циркония в стабильном нанокристаллическом состоянии. В работе изучались особенности получения вольфрамата циркония гидротермальным синтезом и свойства полученного порошка.

Показано, что на процесс кристаллизации гидратированного вольфрамата циркония $ZrW_2O_7(OH,Cl)_2 \cdot 2H_2O$ существенное влияние оказывают следующие факторы: концентрация используемой соляной кислоты (0,4, 0,7, 1,4, 2,3 М) и продолжительность гидротермальной реакции (12 и 36 часов). Кристаллизация вещества протекает быстрее

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

при более высокой концентрации HCl и времени реакции. В области малых концентраций соляной кислоты (0.4 – 1.4 М) синтезировать однофазный целевой продукт крайне затруднительно. Эффективными условиями для получения наноразмерного монофазного $ZrW_2O_7(OH,Cl)_2 \cdot 2H_2O$ являются: концентрация соляной кислоты не менее 2.3 М, время реакции 36 часов. В этом случае выход продукта составляет ~ 100 %. Гидратированный вольфрамат циркония состоит из двух видов частиц: рыхлые агломераты нерегулярной формы и вытянутые частицы. Средний размер вытянутых частиц в поперечном направлении не превышает 0.2 мкм. Порошок ZrW_2O_8 , полученный термическим разложением $ZrW_2O_7(OH)_2 \cdot 2H_2O$ при 570 °С, состоит из вытянутых частиц, имеющих блочную структуру, средний размер блоков не превышает 100 нм.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта РФФИ 16-33-00698.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕМЕНТОВ КОМПОЗИТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Чумаевский А.В.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,2}, Рубцов В.Е.^{1,2}, Елисеев А.А.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

tch7av@gmail.com, tsy@ispms.ru, eak@ispms.ru, rvy@ispms.ru, alan@ispms.ru

Производство композитных конструкций в настоящее время является актуальной научно-технической задачей в связи с быстрым развитием авиационной и ракетно-космической сферы. Такие конструкции обладают рядом положительных факторов по сравнению с металлическими, например – высокая удельная прочность, низкая масса и др. Данные конструкции могут изготавливаться из различных композиционных материалов с широким спектром армирующих элементов и полимерных матриц. Наибольший интерес с точки зрения авиационной и ракетно-космической промышленности имеют композиционные материалы с наименьшей массой и наибольшими удельными механическими свойствами. При этом, в настоящее время в литературе имеется недостаточное количество сведений о механических свойствах таких конструкций, которые в свою очередь претерпевают существенные изменения по сравнению со стандартными образцами соответствующих материалов. Таким образом, целью настоящей работы является исследование механических свойств образцов элементов композитной конструкции.

В качестве объекта для исследований выбраны образцы композитных конструкций, изготовленные аддитивным методом из трехкомпонентного композиционного материала с двумя типами связующего – термопластическое и терморезистивное разработки «Сколковского института науки и технологий». Образцы для испытаний на растяжение вырезали из сетчатой конструкции размером 250×12×1.5 мм. Испытания проводили на растяжение вдоль армирующих волокон на разрывной машине INSTRON-558 со скоростью 1 мм/мин. После испытаний на растяжение проводили исследования оптической и растровой-электронной микроскопии.

Проведенные испытания образцов элементов композитных конструкций на растяжение показывают, что, по сравнению с образцами трехкомпонентного материала, происходит ожидаемое снижение механических свойств. При этом, снижение предела прочности не превышает 15%, а снижение модуля упругости происходит практически в 2 раза. Пластическая деформация разделяет образцы на два типа по характерным особенностям протекания процесса деформации. К первому типу с плавным изменением

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

нагружающего усилия относится большее количество образцов с несколько более высокими механическими свойствами. Ко второму типу относятся образцы, проявляющие в процессе деформации склонность к образованию «ступенек» на диаграмме – то есть – к скачкообразному изменению нагружающего усилия. Такое положение обусловлено низкой связностью с основным материалом образца отдельных волокон или пучков волокон, отслаивающихся или разрывающихся при деформации и определяющих сравнительно более низкие механические свойства по сравнению с образцами первого типа. Разрушение образцов происходит с образованием множественных расслоений как в материале вдоль оси образца, так и в материале ребра. Часть волокон разрывается на небольшом расстоянии от ребра и вытягивается из материала образца. Таким образом, деформация и разрушение образцов элементов композитных конструкций, полученных аддитивным методом из трехкомпонентного композиционного материала, демонстрирует комплексный характер, связанный как с формой и строением образцов, так и с внутренней структурой материала.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА, АРМИРОВАННОГО ДИСКРЕТНЫМ УГЛЕВОЛОКНОМ

Чумаевский А.В.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Филиппов А.В.^{1,2},
Колубаев Е.А.^{1,2}, Рубцов В.Е.^{1,2}, Елисеев А.А.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

tch7av@gmail.com, tsy@ispms.ru, avf@ispms.ru,
eak@ispms.ru, rvy@ispms.ru, alan@ispms.ru

Композиционные материалы с полимерной матрицей нашли широкое применение при изготовлении современных конструкций в авиакосмической промышленности. Из полимерных матриц наибольшее распространение при изготовлении деталей конструкции получили матрицы на основе реактопластов, такие как эпоксидная, фенолоформальдегидная и полиамидная. Поскольку свойства композиционных материалов зависят от свойств компонентов и их сочетания для получения заданных характеристик конструкции, целесообразно подбирать соответствующие компоненты композиционного материала. В настоящее время изделия из полиэфирэфиркетона находят широкое применение на практике и имеют существенный интерес в качестве материала для научных исследований. Большое количество работ посвящено исследованию полиэфирэфиркетона, армированного углеродным волокном. Но, до настоящего времени в литературе имеется недостаточное количество сведений о механических свойствах как чистого полиэфирэфиркетона, так и армированного дискретным или непрерывным углеродным волокном, полученного аддитивным методом. Целью настоящей работы является исследование механических свойств полиэфирэфиркетона, полученного аддитивным методом, и полиэфирэфиркетона, армированного дискретным углеродным волокном.

Исследования на растяжение чистого полиэфирэфиркетона показали, что механические свойства таких образцов могут иметь достаточно большой разброс. В серии из 5 испытаний минимальное значение предела прочности составило 31 МПа, а максимальное – 45 МПа. При этом величина модуля упругости составляла от 1,4 до 2,0 ГПа соответственно. Деформация таких образцов происходит достаточно неоднородно в несколько основных стадий. Разрыв образца, как правило, имеет место вблизи одного из захватов. После разрыва на частях образца наблюдается расслоение вдоль его плоскости. Предположительно, расслоение в процессе испытания является

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

причиной неоднородности пластической деформации – наличии большого количества стадий на кривой нагружения.

При испытаниях на одноосное сжатие образцов чистого полиэфирэфиркетона деформация происходит также, как и при растяжении достаточно неоднородно. После упругой стадии деформация происходит линейно до перехода к параболической стадии, которая сменяется стадией с неустойчивостью пластического течения, обусловленной расслоением образца при деформации.

При растяжении образцов полиэфирэфиркетона, армированного дискретным углеродным волокном наблюдается существенное увеличение предела прочности и модуля упругости по сравнению с образцами из чистого полиэфирэфиркетона. Средний предел прочности данных образцов составил 106 МПа, модуль упругости – 6,3 ГПа, что превышает аналогичные значения для чистого полиэфирэфиркетона в 3,5 и 2,8 раза соответственно. Деформация происходит неоднородно в несколько основных стадий. На диаграмме наблюдается наличие ступенек. Стадии с линейно изменяющимся значением нагружающегося усилия практически отсутствуют.

В испытаниях на одноосное сжатие армированный углеродным волокном полиэфирэфиркетон демонстрирует также существенно превышающие чистый полиэфирэфиркетон механические свойства в 2,9 раза. Средний предел прочности исследованных образцов составил 157 МПа. В испытаниях образцов полиэфирэфиркетона, армированного дискретным углеродным волокном, могут реализоваться два типа поведения перед разрушением. Первому типу соответствует кривая, которая демонстрирует хрупкий характер разрушения образца. В данном случае образец перед разрушением демонстрирует квазивязкое поведение, напряжения перед достижением максимального значения растут значительно медленнее, чем на начальном участке кривой. Второй тип поведения перед разрушением – квазивязкое деформирование образца после достижения максимального напряжения сжатия. В данном случае на кривой наблюдается квазивязкий участок, длина которого сопоставима с длиной участка до достижения максимального напряжения.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ, В УСЛОВИЯХ ПОВЫШЕННОЙ И ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ

Чумаевский А.В.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,2}, Рубцов В.Е.^{1,2}, Елисеев А.А.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

tch7av@gmail.com, tsy@ispms.ru, eak@ispms.ru, rvy@ispms.ru, alan@ispms.ru

В настоящее время композиционные материалы широко применяются для производства различных деталей и корпусных изделий не только в авиационной и ракетно-космической сферах, но и в изготовлении изделий широкого спектра применения. Но, для авиационной и космической техники такие материалы обладают наибольшей актуальностью в виду низкой плотности и высокой удельной прочности. Одним из направлений развития данных материалов является изготовление композитов с армированием непрерывным или дискретным углеволокном. Высокой актуальностью обладают работы по изготовлению и испытанию материалов с комбинированной матрицей на основе термопластического и термореактивного связующего, что позволяет повысить прочность материалов с армированием углеродным углеволокном за счет объединения отдельных волокон в жгуты. Важным с точки зрения материалов для ракетно-космической отрасли является способность материалов к работе в условиях повышенных и пониженных температур либо их чередованию. При этом, следует

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

отметить, что в литературе имеется недостаточное количество сведений о деформационном поведении данных материалов в условиях экстремальных температур. Таким образом, целью настоящей работы является определение механических свойств трехкомпонентных композиционных материалов, полученных аддитивным методом, при температурах $+120^{\circ}\text{C}$ и -120°C .

Объектом испытаний являлся трехкомпонентный композиционный материал с двумя типами связующего – термопластическое и терморезактивное разработки АНОО ВПО «Сколковский институт науки и технологий». Материал изготавливался из пучков волокон, соединенных в пучки с помощью терморезактивного связующего и объединенных в образец с применением термопластичного связующего. Образцы получены аддитивным методом. Образцы для испытаний на растяжение имели размеры $250 \times 12 \times 1.5$ мм. Испытания проводили на растяжение вдоль армирующих волокон на разрывной машине INSTRON-558 со скоростью 1 мм/мин. Для испытаний в условиях повышенной ($+120^{\circ}\text{C}$) и пониженной (-120°C) температур применялась температурная камера.

Проведенные механические испытания трехкомпонентных композиционных материалов при повышенной ($+120^{\circ}\text{C}$) и пониженной (-120°C) температурах показывают, что изменение температуры испытания существенно влияет на деформационное поведение образцов в испытаниях на растяжение вдоль волокон. Зависимость разрушающего напряжения от температуры испытания имеет практически линейный характер. Разброс полученных данных (разность минимального и максимального значений предела прочности) максимален для образцов, испытанных при температуре -120°C , и минимален для образцов, испытанных при температуре $+120^{\circ}\text{C}$.

Характерная закономерность увеличения прочности при растяжении в условиях пониженной температуры и снижения прочности при испытании в условиях пониженной температуры обусловлена прежде всего свойствами связующего в композиционном материале, обуславливающими реакцию композита на приложенные напряжения. Так как основное влияние на прочность композита оказывает углеродное волокно, имеющее существенно большую прочность, чем связующее, роль состояния композитной матрицы при различных температурах обуславливается в фиксации волокон в направлении максимальных приложенных напряжений. Так как при повышенной температуре происходит размягчение композитной матрицы и снижение связи пучков волокон со связующим, то не все волокна в образце могут сопротивляться приложенному усилию, часть волокон «вытягивается» из матрицы, снижая прочность образца. При пониженной температуре наоборот, связь волокон и пучков волокон с композитной матрицей повышается и большее количество волокон оказывается однонаправленными с осью приложения нагрузки, что позволяет композиту выдерживать большую приложенную нагрузку, чем при положительной температуре.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА 1570С ПРИ СЖАТИИ ВДОЛЬ И ПОПЕРЕК ПРОКАТА

Калашникова Т.А.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Чумаевский А.В.¹, Колубаев Е.А.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

tch7av@gmail.com, gelombang@mail.ru, tsy@ispms.ru, eak@ispms.ru

Деформируемые термически неупрочняемые алюминиевые сплавы остаются основным конструкционным материалом авиакосмической техники, вследствие хорошей свариваемости, высокой коррозионной стойкости и высокой пластичности. Для снижения массы несущих конструкций в авиационно-космической промышленности возможно применение сплавов повышенной прочности, например, алюминиевого сплава 1570С, который является модификацией промышленного сплава 1570 с повышенным содержанием скандия в сплаве. Известно, что алюминиевый сплав 1570С системы Al–Mg–Sc–Zr является природно сверхпластичным, деформированные полуфабрикаты из него могут подвергаться сверхпластичной формовке. Целью настоящей работы является изучение механических свойств в испытаниях на одноосное сжатие при деформации вдоль прокатки и поперек направления прокатки плит из сплава 1570С.

Испытания на одноосное сжатие образцов сплава 1570С вдоль направления прокатки показывают, что в данном сплаве аналогично сплавам двойной системы Al–Mg существенную роль играет скачкообразное изменение нагрузки в процессе деформации на диаграммах нагружения в координатах «деформация – нагрузка». При увеличении степени деформации колебания на кривой нагружения становятся периодическими с постоянно уменьшающимся периодом колебаний. При высокой степени деформации происходит образование крупных «сбросов» напряжений. Таким образом, имеется два типа скачков на диаграмме испытания – первого типа – небольшой величины (менее 5 МПа) и высокой интенсивности и второго типа – большой величины (более 20 МПа) и низкой интенсивности. При деформации образцов в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, характерные особенности диаграммы нагружения существенно изменяются. В течение параболической стадии упрочнения имеется участок с «волнообразным» изменением напряжений. Но, данный участок является непродолжительным, и деформация происходит после него достаточно однородно, до появления на диаграмме больших «сбросов» напряжений, аналогичных описанным в предыдущем случае. Небольшие колебания с малым периодом при деформации поперек направления прокатки наблюдаются только при высокой степени деформации. Следует отметить, что деформация образцов в направлении проката характеризуется несколько большими значениями предела прочности при сжатии, но при деформации поперек проката наблюдается повышение пластичности.

Структурные изменения в образцах сплава 1570С при деформации вдоль направления проката заключаются в основном в изгибе вытянутых зерен, расположенных вдоль направления приложения нагрузки. При деформации в направлении поперечном направлению проката существенно усложняется. В ряде случаев при высоких степенях деформации происходит формирование деформационной полосы, расположенной под 45 градусов к основанию образца и проходящей через весь образец. В данной полосе структура металла представлена существенно вытянутыми зернами (до 10 крат и более) в направлении развития полосы. У основания образца видно наличие трещины, развивающейся вдоль полосы. При этом, за пределами полосы зеренная структура не претерпевает таких изменений. По границам деформационной полосы наблюдается некоторая складчатость в структуре, являющаяся следствием подстройки деформации в основном образце и в полосе.

**СТРУКТУРНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ
СПЛАВА 1570С ПРИ РАСТЯЖЕНИИ**

Калашникова Т.А.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Чумаевский А.В.¹, Филиппов А.В.^{1,2},
Колубаев Е.А.^{1,2}, Рубцов В.Е.^{1,2}, Елисеев А.А.¹, Белобородов В.А.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

tch7av@gmail.com, gelombang@mail.ru, tsy@ispms.ru, avf@ispms.ru,

eak@ispms.ru, rvy@ispms.ru, alan@ispms.ru, vabel@ispms.tsc.ru

В настоящее время в авиационной и ракетно-космической сфере всё более широкое применение находят высокопрочные и повышенной прочности алюминиевые сплавы, получаемые с применением редкоземельных элементов. Использование таких сплавов позволяет снизить массу крупных элементов конструкций летательных аппаратов и, соответственно, увеличить их грузоподъемность. Примером таких сплавов может служить сплав системы Al-Mg-Sc-Zr. Поскольку данный тип сплавов является ограниченно свариваемым стандартными методами сварки, например – аргонно-дуговой, для соединения деталей из него целесообразным представляется применять сварку трением с перемешиванием, которой в последнее время в литературе посвящено большое количество работ. Известно, что данный технологический процесс связан с существенным деформационным воздействием на материал соединяемых деталей. При этом, несмотря на большое количество работ, посвященных изучению структуры и свойств сплавов системы Al-Mg-Sc и Al-Mg-Sc-Zr, на настоящее время имеется недостаточное количество сведений о деформационном поведении таких материалов при нагружении в различных направлениях относительно текстуры прокатки в листовых материалах при растяжении или сжатии. При этом, такие сведения имеют существенное значение для понимания механизмов деформации и разрушения в сплаве 1570С и развития модельных представлений о формировании неразъемных соединений из данного сплава методом сварки трением с перемешиванием. По данной причине целью настоящей работы является изучение деформационного поведения образцов сплава 1570С при растяжении вдоль и поперек направления проката.

В работе использовали плоские образцы листового проката сплава 1570С с размерами поперечного сечения в рабочей области 5×10 мм. Образцы вырезали таким образом, чтобы ось образцов первой группы совпадала с направлением прокатки, а ось образцов второй группы была перпендикулярна направлению проката.

Проведенные испытания показывают, что пластическая деформация образцов сплава 1570С вдоль и поперек проката происходит с наличием существенных отличительных особенностей. Наибольшей прочностью, но также и наименьшей пластичностью обладают образцы, испытанные в направлении прокатки. Образцы, испытанные поперек проката, обладают большей вязкостью разрушения по сравнению с образцами испытанными вдоль проката, что видно по структуре изломов. Несколько меньшая восприимчивость пластической деформации и, как следствие, меньшее количество задействованных механизмов деформации и разрушения образцов, испытанных вдоль проката, показывают, что, предположительно, сварка трением с перемешиванием листов в данном направлении будет иметь сложность с точки зрения получения соединения. Большая склонность к пластической деформации и вязкому характеру разрушения образцов, испытанных поперек проката, наоборот, будет обуславливать лучшую приспособляемость материала к сварке в данном направлении. Такие особенности могут обуславливать определенные различия в подборе оптимальных режимов сварки листов сплава 1570С в различных направлениях.

**ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА
НИОБИЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ**

Поляков И.А., Колесникова К.А., Самойленко В.В.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия
status9@mail.ru

Одним из перспективных направлений развития промышленности является повышение коррозионной стойкости материалов, работающих в таких экстремальных условиях как кипящие растворы сильных кислоты. Использование нержавеющей сталей не позволяет обеспечить высокий срок службы изделия в следствии их интенсивного растворения в подобных условиях. Более высокой стойкостью по сравнению с нержавеющей сталями обладают титановые сплавы. Данный материал характеризуется высоким уровнем коррозионной стойкости в большинстве агрессивных сред и коррозионных растворов. Кроме того, титановые сплавы выгодно сочетают в себе высокую удельную прочность и пластичность. Однако коррозионная стойкость титана не достаточна для обеспечения надежной и непрерывной эксплуатации изделий, работающих в условиях кипящих кислот. С целью увеличения коррозионной стойкости металла его легируют таким элементом как ниобий.

Сплавы системы Ti-Nb является перспективным коррозионностойким материалом способными заменить технически чистый ниобий, который обладает высокой стоимостью. Однако, технология получения двухкомпонентного сплава является трудоемким процессом. Кроме того, для обеспечения высокой коррозионной стойкости достаточно защитить поверхность материала от химического воздействия. В связи с этим целью работы является получение Ti-Nb слоев на поверхности плоских заготовок из технически чистого титана.

В качестве метода нанесения слоев была выбрана вакуумная электронно-лучевая наплавка. Технологические эксперименты по созданию Ti-Nb слоев проводились в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН на установке электронно-лучевой наплавки. Заготовками выступали пластины из титана ВТ1-0 размером 100x25x12 мм с предварительно нанесенным порошковым слоем ниобия. Сформированные образцы устанавливались на подвижный стол, где перемещались под электронным пучком со скоростью 3 мм/с. Ток пучка электронов составил 40 мА, напряжение – 30 кВ.

Методами оптической металлографии установлено, что наплавленные слои характеризуется высоким качеством, в них отсутствуют такие дефекты как крупные поры, трещины и нерастворившиеся частицы легирующих компонентов. Размеры присутствующих микропор не превышают 20 мкм, которые как правило являются единичными и закрытыми. Среднее значение толщины поверхностных слоев составляет ~ 1,5 мкм. Структура сформированных сплавов имеет полиэдрическое строение. При больших увеличениях структура слоев представлена пластинчатой морфологией.

Зона сплавления основного материала и поверхностного слоя также характеризуется бездефектным строением. В данной зоне не зафиксировано отслоений, трещин и несплошностей. Толщина зоны сплавления составляет ~ 100 мкм. Структура материала в этой зоне имеет схожее строение с наплавленным слоем. С целью определения уровня механических свойств проводились дюротметрические испытания. Среднее значение микротвердости по всему сечению наплавленных слоев составляет 250 HV, что почти в 1,6 раз выше уровня микротвердости технически чистого титана (~ 155 HV).

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

Таким образом можно сделать вывод что электронно-лучевая наплавка ниобия позволяет получать слои толщиной 1,5 мм на поверхности технически чистого титана. Сформированные слои характеризуются бездефектным строением со структурой пластинчатого типа. Микротвердость наплавленных слоев составила 250 HV.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-50193 мол_нр.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ CO-NI-NB СПЛАВА

Тусупжанов А.Е.¹, Ерболатулы Д.¹, Квеглис Л.И.²

¹Восточно-Казахстанский государственный университет имени С.Аманжолва, Усть-Каменогорск, Казахстан,

²Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия
aidyn.tussupzhanov@mail.ru, e_dosym@mail.ru, kveglis@list.ru

В статье представлены результаты исследования влияния температуры выдержки в процессе закалки на микроструктуру и сверхпластичность кобальт-никелевого сплава Co-Ni-Nb. Установлены температурно-скоростные интервалы деформации проявления эффекта сверхпластичности. Определены оптимальные режимы предварительной обработки закалкой и прокаткой, а также оптимальные режимы сверхпластической деформации сплава Co-Ni-Nb. Установлен интервал температур выделения, морфология, состав, тип и параметры решетки вторичной фазы, выделяющейся при отжиге прокатанного на 90% сплава Co-Ni-Nb. Исследованы механизмы деформации сплава Co-Ni-Nb, установлено влияние исходного перед деформацией размера зерна на вклады различных механизмов в общую деформацию.

Целью работы было исследовать влияние структуры на сверхпластические свойства и выявить особенности формирования мелкозернистых сверхпластичных структур в Co-Ni-Nb сплаве.

Выводы

- Выявлено, что понижение температуры закалки сплава с 1423(10мин) до 1223К(10мин) не приводит к изменению фазового состава, т.е. сплав находится в состоянии γ -пересыщенного твердого раствора на основе (Co).

- Уменьшение температуры закалки сплава с 1423К до 1223К приводит при СПД ($T_{СПД}=1143К$ и $\dot{\epsilon}=1 \cdot 10^{-3} с^{-1}$) к повышению пластичности с 780 до 1140%, из-за того, что во-первых, размер зерен при уменьшении температуры закалки до 1223К уменьшается в 3,5-4 раза, во-вторых, после закалки от 1223К (10мин) значительно меньше двойников, которые, как известно, ухудшают свойства СП сплавов.

2. установлено выделение ГПУ-фазы в интервале температур 973-1163К при отжиге прокатанного на 90% сплава Co-Ni-Nb. Частицы этой фазы, сферической формы выделяются на границах зерен матрицы и имеют ГПУ-решетку.

Определен химический состав данной фазы. Показано, что закалка от более низкой температуры 1223К приводит при дальнейшей прокатке и отжиге к расширению температурного интервала выделения ГПУ-фазы, что не только стабилизирует микроструктуру сплава, но и способствует поддержанию значений микротвердости на определенном уровне, благоприятно влияя на его эксплуатационные свойства. Установлены характеры взаимосвязи объемной доли выделяющейся фазы, среднего размера зерен матрицы, микротвердости и температуры отжига. Выявлена упрочняющая роль ГПУ-фазы при комнатных температурах.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой, в том числе для экстремальных условий эксплуатации

3. Высокотемпературными испытаниями образцов сплава Co-Ni-Nb на одноосное растяжение установлены температурно-скоростные интервалы деформации проявления сверхпластичности. Определены оптимальные режимы сверхпластической деформации сплава Co-Ni-Nb. Сплав Co-Ni-Nb после закалки от 1123-1423K (10 мин), прокатки на 90% проявляет эффект СП в интервале температур деформации. Максимальные значения относительного удлинения при разрыве $\delta=1140\%$ и показателя $m=0,5$, достигается после закалки от 1223K (10мин), прокатки на 90% и деформации при температуре $T=1143K$ и скорости $=1 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$.

ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ TiNi В РЕЗУЛЬТАТЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Нейман А.А.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Семин В.О.^{1,2}, Гудимова Е.Ю.^{1,2}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, 634055 Russia

²National Research Tomsk State University, Tomsk, 634050 Russia

nasa@ispms.tsc.ru

В настоящей работе проведен анализ элементного и фазового составов и структуры приповерхностного слоя сплава TiNi, полученного импульсным электронно-пучковым плавлением; рассмотрено влияние числа импульсов при постоянной плотности энергии на характеристики структуры, изменение фазового состава и закономерности распределения фаз вблизи поверхности; обсуждается роль кислорода в стабилизации столбчатой структуры поверхностного перекристаллизованного слоя.

Образцы для испытаний были приготовлены из промышленного сплава TiNi (МАТЕК-СПФ, Россия) методом электроэрозионной резки в виде дисков диаметром 10 мм и толщиной 1 мм. Поверхность для исследований и модификаций готовили механической шлифовкой до зеркального блеска и электролитической полировкой. Обработку образцов TiNi электронно-пучковыми воздействиями проводили на установке «SOLO» (ИСЭ СО РАН, Томск) с плотностью энергии $E_s=10 \text{ Дж/см}^2$, количеством импульсов $n=1, 10$ длительностью импульса $\tau=20 \text{ мкс}$, частотой следования $\nu=0.3 \text{ Гц}$ при давлении рабочего газа (аргон) в камере $P_{Ar}=3.5 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$. Исследования проводили на оборудовании центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Электронно-пучковое воздействие на поверхность никелида титана привело к значительному снижению концентрации никеля в поверхностном слое. Установлены общие закономерности в формировании слоевого характера структуры поверхностного слоя сформированного в результате плавления и кристаллизации при электронно-пучковой обработке. Внешний слой является смесью частиц оксидной фазы TiO_2 и Ti_3Ni_4 . Нижележащий слой характеризуется столбчатой структурой, декорированной по границам столбиков наноразмерными кристаллическими частицами фаз TiO_2 и Ti_3Ni_4 с преобладанием оксидной фазы. Более глубокий слой модифицированного материала является местом локализации дефектов кристаллического строения преимущественно в виде дислокаций и не содержит нанофазных выделений.

The work was supported by the Russian Academy of Sciences in the framework of the Program of Basic Research for 2013-2020 years, project no. 23.2.1.

**СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА ВТ6
В СОСТОЯНИЯХ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ
И ПОСЛЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ДОКАТКОЙ В
РУЧЬЕВЫХ ВАЛКАХ**

Иванов К.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
ikv@ispms.tsc.ru

Титановые сплавы широко используются в аэрокосмической и химической промышленности, автомобиле- и судостроении, а также в качестве медицинских имплантатов благодаря их высокой удельной прочности, сопротивлению коррозии, стабильности при высоких температурах и сопротивлению усталостному разрушению. Было показано, что формирование ультрамелкозернистой структуры в сплаве ВТ6 методами интенсивной пластической деформации приводит к возрастанию его прочностных свойств при сохранении удовлетворительного уровня пластичности. Более того, обработка сплава ВТ6 воздействием интенсивной пластической деформации методом кручения с одновременным приложением давления позволяет на 200 К снизить температуру и на 2 порядка увеличить скорость сверхпластической деформации. Позднее такой же эффект был обнаружен для сплава, обработанного методом равноканального углового прессования и многократного прессования со сменой оси деформации. Таким образом, формирование ультрамелкозернистой структуры в титановых сплавах методами интенсивной пластической деформации является перспективным способом улучшения их механических и физико-химических свойств.

Обработка материалов методами интенсивной пластической деформации – это трудоемкий дорогостоящий процесс, особенно в случае труднодеформируемых титановых сплавов. Поэтому разработка новых способов интенсивной деформации, пригодных для промышленного применения, является актуальной задачей. Метод винтовой прокатки был разработан отечественными учеными несколько десятилетий назад. Позднее было предложено использовать его в качестве одного из методов интенсивной пластической деформации для формирования ультрамелкозернистой структуры в титановых сплавах [1,2]. Обработка винтовой прокаткой имеет ряд преимуществ перед другими методами – простоту, технологичность, высокую скорость процесса и другие. Станы для винтовой прокатки имеются на многих предприятиях промышленности и в лабораториях. Однако степень деформации, достигаемая при использовании этого метода, обычно ниже, чем при использовании других методов интенсивной деформации. В связи с этим представляется интересным исследование вопроса о степени измельчения структуры методом винтовой прокатки. Поэтому в работе была поставлена задача исследовать особенности структуры титанового сплава ВТ6, обработанного винтовой прокаткой с последующей докаткой в ручьевых валках, со структурой сплава, обработанного другим широко распространенным методом интенсивной пластической деформации – равноканальным угловым прессованием.

В работе обнаружено, что формирования ультрамелкозернистой структуры при равноканальном угловом прессовании сплава ВТ6 при 973 К до степени истинной деформации ~ 8 не происходит. При обработке методом винтовой прокатки в интервале температур 1173 – 973 К с последующей докаткой в ручьевых валках при 923 К (степень истинной логарифмической деформации 2,8) ультрамелкозернистое состояние также не достигается. Показано, что в первом случае это связано с высокой температурой равноканального углового прессования, вызывающе рекристаллизацию сплава при обработке, а во втором – с недостаточной степенью приложенной деформации.

Литература:

1. E.V. Naydenkin, I.V. Ratochka, I.P. Mishin, et al., Russ. Phys. J. 58, 1068–1072 (2015).
2. I.V. Ratochka, I.P. Mishin, O. N. Lykova, et al., Russ. Phys. J. 59, 397–402 (2016).

Секция 2

Основные принципы и методология
физической мезомеханики материалов
с иерархической структурой

**ЭВОЛЮЦИЯ С ДЕФОРМАЦИЕЙ КРИВИЗНЫ-КРУЧЕНИЯ
КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ
ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ CU-MN: РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРНА**

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
koneva@tsuab.ru

Кривизна-кручение кристаллической решетки (χ) является важным дефектом металлических материалов, возникающим при их деформации [1]. Из работ В.Е. Панина с сотрудниками (см., например, [2]) следует, что параметр локальной кривизны, которая развивается с деформацией материала на всей иерархии масштабных уровней, определяет зарождение дислокаций, дает основной вклад в деформационное упрочнение, способствует образованию трещин, а затем и разрушению. Обзор имеющейся литературы по вопросу о кривизне-кручении кристаллической решетки показывает, что экспериментальных работ с определением значений χ явно недостаточно для создания полной картины явления возникновения кривизны-кручения и ее развития при деформации кристаллических тел.

Цель настоящего исследования заключалась в изучении кривизны-кручения кристаллической решетки в деформированных поликристаллических твердых растворах с разным размером зерен системы Cu-Mn. Для исследования были выбраны сплавы с концентрацией Mn в интервале 0.4 ... 25 ат. % и средними размерами зерен $\langle d \rangle = 10 \dots 240$ мкм, относящихся к мезоуровню масштабов. Образцы подвергались растяжению на машине Instron со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при температурах 293 ... 673 К. Величина χ измерялась электронномикроскопически с использованием изгибных экстинкционных контуров [1], возникновение которых на изображениях структуры деформированного материала свидетельствует о наличии локальной кривизны-кручения кристаллической решетки.

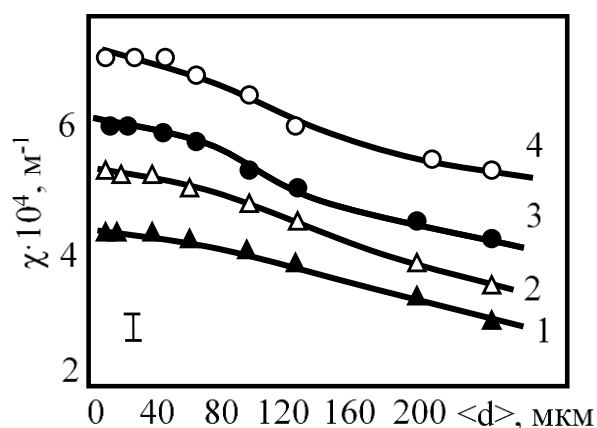


Рис. Зависимости χ от размера зерна $\langle d \rangle$ при $\epsilon_{\text{ист}} = 0.60$ в сплавах:
1 - Cu+0.4ат.% Mn, 2 - Cu+6ат.% Mn,
3 - Cu+20ат.% Mn, 4 - Cu+25ат.% Mn.
 $T_{\text{деф}} = 293 \text{ К}$

В результате исследований были выявлены источники локальной кривизны-кручения в исследуемых сплавах. Прежде всего это границы зерен и стыки зерен. С развитием деформации возникают новые источники: избыточная плотность дислокаций, дисклинационные образования, микрополосы и, наконец, микротрещины. Установлены закономерности изменения χ в зависимости от расстояния от источника ее возникновения. Выявлено, что наиболее высокие значения χ имеют место вблизи стыков зерен и границ зерен.

Увеличение степени деформации сопровождается увеличением χ как вблизи источников ее возникновения,

так и в среднем по образцу. Резкое увеличение χ наблюдается вплоть до степеней деформации $\epsilon_{\text{ист}} \approx 0.40 - 0.50$. При дальнейшем увеличении $\epsilon_{\text{ист}}$ интенсивность роста значений χ уменьшается, но картина изгиба кристаллической решетки усложняется, в тензоре значений χ появляются новые, отличные от нуля компоненты.

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

Размер зерен оказывает существенное влияние на величину χ . Уменьшение размера зерен сопровождается увеличением ее значений χ (рисунок). Приведенные на рисунке результаты демонстрируют также рост χ с увеличением содержания Mn, другими словами, с увеличением твердорастворного упрочнения. Рост температуры испытания уменьшает кривизну-кручение кристаллической решетки.

Выполнены измерения средних значений χ , а также χ вблизи микротрещин, перед разрушением образцов сплавов. Установлено, что уменьшение $\langle d \rangle$ увеличивает локальную кривизну-кручение кристаллической решетки, что коррелирует с уменьшением пластичности исследуемых сплавов с уменьшением размера зерен.

Литература:

1. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Лычагин Д.В. // Новые методы в физике и механике деформируемого твердого тела. Часть I. Под ред. акад. В.Е. Панина. – Томск: Изд-во ТГУ, 1990. – С. 83-93.
2. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В., Чернявский А.Г. // Физическая мезомеханика. – 2016. – Т. 19, № 1. – С. 31-46.

Работа выполнена в рамках государственных заданий Минобрнауки России № 3.295.2014/К и № 416.

ХАРАКТЕР ВЛИЯНИЯ СЛАБЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

Загуляев Д.В.¹, Баранникова С.А.², Шляров В.В.¹, Анучина Е.А.¹, Коновалов С.В.¹

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru, bsa@ispms.tsc.ru

Начиная с 80-х годов прошлого столетия, активно изучается вопрос влияния слабых магнитных полей на реальную структуру и пластичность «немагнитных» материалов, в том числе и металлических (Al, Cu, Zn и др.). В настоящее время существует ряд теорий влияния магнитного поля на металлические парамагнитные металлы, которые базируются на изменении подвижности дефектов при помещении металла в магнитное поле. Однако подвижность дефектов зависит от температуры плавления и для однозначного подтверждения описываемых теорий необходимо сравнение экспериментальных данных полученных в одних условиях для двух парамагнитных металлов с разной температурой плавления. Сегодня научной общественности известно и хорошо изучено влияние магнитного поля на поликристаллический алюминий. Однако отсутствуют экспериментальные данные по влиянию магнитных полей на любой другой парамагнитный металл. В данной связи становится необходимым проведение экспериментальных исследований по влиянию магнитных полей на деформационные характеристики парамагнитного металла с большей температурой плавления, чем алюминий. В качестве такого материала в работе использовали технически чистый титан.

В данной связи предлагаемая работа является продолжением исследований по установлению влияния слабых магнитных полей на деформационные характеристики поликристаллических, парамагнитных металлических материалов общей целью которых является установление физических механизмов ответственных за изменение их механических свойств.

Цель данной работы состоит в экспериментальном изучении влияния магнитных полей с индукцией до 0,6 Тл на микротвердость технически чистого титана ВТ-1-0.

В работе использовали образцы имеющие размеры 0,4×1×1 см³. Пробоподготовка заключалась в отжиге при температуре 800 К в течении 2 часов с последующим

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

охлаждением в печи необходимым для приведения структуры материала в однородное состояние, последующей механической полировкой, химическом травлении раствором. Средний размер зерен в исходном состоянии составлял 79,1 мкм.

В ходе выполнения работы было установлено, что воздействие магнитным полем на технически чистый титан ВТ-1-0 приводит к снижению значения микротвердости с последующей ее стабилизацией за время, зависящее от параметров обработки. Характерным при определении относительного значения микротвердости сразу после магнитной обработки является то, что увеличение индукции магнитного поля приводит к неизбежному нарастанию эффекта, также как и увеличение времени выдержки в нем. Начальный эффект влияния (наблюдающийся сразу после экспозиции образца) характеризуется линейной зависимостью от времени обработки для значений индукции магнитного поля 0,3 и 0,4 Тл и носит ступенчатый характер для 0,5 Тл. Время стабилизации микротвердости линейно зависит от времени обработки для значения индукции магнитного поля 0,3 Тл, носит экспоненциальный характер для индукции 0,4 Тл и имеет сложный вид для 0,5 Тл. Установлено, что стабилизация микротвердости за время 24 часа происходит не для всех параметров воздействия, например, для параметров обработки: 0,4 Тл и 0,5 Тл; 1,75 и 2 часа выдержки – не происходит стабилизация за указанное время. Выявлен порог времени выдержки, равный 0,5 часа, ниже которого не наблюдается эффект магнитного влияния независимо от индукции магнитного поля. Выполнено сравнение экспериментальных данных по изменению микротвердости в магнитных полях для технически чистых алюминия и титана, которое показало, что одинаковые режимы обработки по-разному влияют на микротвердость указанных металлов. В частности, эффект влияния магнитного поля на титан менее выражен чем на алюминий. Предпринята попытка качественно объяснить полученные эффекты, с точки зрения влияния магнитных полей на состояние дефектной субструктуры и ее поведение в процессе пластической деформации с одновременным действием магнитным полем.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (16-32-50135_мол_нр)

ДИНАМИКА КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ СКОЛЬЖЕНИИ ПАРАБОЛИЧЕСКОГО ИНДЕНТОРА ПО ВЯЗКО-УПРУГОМУ ОСНОВАНИЮ

Димаки А.В.¹, Попов В.Л.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Берлинский технический университет, Берлин, Германия

dav@ispms.tsc.ru

Начиная со знаменитых работ Дитериха и Руины, изучению динамики коэффициента трения при нестационарном скольжении уделяется значительный интерес [1,2]. Традиционно, рассматриваются контакты в геологических средах, образованных упруго-хрупкими либо упруго-пластическими материалами. Для описания динамики контактного взаимодействия таких сред предложены законы трения с внутренним параметром состояния и зависимостью коэффициента трения от мгновенного значения скорости скольжения (т.н. «rate-and-state» законы трения). При этом процессы нестационарного скольжения по вязко-упругому основанию, в том числе, по поверхности эластомера, в настоящее время значительно менее изучены, несмотря на то, что данный класс контактов широко распространен, в том числе, во многих технических приложениях.

В работе [3] Грошем отмечено, что коэффициент трения резины определяется диссипативными процессами в материале, происходящими, в основном, в области

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

пятна контакта. Таким образом, описание эволюции геометрии пятна (или пятен) контакта при нестационарном скольжении дает исчерпывающую информацию об временной зависимости сил реакции, действующих на контртело и, соответственно, об изменении величины коэффициента трения. Заметим, что данное утверждение справедливо в пренебрежении силами адгезии.

В настоящей работе, основываясь на идеях метода редукции размерности [4], нами построена численная модель вязко-упругого основания, каждый элемент которого представляет собой параллельно соединенные идеально упругую пружину и демпфер. Мы рассматриваем уединенный контакт между вязко-упругим основанием и абсолютно жесткой шероховатостью, которая моделируется индентором параболической формы. Индентор, вдавленный в основание на некоторую постоянную глубину d , движется в направлении, параллельном плоскости основания, с постоянной скоростью v_0 . В момент времени t_0 скорость скольжения индентора скачкообразно изменяется на некоторую величину Δv , что приводит к возникновению переходного процесса. Под переходным процессом мы понимаем эволюцию во времени значений сил реакции и профиля основания (и, соответственно, размеров пятна контакта) при переходе от одного стационарного состояния к другому, соответствующему новому значению скорости скольжения $v_0 + \Delta v$.

Развитая численная модель была применена для детального параметрического исследования особенностей переходного процесса. Были построены временные зависимости коэффициента трения для различных соотношений характерного времени релаксации материала, глубины вдавливания, размеров индентора, начальной скорости скольжения и величины ее «скачка». Также, были получены аналитические оценки величины скачка силы реакции при скачкообразном изменении скорости скольжения. Данные оценки находятся в хорошем согласии с результатами моделирования. Полученные в работе результаты могут служить отправной точкой при построении “rate-and-state” законов трения для вязко-упругих материалов.

Литература:

1. Dieterich J.H. Modeling of rock friction. 2. Simulation of preseismic slip // J. Geophys. Res. – 1979. – V. 84. – P. 2161-2168.
2. Ruina A. Slip Instability and State Variable Friction Laws // J. Geophys. Res. – 1983. – V.88. – P. 10359-10370.
3. Grosch K.A. Relation between Friction and Visco-Elastic Properties of Rubber // Proc. Roy. Soc. London A. – 1963. – V. 274. – No. 1356. – P. 21-39.
4. Popov V.L., Heß M., Method of dimensionality reduction in contact mechanics and friction. – Berlin: Springer, 2014. – 220 p.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ТАНГЕНЦИАЛЬНОГО КОНТАКТА С АДГЕЗИЕЙ С ЧАСТИЧНЫМ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕМ

Попов В.Л.¹, Димаки А.В.²,

¹Берлинский технический университет, Берлин, Германия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

dav@ispms.tsc.ru

Детальное исследование тангенциального контакта упругих без адгезии тел проведено в работе Миндлина [1], где экспериментально и теоретически показано развитие зоны проскальзывания при тангенциальном нагружении прижатых друг к другу упругих полусфер. Также, в настоящее время развиты представления о нормальном контакте в присутствии адгезии. Модели нормального контакта с адгезией, предложенные Джонсоном, Кендаллом и Робертсом [2], а также Дерягиным, Мюллером и Топоровым [3], были позднее обобщены Тейбором [4]. Позднее, были

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

развиты и более сложные модели адгезии. Однако, общая теория тангенциального контакта с адгезией в настоящее время отсутствует, несмотря на значительное количество работ в данной области.

Ранее нами было получено аналитическое решение задачи о тангенциальном адгезивном контакте между упругим полупространством и абсолютно жестким параболическим индентором. При решении данной задачи мы использовали идеи Може, который в своей работе [5] получил решение задачи адгезивного нормального контакта с применением потенциала, описывающего модель «когезионной зоны» [6]. Нами были получены выражения, описывающие эволюцию тангенциальной силы реакции и радиуса зоны проскальзывания при перемещении индентора по основанию.

Полученное нами решение представляет собой систему нелинейных уравнений, что затрудняет его применение на практике. В связи с этим, в рамках настоящей работы мы предлагаем аппроксимацию полученного ранее решения задачи тангенциального адгезивного контакта, пользуясь подходом, предложенным Каттанео [7] для нормальной контактной задачи. Значения нормированной тангенциальной силы реакции и нормированного радиуса проскальзывания описываются степенной функцией тангенциального перемещения индентора. Предложены выражения, связывающие значения показателя степенной функции с материальными параметрами и параметрами нагружения.

Литература:

1. Mindlin R.D. Compliance of Elastic Bodies in Contact // ASME J. of Appl. Mech. – 1949. – V. 16. – P. 259-262.
2. Johnson K L., Kendall K., Roberts A.D. Surface energy and the contact of elastic solids // Proc. R. Soc. London A. – 1971. – V. 324. – P. 301–313.
3. Derjaguin B.V., Muller V.M., Toporov Y.P. Effect of contact deformations on the adhesion of particles // J. Colloid Interface Sci. – 1975. – V. 53. – P. 314-325.
4. Tabor D. Surface forces and surface interactions // J. Colloid Interface Sci. – 1977. – V. 58 – P. 2-13.
5. Maugis D. Adhesion of spheres: The JKR-DMT transition using a Dugdale model // J. Colloid Interface Sci. – 1992. – V. 150. – P. 243–269.
6. Dugdale D.S. Yielding of steel sheets containing slits // J. Mech. Phys. Solids. – 1960. – V. 8. – 100–104.
7. Cattaneo C. Sul contatto di due corpi elastici: distribuzione locale degli sforzi (On a contact of two elastic bodies: the distribution of local stresses) // Rendiconti dell'Accademia Nazionale dei Lincei. – 1938.– V. 27. – PP. 342-348, 434-436, 474-478.

CERAMIC COMPOSITE MATERIALS $ZrO_2(Mg)$ -MgO WITH BIMODAL POROSITY

Buyakov A.S.^{1,2}, Kulkov S. N.^{1,2}

¹Institute of strength physics and material science SB RAS, Tomsk, Russia,

²National research Tomsk state university, Tomsk, Russia

Alesbuyakov@gmail.com, Kulkov@ms.tsc.ru

Porous ceramic is a special class of material, which characteristics are determined by the pore volume, its space and geometry. Their application field are very wide - catalysts, filters and insulating elements due to their high corrosion, chemical, radiation resistance and low thermal conductivity which makes possible long operation of porous ceramic elements under the effect of chemically aggressive environments and high temperatures without degradation of its properties. A special application of porous ceramic materials was found in medicine as material for creating 3D bone recovery scaffolds. Zirconia ceramics has a high

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

biocompatibility and magnesia participate in biological processes for protein synthesis which makes these materials very perspective for creation of composite based on these materials.

Despite the studies conducted by several authors, there are almost no papers, characterizing $ZrO_2(MgO) - MgO$ composite pore structure with structure close to the inorganic bone matrix.

The main goal of this work is studying structure formation and properties of the $ZrO_2(MgO)-MgO$ composite with wide magnesia concentrations.

In this paper were studied composite ceramic materials based on $ZrO_2(MgO)-MgO$ with a 50% porosity obtained by adding the UHMWPE particles. The phase composition, fine crystal structure, strength properties and the relations of these characteristics were studied. It is shown that the strength limit is determined by the microstresses. The relations between micro and macrostresses in the $ZrO_2(MgO) -MgO$ composite are non-linear and increasing of crystal lattice microdistortions significantly reduces material strength. Analysis of polished surface have been shown that porosity can be divided for two types: with a mean size of 100 microns due to particles of UHMWPE and 30 microns formed in initial powder particles, the mean pore size varied slightly in the range of ± 4 microns for both case.

ОПИСАНИЕ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ В СЛУЧАЕ БОЛЬШИХ ГРАДИЕНТОВ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ

Янц А.Ю.¹, Трусов П.В.¹, Теплякова Л.А.²

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия,

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
maximus5.59@gmail.com

В работе рассмотрена математическая постановка и решение краевой задачи одноосного деформирования монокристаллических образцов алюминия с применением упруговязкопластической физической теории. В результате решения получены зоны локализации пластических деформаций, анализируется влияние граничных условий и ориентации решетки на их расположение.

В настоящее время наблюдается устойчиво возрастающий интерес к исследованию поведения отдельных монокристаллов. Интерес к данному исследованию вызван тем, что большинство реальных материалов являются поликристаллическими и более подробное и точное описание поведения отдельного монокристалла позволит более точно предсказывать поведение всего поликристалла. Однако стоит обратить внимание на то, что в поликристалле возникают такие объекты как границы зерен, которые существенно влияют на процессы неупругого деформирования, например, за счет зернограничного упрочнения.

Развитие экспериментальной техники позволяют проводить более детальный анализ получаемых данных. Наибольший интерес с точки зрения настоящей работы являются экспериментальные работы, выявляющие зависимость эволюции внутренней структуры монокристалла от взаимной ориентации осей нагружения и кристаллической решетки. Серия работ [1-3] посвящена исследованию явления локализации пластической деформации и фрагментации при одноосной осадке монокристаллических образцов Al технической чистоты, различным образом ориентированных к оси нагружения. В данных работах указывается, что процессы локализации и фрагментации вызваны наличием объемов облегченного сдвига, в которых происходит преимущественное скольжение дислокаций, а также образованием барьеров и дислокационных субструктур в областях монокристалла, где активны несколько систем скольжения.

Отличительной особенностью поведения монокристаллов при деформировании является существенная зависимость эволюции внутренней структуры от взаимной

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

ориентации осей нагружения и кристаллической решетки, а также от ориентации граней шестигранного образца относительно решетки, что связано с реализацией движения краевых дислокаций по различным наборам систем скольжения (СС) при отличных ориентациях. При этом общее количество таких систем конечно (например, для ГЦК кристаллов – не более 12). Известно [4, 5], что дислокации могут вступать друг с другом в реакции, образуя новые дефекты кристаллической решетки, являющиеся препятствиями для движения дислокаций, и, как следствие, оказывающие влияние на процесс неупругого деформирования. Для отличных ориентаций осей нагружения, кристаллической решетки и граней образцов реализуется скольжение по различным наборам систем и образуются разные совокупности реагирующих дислокаций. Кроме того, реализация ряда реакций между дислокациями определяется уровнем энергии дефекта упаковки (ЭДУ). Стоит отметить, что для кристаллов с низкой ЭДУ характерно большее количество дислокационных реакций с образованием прочных барьеров.

В настоящее время для описания неупругого поведения отдельных кристаллитов используются модели из класса моделей физической теории пластичности, которые позволяют явным образом учесть реально существующие кристаллографические системы скольжения и движение дислокаций по ним под действием напряжений. В настоящей работе используется упруговязкопластическая модель [6], которая, кроме прочего, обладает рядом достоинств, например, отсутствием неоднозначности выбора активных систем скольжения (которая присуща упругопластическим моделям) и относительной устойчивостью численного счета, учетом упругих деформаций и пластического поведения, которым обладают металлы. Стоит обратить внимание, что при конструировании определяющих соотношений для описания процесса неупругого деформирования монокристалла необходимо учесть наличие геометрической нелинейности (ротаций кристаллической решетки), которая вызвана фрагментацией.

Литература:

1. Теплякова Л. А., Лычагин Д. В., Беспалова И. В. Особенности пространственной организации сдвига на макроуровне в [-111]-монокристаллах алюминия // Физ. мезомех. 2006. №2. С.63-72.
2. Теплякова Л. А., Беспалова И. В., Лычагин Д. В. Закономерности организации сдвиговой деформации в [001]-монокристаллах алюминия с боковыми гранями {100} при сжатии // Физ. мезомех. 2006. №5. С.77-84.
3. Теплякова Л. А., Беспалова И. В., Лычагин Д. В. Пространственная организация деформации в [112]-монокристаллах алюминия при сжатии // Физ. мезомех. 2009. №2 С.67-76.
4. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.
5. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
6. Трусов П.В., Нечаева Е.С., Швейкин А.И. Применение несимметричных мер напряженного и деформированного состояния при построении многоуровневых конститутивных моделей материалов // Физ. мезомех.. 2013. №2. С. 15-31.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (№14-01-00069-а, №15-08-06866-а), гранта Правительства Российской Федерации (Постановление № 220 от 9 апреля 2010 г.), договор № 14.В25.310006 от 24 июня 2013 года.

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКИЙ СОСТАВ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ С ЭПФ

Бледнова Ж.М., Дмитренко Д.В., Безмогорычная М.Е

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия
blednova@mail.ru; ddv-kk@yandex.ru; maria_evgenyevna@mail.ru

В качестве резерва повышения функциональной надежности изделий все чаще рассматриваются слоистые структуры, в т.ч. многослойные покрытия. Широким спектром функциональных возможностей обладают интеллектуальные материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ). Их использование при формировании слоистых поверхностных композиций может быть весьма продуктивным для обеспечения комплекса широко востребованных свойств: свехупругости или сверхэластичности, износо- и коррозионностойкости, повышенной демпфирующей способности, долговечности, трещиностойкости, адаптивности [1]. Для получения наноструктурированных поверхностных слоев из материалов с ЭПФ перспективны высокоэнергетические комплексные методы, составляющими которых являются механоактивационные (МА) технологии, сопровождающиеся сильным деформационным воздействием и оказывающим существенное влияние на микроструктуру и дефектность кристаллической решетки. **Целью работы** является исследование влияния МА, интенсифицируемой ультразвуковым воздействием (УЗВ), на гранулометрический состав и структурно-фазовое состояние многокомпонентных порошковых композиций с ЭПФ для последующего формирования поверхностных наноструктурированных слоев высокоскоростным газопламенным напылением.

Механоактивацию порошковых смесей из многокомпонентных материалов с ЭПФ $Ti_{33}Ni_{49}Zr_{18}$, $Ti_{30}Ni_{50}Hf_{20}$ осуществляли в водоохлаждаемой планетарно-центробежной шаровой мельнице АГО-2У со следующими параметрами: объем барабана 150 см³, ускорение шаров 40g, диаметр шаров 6-8 мм, соотношение шаров к загрузке (10-15):1. Частота вращения водила 63÷1090 об/мин; частота вращения барабана 1290÷2220 об/мин; центробежное ускорение мелющих тел 300÷1000 м/с². Интенсификация процесса МА осуществлялось дополнительным УЗВ [2]. Исследовали влияние времени МА на: морфологию (табл. 1,2) и удельную поверхность порошков; изменение фазового состава смеси порошков; распределение элементов и их соединений в МА порошках. Рентгенофазовый анализ порошка проводили на дифрактометре ДРОН-7М в $Cu-K\alpha$ излучении. Микроструктуру исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-7500F. Фракционный состав композиций оценивали при помощи программного пакета ImageJ по снимкам, сделанным на оптическом микроскопе.

Таблица 1 – Размер частиц исходных компонентов

Компоненты (марка порошка)	Размер частиц a , мкм			a_{cp} , мкм
	60%	20%	20%	
TiNi (ПН55Т45)	10-25	1-10	25-50	18,0
Hf (ГФМ-1)	1-15	15-30	30-40	12,7
Zr (ПЦрК-1)	1-15	15-25	25-40	15,8

Таблица 2 – Влияние времени МА на размер частиц порошка

Состав порошковой композиции	Средний размер частиц a_{cp} , мкм						
	Время механической активации, мин						
	0	30	60	90	120	150	180
$Ti_{30}Ni_{50}Hf_{20}$	16,8	15,6	12,8	5,2	4,3	4,2	4,1
$Ti_{33}Ni_{49}Zr_{18}$	16,8	16,7	16,1	15,2	12,2	10,8	10,1

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

Анализ показал, что вначале МА происходит интенсивная пластическая деформация частиц TiNi и их дробление. После 1,5÷2 часов процесса МА наступает стабилизация гранулометрического состава, что свидетельствует о нецелесообразности увеличения длительности процесса МА. В измельчённом порошке обнаруживаются как мелкие частицы размером менее 1 мкм (3-5%), так и крупные агломераты из более мелких частиц. При определенных режимах МА имеет место механическое легирование поверхности частиц, что оказывает положительный эффект при формировании поверхностных слоев ВГН. РФА порошковых композиций Ni-30%at.Ti-20%at.Hf и Ni-33%at.Ti-18%at.Zr, после 1,5 и 2 часов МА показал их соответствие составам: TiNi-Ti₂Ni-TiHf-TiC, Zr₂Ni-NiZr-TiNi-Ti₂(NiZr) -TiC, причем линии чистого титана и углерода отсутствуют.

Показана целесообразность совмещения процессов диспергирования и МА при подготовке многокомпонентных смесей для ВГН в целях ресурсо- и энергосбережения. Экспериментальные исследования [1] показали, что использование МА позволяет создать эффективную технологию подготовки распыляемого материала, обеспечивающую получение новых многокомпонентных поверхностных композиций из материалов с ЭПФ с повышенным комплексом функционально-механических свойств.

Литература:

1. Blednova Zh.M, Rusinov P.O. Intellectualization surface layers, working under cyclic loading and reversing friction. Applied Mechanics and Materials Vol. 798 (2015) pp 440-446.
2. Решение о выдаче патента по заявке № 2015145065 от 22.10.2015. Планетарная центробежная мельница / Д.В.Дмитренко, Ж.М.Бледнова, М.Е. Безмогоричная.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Соглашение № 15-19-00202).

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СВИНЦА

Салита Д.С.¹, Поляков В.В.^{1,2}, Егоров А.В.¹

¹Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
pvv@asu.ru

Пластическая деформация материалов сопровождается генерацией акустического излучения. Физические механизмы этого излучения связаны с динамической локальной перестройкой внутренней структуры за счет формирования и движения различных дефектов [1]. Идентификация деформационных процессов по измерениям акустико-эмиссионных сигналов в структурно-неоднородных материалах существенно затруднена. Значительный интерес в этой связи представляет изучение акустической эмиссии при механическом нагружении поликристаллического свинца. Этот материал выступает в качестве удобного модельного объекта, поскольку низкая температура плавления и ряд других свойств обеспечивают формирование при низких температурах комплекса различных механизмов деформации. Кроме того, закономерности и особенности пластической деформации свинца и его сплавов с различной структурой и составом подробно изучены в работах В.Е. Панина и Т.Ф. Елсуковой с сотрудниками. В настоящей работе проводится исследование акустической эмиссии при пластической деформации свинца.

В качестве материалов для исследований использовались образцы с различной микроструктурой, задававшейся разными термическими условиями рекристаллизации из расплава. Испытания проводились для двух групп образцов: с размером зерен 0,1-1

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

мм и зернами ~ 5-10 мм. Микроструктура контролировалась с помощью оптической микроскопии. Образцы подвергались статическому растяжению на установке механических испытаний с регистрацией приложенной нагрузки и абсолютной деформации. Кривая нагружения позволяла выделить две стадии с разными коэффициентами деформационного упрочнения, разделявшиеся участком, соответствовавшим пределу текучести. В случае образцов с малыми зернами наблюдалось некоторое увеличение предела прочности и предельной деформации. В то же время по виду кривой деформационного упрочнения образцы с разной структурой практически не различались.

Одновременно с механическими параметрами измерялись акустико-эмиссионные характеристики, в качестве которых использовалось значение напряжения акустической эмиссии [2]. Это позволяло сопоставить регистрируемые сигналы и эмиссии с соответствующими участками кривой деформационного упрочнения. Экспериментальные кривые акустической эмиссии для образцов с разной структурой существенно различались по виду и амплитуде сигнала. Именно, в случае образцов с малыми зернами в области предела текучести наблюдался максимум акустического излучения, после прохождения этого участка кривая акустической эмиссии достаточно быстро спадала. Для образцов с крупными зернами участку текучести соответствовала группа с более мощными максимумами, захватывавших более широкий интервал степени деформации, далее кривая монотонно уменьшалась с ростом деформации.

Выявленное различие в поведении акустического излучения может быть связано с вкладом в пластическую деформацию зернограничного проскальзывания. Максимумы акустической эмиссии на начальной стадии можно связать с выходом на границы раздела зернограничных дислокаций. В случае малых зерен плотность тройных стыков относительно велика и движение этих дислокаций затруднено. Для крупных зерен эта плотность мала, движение зернограничных дислокаций проходит более интенсивно и сопровождается мощными максимумами акустической эмиссии. Спад акустического излучения при дальнейшем росте пластической деформации можно связать с уменьшением вклада зернограничного проскальзывания в полную деформацию и увеличением роли внутризеренных процессов, сопровождающихся более слабым акустическим излучением.

Литература:

1. Lependin A.A., Polyakov V.V. Scaling of the Acoustic Emission Characteristics during Plastic Deformation and Fracture. *Technical Physics*. 2014. Vol. 59. № 7. Pp. 1041–1045.
2. Lependin A.A., Polyakov V.V., Egorov A.V. Some statistical parameters of acoustic emission signals in porous iron under static loading. 13th International Conference on Fracture. Beijing, China, June 16-21, 2013. Beijing, China. Vol. 5. Pp. 3524-3528.

САМООРГАНИЗАЦИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО СКОЛЬЖЕНИЯ И ВНУТРИЗЕРЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Сурикова Н.С., Борисюк Д.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
paninve@ispms.tsc.ru, elsukova@yandex.ru

Работа выполнена в представлениях физической мезомеханики, рассматривающей деформируемое твердое тело как многоуровневую, нелинейную, иерархически организованную систему, состоящую из двух самостоятельных подсистем: 3Д кристаллической и 2Д планарной, включающей поверхностные слои и все внутренние границы раздела. Планарная подсистема играет ведущую функциональную роль: она не

2. Основные принципы и методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

имеет трансляционной инвариантности, с ней связаны первичные пластические сдвиги, создающие многоуровневые эффекты кривизны решетки 3Д-подсистемы, что обуславливает генерацию деформационных дефектов на интерфейсах 2Д и 3Д подсистем. Особый интерес для выявления роли планарной подсистемы в пластической деформации представляет исследование механизмов самосогласования некристаллографического (в планарной подсистеме) и кристаллографического (в зернах поликристалла) скольжения. Зернограничное скольжение (ЗГС) вызывает действие на зёрна моментных напряжений и повороты зерен как целого. В соответствии с законом сохранения момента импульса, в объеме зерен должны развиваться поворотные моды деформации обратного знака. Эти вопросы в литературе не исследованы. Для ответа на них необходимо проводить испытания при постоянном напряжении, т.е. в условиях ползучести, когда резко возрастают эффекты зернограничного скольжения. Такой подход требует систематического исследования структурных изменений и механического поведения планарной подсистемы, а также механизмов внутризёренной деформации как аккомодационных процессов зернограничного скольжения, что составляет цель работы.

Материалом исследования является высокочистый поликристаллический алюминий А999. Плоские полированные образцы отжигали 30мин при 240°С. Испытания на ползучесть проводили при $T=343K$ в условиях растягивающей нагрузки при напряжениях 9-13МПа. Структурные изменения на разных стадиях ползучести исследовали методами оптической, интерференционной, электронной просвечивающей и растровой микроскопии.

Полученные результаты однозначно показывают, что зернограничное скольжение при ползучести поликристаллов высокочистого алюминия является ведущим процессом трансляционно-ротационного скольжения. На первой стадии ползучести происходит подготовка к стационарному режиму установившейся ползучести, который определяет вторую стадию ползучести протяженностью около 80% всего времени пластического течения. Постоянство скорости установившейся ползучести объясняется постоянством механизма кристаллографического внутризеренного аккомодационного скольжения, при котором формируется ячеистая дислокационная субструктура. Разориентация ячеек дислокационной субструктуры непрерывно возрастает, формируя поворотные моды мезомасштабного уровня обратного знака по отношению к ЗГС. При этом в отдельных зернах развивается столь сильная кривизна кристаллической решетки, что в приграничных зонах зерен начинают формироваться полосовые структуры, как более эффективный механизм ротационного пластического течения. Нарушение в решетке трансляционной инвариантности снижает термодинамическую стабильность кристаллической структуры. Это изменяет в ней механизмы пластической деформации, которые приводят к развитию третьей стадии ускоренной ползучести. При этом ЗГС аккомодируется, в основном, приграничным некристаллографическим скольжением и структурным расслоением материала. В объеме зерен развиваются многоуровневая фрагментация, динамическая рекристаллизация и микропористость. Многоуровневая самоорганизация ЗГС и трансляционно-ротационных механизмов деформации на третьей стадии ползучести завершается разрушением материала, структурная стабильность которого оказывается очень низкой. В основе разрушения материала при ползучести лежит развитие кривизны кристаллической решетки.

Секция 3

Неустойчивость и локализация
деформации и разрушения в материалах
с иерархической структурой

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

EFFECT OF LOW-ENERGY ALPHA PARTICLES IRRADIATION ON SURFACE STRUCTURE AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-PURITY TUNGSTEN

Aldabergenova T. M.^{1,2}, Kislitsin S.B.¹, Larionov A.C.¹, Yar-Mukhamedova G.S.²

¹Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan,

²Kazakh National University, Almaty, Kazakhstan

Among materials prospective as plasma-face materials for first wall of fusion reactor a priority is given to the materials with low atomic number, high threshold for physical sputtering, high thermal conductivity, low chemical activity to hydrogen, high thermal resistance and melting point. According to modern point of view, preferred plasma-face materials for tokamaks and future reactors materials should be based on the carbon, beryllium and tungsten. Tungsten is one of the most promising materials for protection of tokamak diverters' plates.

The effects of radiation with low-energy alpha particles on the surface structure and physical-mechanical properties of high-purity tungsten were studied in this work. Samples of high-purity tungsten (grade of DF-W produced in Germany) in the form of bar with sizes of 20 x 2 x 1 mm were prepared for studies.

Prepared tungsten samples were irradiated by the 4He⁺ ions with the energy of 45 keV in low-energy channel of the DC-60 accelerator of Astana branch of INP. The Irradiation fluence was 1.5x10¹⁸ cm⁻², irradiation temperature was not exceed 1500 0C. Structure and surface hardness before and after irradiation were studied by optical metallography, scanning electron microscopy with X-ray analyzer and atomic force microscopy.

From the studies it was found that:

Main results of studies can be formulates as follow:

- Irradiation by low-energy alpha-particle leads to formation of helium-filled bubbles in the area of alpha particles backing;
- Helium-filled bubbles migrate to the surface causing blistering and flaking of the surface due to the opening of gas-filled pores on the surface;
- Flaking of the surface leads to loss of strength of the surface layer of tungsten, which manifests in significant decrease in microhardness.

МОДЕЛЬ ТРЕЩИНЫ С ГРАДИЕНТАМИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дерюгин Е.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

dee@ispms.tsc.ru

В механике деформации и разрушения встречаются большие математические и вычислительные трудности, связанные с учетом влияния пластической деформации на поле напряжений вокруг трещины. Предположения относительно нелинейности у концов трещины позволили для расчётов взять на вооружение ряд известных моделей [1, 2]. Однако они справедливы лишь в случае, когда зона пластической деформации чрезвычайно мала по сравнению с длиной самой трещины.

В данной работе рассмотрено напряженно-деформированное состояние (НДС) сплошной среды с трещиной, окруженной слоем пластически деформированного материала. В основе расчетов используется развиваемый автором метод элементов релаксации (МЭР) [3].

Трещина с момента зарождения всегда окружена слоем пластически деформированного материала. Поэтому трещину представляли в виде эллиптической полости со слоем пластической деформированного материала по контуру эллипса

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

толщиной h . При стремлении радиуса кривизны на конце большой полуоси к нулю полость превращается в трещину длиной $2a_0$. Задача сводится к определению поля напряжений данной системы в условиях одноосного растяжения вдоль координатной оси Ox .

В системе координат с началом на кончике трещины получено уравнение для профиля компоненты σ_y вдоль оси x :
$$\frac{\sigma_y}{\sigma} = \frac{2h^2}{(\beta+2)(\beta+3)} \left(\frac{1}{a_0^2} + \frac{x}{(x^2 - a_0^2)^{3/2}} \right) + \frac{x}{(x^2 - a_0^2)^{1/2}} = A(x),$$

если $x \geq a_0 + h$ и
$$\frac{\sigma_y}{\sigma} = \frac{\beta+1}{\beta+3} h^2 \left(\frac{1}{a_0^2} + \frac{x}{(x^2 - a_0^2)^{3/2}} \right) \left(\frac{\beta+4}{\beta+2} + \frac{x-a_0}{h} \right) \left(1 - \frac{x-a_0}{h} \right) + A(x) \left[1 - \left(1 - \frac{x-a_0}{h} \right)^{\beta+1} \right],$$

если $a_0 \leq x \leq a_0+h$.

Параметр β определяет градиент пластической деформации в слое. Изменение распределения напряжения σ_y при вариации параметра β иллюстрирует рис. 1. Видно, что в отличие от решения Гриффитса (кривая 7), на конце трещины нет сингулярности. Напряжение увеличивается от нуля на конце разреза, проходит через максимум, затем уменьшается, асимптотически приближаясь к величине внешнего напряжения σ . Вне слоя (при $x \geq a_0+h$) полученное уравнение точно соответствует решению трещины Гриффитса. Увеличение градиента пластической деформации приводит к росту концентрации напряжения и смещению максимума к трещине. В пределе при $\beta \rightarrow \infty$ получается кривая Гриффитса (крвая 7).

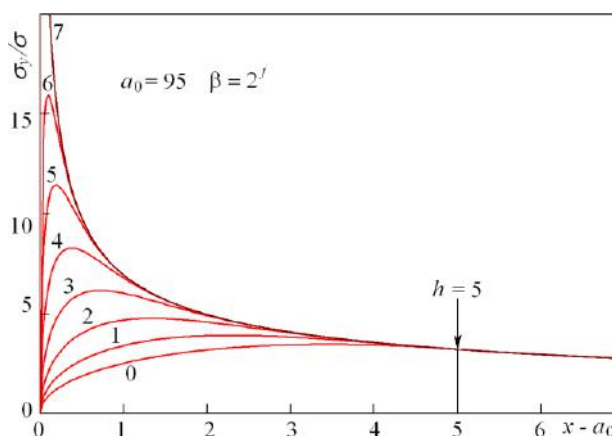


Рис. 1. Профили напряжения σ_y в окрестности вершины трещины. Значения a_0 , $h = 5$ и $x - a_0$ даны в условных единицах. Цифры у кривых соответствуют значениям j для $\beta = 2^j$.

Литература:

1. Dugdale D.S. Yielding of steel sheets containing slits // J. Mech. Phys. Solids. V. 8, No 2 (1960) 100-108.
2. Леонов М.Я., Панасюк В.В. Развитие найдрібніших тріщин в твердому тілі // Прикладная механика. Т. 5. № 4. (1959) 391 – 401.
3. Deryugin Ye.Ye., Lasko G., Schmauder S. Relaxation Element Method. In Mechanics of Deformed Solid. In: Wilhelm U. Oster. Computational Materials. Hauppauge NY: Nova Science Publishers, Inc. (2009) 479-545.

ПРИРОДА УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов В.Е.¹, Аксёнова К.В.¹, Перегудов О.А.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Морозов К.В.¹
¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,
³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
 gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru

Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает в последнее время большой интерес. Поэтому выявление природы и закономерностей эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в головке рельсов при длительной эксплуатации приобретает особую актуальность. В

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

настоящей работе методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии и измерения микротвердости установлены закономерности изменения структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры поверхностных слоев рельсов до 10 мм по выкружке после длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1000 млн. тонн брутто).

Анализ исследований структурно-фазовых состояний и свойств «рабочей» выкружки рельсов, сформированных после пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто, позволил выявить:

- существенное (в 1,5-2 раза) увеличение микротвердости поверхностного слоя толщиной до ≈ 10 мм;
- несплошности, проходящие под некоторым углом к поверхности «рабочей» выкружки на глубину до 500 мкм;
- факты, указывающие на протекание в поверхностном слое толщиной не менее 2 мм при эксплуатации рельсов двух взаимодополняющих процессов преобразования карбидной фазы стали: (1) процесса разрезания частиц цементита с последующим выносом их в объем ферритных зерен или пластин (в структуре перлита); (2) процесса разрезания, последующего растворения частиц цементита, перехода атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и в ядра дислокаций), перенос атомов углерода дислокациями в объем зерен (или пластин) феррита с последующим повторным формированием наноразмерных частиц цементита;
- факты, свидетельствующие о протекании в поверхностном слое (слое толщиной не менее 2 мм) «рабочей» выкружки при эксплуатации рельсов процесса динамической рекристаллизации;
- увеличение в 1,3-1,5 раза скалярной и избыточной плотности дислокаций.

Определив количественные характеристики структуры стали, можно осуществить анализ физических механизмов, ответственных за эволюцию твердости стали в процессе эксплуатации рельсов, а также выявить физические механизмы формирования градиента твердости рельсовой стали. Используя результаты количественного анализа структуры стали, были выявлены наиболее значимые физические механизмы, обеспечивающие высокие прочностные свойства рельсовой стали. В объеме стали, расположенном на глубине ≈ 10 мм, основным механизмом упрочнения является дислокационный, обусловленный дислокациями, расположенными квазиравномерно в объеме зерен (структурный параметр – скалярная плотность дислокаций), и дислокационными зарядами (дислокациями одного знака, приводящими к искажению кристаллической решетки материала; структурный параметр – избыточная плотность дислокаций одного знака). В объеме материала, прилегающему к рабочей поверхности, ситуация существенным образом изменяется: основными механизмами упрочнения материала теперь являются субструктурный (фрагментация стали, формирование субграниц) механизм и механизм, обусловленный упругими искажениями кристаллической решетки материала вследствие несовместности деформации соседних зерен, колоний перлита, субзерен, включений карбидной фазы и α -матрицы.

Изменение микротвердости металла от поверхности выкружки, происходит подобно изменению теоретически рассчитанного предела текучести, что говорит о корректности проведенных оценок. Изменение величины микротвердости, измеренной в эксперименте, в крайних точках профиля составляет $\approx 1,5$, а предела текучести, выявленного на основании теоретических оценок, – $\approx 4,7$.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №15-12-00010.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЁННОГО СОСТОЯНИЯ ВБЛИЗИ V- ОБРАЗНОЙ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА КОМПОНЕНТОВ С РАЗНЫМИ МОДУЛЯМИ УПРУГОСТИ В ГЕТЕРОГЕННОМ МАТЕРИАЛЕ С МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Гумеров К.М. ¹, Виноградов Л.В. ²

¹ООО «Институт проблем транспорта энергоресурсов», Уфа, Россия,

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

k.m.gumerov@mail.ru, Indvin@yandex.ru

Отличительной чертой гетерогенной систем с, например, композитов, упрочнённых дисперсными частицами, дискретными микропластинами или короткими волокнами, является наличие чётко обозначенной границы раздела между разнородными компонентами, обладающими, порой, весьма контрастными физико-механическими характеристиками. При этом, поверхность контакта разнородных материалов играет особую роль в достижении композитом требуемых свойств. Важность границы раздела обусловлена тем, что в многофазном материале, представляющем собой механический континуум, каждая из фаз, отличающаяся своими упругими и пластическими свойствами, вносит определённый вклад в интегральные характеристики материала в целом. При этом особое значение приобретает геометрия границы раздела. Так, в гетерогенных системах, упрочнённых частицами произвольной формы, например, в перлитных сталях, где поверхности раздела ориентированы случайным образом, реологические взаимодействия на поверхностях раздела континуума не имеют направленного характера, в связи с чем, в них отсутствует направленность эффекта упрочнения. В композиционных материалах с волокнистой или слоистой армирующей фазой упрочнение континуума, напротив, носит чётко ориентированный направленный характер. При этом следует отметить, что на границе, имеющей ломанную форму, в угловых точках могут возникать сверхнапряжённые зоны с сингулярным характером изменения напряжений, подобным напряжённому состоянию материала в вершине трещины.

В работе методом комплексных потенциалов с применением уравнений Колосова-Мусхелишвили проведён теоретический анализ напряжённого состояния в вершине V-образной границы, разделяющей два однородных материала с отличающимися модулями нормальной упругости E_1 и E_2 . Расчёт показал, что в локальной зоне около вершины угла напряжённое состояние в материале приобретает сингулярный характер развития, где распределение напряжений описывается зависимостью вида $\sigma \approx K/r^\lambda$, а параметр особенности - λ зависит от соотношения модулей упругости компонентов E_1/E_2 . Получен важный вывод о том, что на практике в композитах с мультифрактальной структурой следует избегать появления включений грубой формы или армирования упрочняющими элементами с острыми углами на поверхности, чтобы не допускать возникновения в материале полей напряжений сингулярного вида ($\sigma \rightarrow \infty$). Поэтому в качестве наполнителей желательно использовать тонкодисперсные частицы овальной или сферической формы.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

СОЛИТОНОПОДОБНОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕДЛЕННЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АВТОВОЛН В УПРУГО-ВЯЗКО-ПЛАСТИЧНОЙ СРЕДЕ

Макаров П.В.^{1,2}, Перышкин А.Ю.²

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
pvm@ispsms.tsc.ru, alexb700@yandex.ru

Выполнены численные расчёты формирования и распространения деформационных волн в геосредах. Показано, что деформационные автоволны могут вносить существенный вклад в формирование очагов разрушения. При встрече двух таких автоволн они ведут себя как солитоны, отражаясь друг от друга как упругие частицы. Формирование деформационных автоволн происходит на границах структурных элементов, например блоков геосреды при их быстрых подвижках. Автоволна в геосреде развивается вследствие локальной потери устойчивости геосредой, а её скорость оказывается пропорциональной скорости подвижки (скорости движения захвата при формировании фронта Людерса). Выявленные солитоноподобные свойства медленных деформационных автоволн подобны тем, что демонстрируют решения уравнения Син-гордона – волны могут двигаться с переменными скоростями, останавливаться и возобновлять движение.

Данные исследования выполнены в рамках программы фундаментальных исследований государственной академии наук на 2013-2020 гг.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР В РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
nevskiy.sergei@yandex.ru

На основе представлений о возникновении неустойчивости течения материалов при больших пластических деформациях разработана математическая модель образования наноструктурных слоев в процессе износа. Образование этих слоев обусловлено тем, что под действием силы трения происходит перемещение всего поверхностного слоя материала вдоль направления скольжения. Его движение сравнивается с ламинарным течением вязкой жидкости, скорость которой изменяется по сечению потока. Следовательно, в различные моменты времени на различной глубине, на границах упругих и пластически деформированных областей, и внутри зон интенсивного пластического сдвига существуют поверхности тангенциального разрыва скорости. На таких поверхностях возникает неустойчивость Кельвина-Гельмгольца, которая приводит к образованию наноструктур [1, 2]. В настоящей работе поверхностный слой рельса моделировался идеальной жидкостью, а подложка вязкопластической. Для каждого слоя записывались линеаризованные уравнения Навье-Стокса и Эйлера. Для замыкания системы уравнений записывались кинематические и динамические условия. Предполагалось, что обе жидкости являются несжимаемыми. Поиск решения в виде нормальных мод колебаний границы раздела «поверхностный слой/подложка» приводит к дисперсионному уравнению – алгебраическому уравнению четвертого порядка. Анализ этого уравнения показал, что нано и микродиапазонах наблюдаются максимумы декремента неустойчивости. В коротковолновом приближении получены приближенные аналитические зависимости критической длины волны от характеристик деформируемого материала.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Литература:

1. Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е. Сдвиговая неустойчивость в подповерхностном слое материала при трении // ФТТ. 2011. Т. 53. № 2. С. 336-340.
2. Mathematical model of nanostructure formation in rail steel under high intensive mechanical loading / V. D. Sarychev, S. A. Nevskii, A. Yu. Granovskii, V. E. Gromov // AIP Conf. Proc. 2015. № 1683. P. 020200(1–4).

Исследование выполнено за счет гранта Российского Научного Фонда (№ проекта 15-12-00010)

ДИНАМИКА ФУТЕРОВАНИЯ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПОРОШКА КРЕМНИЯ

Лапшин О.В., Шкода О.А.

Научно - исследовательский отдел структурной макрокинетики ТНЦ СО РАН, Россия
ovlap@mail.ru, caryll@english.tsc.ru

Работа представляет результаты экспериментального исследования процесса футерования внутренних поверхностей энергонапряженной планетарной мельницы МПВ порошком кремния при механической активации.

Актуальность исследований процессов механической активации (МА) обусловлена развитием современных технологий, использующих измельчительные аппараты. Измельчение способствует получению порошка с наибольшей дисперсностью и позволяет изменять структурные и физико-химические характеристики его частиц. Например, накопление в результате МА дефектов в частицах приводит к снижению энергии активации последующего химического превращения вещества. Широко используется механическая активация как предварительный этап для последующего самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Одна из проблем эффективного использования механоактиваторов состоит в том, что при МА происходит футерование частицами порошка внутренней поверхности мельницы и мелющих тел. Вследствие этого, помимо снижения производительности оборудования, теряется некоторая часть измельчаемого материала. Также при измельчении многокомпонентной смеси футерование может привести к нарушению стехиометрии ее состава. Учет вышеперечисленных обстоятельств в процессах МА дает возможность получать необходимое количество порошковой смеси с заранее определенными характеристиками.

В экспериментах использовалась планетарная мельница с мощностью 60 г, с водяным охлаждением барабанов. Для устранения нежелательного нагрева мельницы и ее содержимого необходимое время механической активации набирали дискретно: 5 минут непрерывной работы сменялись последующей остановкой мельницы на 15 минут. Измельчение осуществлялось в среде аргона чистотой 99,99%. Массу истраченного на футеровку порошка определяли с помощью простой разницы между его количествами в исходном состоянии и после МА. Продолжительность работы мельницы варьировалась от 1 до 120 минут.

Получены экспериментальные зависимости количества истраченного на футерование измельчаемого вещества от времени механической активации. С помощью аналитических формул и с использованием экспериментальных результатов методом обратной задачи двумя способами определена константа скорости футерования: для малых и больших времен механической активации. Первый способ определения константы основывался на обработке полученных экспериментальных кривых, описывающих динамику футерования, методом наименьших квадратов. Вторым способом предполагалось нахождение величины константы по тангенсу угла наклона к оси абсцисс

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

прямых линий, аппроксимирующих экспериментальные кривые в начальный период работы измельчительного устройства. Установлено, что с ростом времени механической активации происходит снижение скорости футерования измельчительного устройства порошком кремния. Выявлено, что величина константы скорости футерования меняется в процессе работы мельницы, а именно уменьшается с ростом времени механической активации. Показано удовлетворительное соответствие теоретических расчетов данным экспериментальных зависимостей.

РЕЖИМЫ С ОБОСТРЕНИЕМ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД И ГЕОСРЕД

Смолин И.Ю., Кульков А.С., Макаров П.В.,
Еремин М.О., Бакеев Р.А., Красновейкин В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Томский государственный университет, Томск, Россия
smolin@ispms.tsc.ru

Хорошо известно, что заключительная стадия макроскопического разрушения прочных горных пород развивается как катастрофа в сверхбыстром режиме с обострением. Однако особенности этой стадии для различных сред и объектов разных масштабов недостаточно хорошо изучены. Для прогноза разрушений особый интерес представляет, как сама стадия сверхбыстрого катастрофического разрушения, так и механическое поведение среды в состоянии самоорганизованной критичности перед выходом разрушения на режим с обострением. В конечном счете, такие исследования имеют целью выявить предвестники перехода процесса разрушения в катастрофическую стадию. Целью работы было экспериментальное и численное изучение механического поведения образцов горных пород перед катастрофической стадией и выход на режим с обострением.

Образцы мрамора и алевролита испытывались на одноосное сжатие и трехточечный изгиб с помощью испытательного прибора на растяжение/сжатие фирмы Devotrans. Во время испытаний скорости смещения боковой поверхности нагруженных образцов регистрировались с помощью лазерного доплеровского виброметра фирмы Polytec. В опытах выявлены две стадии эволюции скорости смещения боковой поверхности – продолжительная квазистационарная и сверхбыстрая катастрофическая, которая занимает не более тысячной доли от общей долговечности. Амплитуды скоростей движения боковой поверхности на квазистационарной стадии малы и не выделяются из шума, что объясняется недостаточной чувствительностью аппаратуры. Момент перехода к катастрофической стадии, как режиму с обострением процесса разрушения, определен условно как отклонение от медленной, практически линейной, зависимости на квазистационарной стадии. Продолжительность катастрофической стадии определена в пределах 70 – 100 мс. Продолжительность резкого возрастания скорости движения поверхности, когда ее амплитуда на порядки превышает амплитуду скорости на квазистационарной стадии, не превышает 10 – 20 мс.

Численными исследованиями показано, что модель накопления повреждений, основанная на идеи степенной зависимости накапливаемых повреждений от их числа, очень хорошо описывает усредненный тренд в изменениях скоростей движения поверхности образца, а также катастрофическую стадию разрушения для малых времен долговечности нагруженных образцов в зависимости от приложенной нагрузки. Из сравнения с экспериментальными данными определены параметры модели накопления повреждений. Модельные расчеты разрушения и рассчитанная долговечность очень хорошо согласуются с экспериментами. В модельных двухмерных и трехмерных расчетах полностью воспроизводились условия экспериментов на трехточечный изгиб.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Согласно эволюционной концепции развития процессов деформации и разрушения, они развиваются на всех масштабных уровнях согласно фундаментальным законам эволюции нелинейных динамических систем: локализация деформации и/или поврежденности в пространстве, наличие медленной квазистационарной фазы накопления мелкомасштабных изменений в системе, переход нагружаемой среды в состояние самоорганизованной критичности, локализация деформационного процесса во времени и его развитие в сверхбыстром катастрофическом режиме. Изложенный сценарий развития процессов деформации и разрушения, как малых образцов, так и геосред полностью согласуется с наблюдениями. Таким образом, изучение деформационного процесса и разрушения прочной среды как типичной нелинейной динамической системы открывает новые перспективы в разработке методов прогноза катастрофического разрушения.

Работа выполнена в рамках проекта РФФ № 14-17-00198.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ, ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Москвина В.А.¹, Астафурова Е.Г.², Рамазанов К.Н.³,
Майер Г.Г.², Мельников Е.В.², Будилов В.В.³

¹НИ Томский политехнический университет, Россия, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
astafe@ispms.tsc.ru, valya_moskvina@mail.ru

Методами сканирующей электронной микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии, микроиндентирования и одноосного растяжения изучали влияние низкотемпературного ионного азотирования на особенности структуры, прочностных свойств и механизма разрушения аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3 (Fe-17Cr-13Ni-1.7Mn-2.7Mo-0.5Si-0.01C, мас.%) с субмикроструктурной структурой разной морфологии. С целью получения структуры субмикронного масштаба проводили термомеханическую обработку стали по 2 режимам: режим 1 – прокатка при комнатной температуре до степени осадки 80% , режим 2 – прокатка до 80% и отжиг при температуре 600°C в течение 2 часов с последующей закалкой в воду. Такая обработка позволила получить высоконравновесную субмикроструктурную структуру со средним размером элементов 220±40 нм и 150±40 нм соответственно. Согласно анализу рентгеноструктурных данных, независимо от режима обработки сталь имела структуру аустенита с параметром решетки 0.36 нм. Обработка по режиму 1 способствовала образованию в стали высокой плотности дислокаций $5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что размеры областей когерентного рассеяния после обработки составили 110 нм ($\Delta d/d = 4 \times 10^{-3}$). Обработка по режиму 2 способствует релаксации внутренних напряжений после прокатки по сравнению с режимом 1. В структуре стали после обработки по режиму 2 величина микродеформации кристаллической решетки уменьшилась до 2×10^{-3} , а размеры ОКР составили 165 нм.

Ионное азотирование проводили при температуре 540°C (12 ч.) по 2 режимам: при давлении рабочего газа $P=300 \text{ Па}$ – традиционное ионное азотирование (ТИА) и при пониженном давлении $P=60 \text{ Па}$ – ионное азотирование с эффектом полого катода (ЭПК). После азотирования образцы одноосно растягивали при комнатной температуре с относительной скоростью деформации $4.6 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Термомеханическая обработка по режимам 1, 2 и последующее ТИА позволили сформировать в стали наиболее высокопрочное состояние с низкой пластичностью ($\sigma_b=1745$ МПа и $\sigma_{0.2}=1531$ МПа соответственно). В результате ионного азотирования по двум режимам (ТИА и ЭПК) происходит поверхностное упрочнение аустенитной стали. Микротвердость азотированного слоя составляет 11-12 ГПа, а аустенитной матрицы – 1.8-2.0 ГПа. В образцах, подготовленных по режимам 1 и 2 на поверхности образцов при растяжении формируются грубые поперечные трещины. Более интенсивное растрескивание поверхности с образованием мелких сколов характерно для образцов, подготовленных по режиму 2. Поверхностный азотированный слой разрушается хрупко, в отличие от матрицы, которая разрушается вязко с образованием ямок на поверхности. Формирование субмикроструктурной структуры субмикронного масштаба, содержащих высокую плотность границ раздела - границ зерен, субзерен и дислокаций, приводит к образованию толстого азотированного слоя и небольшой зоны внутреннего азотирования в стали. На рентгенограммах, полученных от азотированных по ТИА и ЭПК образцов, присутствуют рефлексы от матричного аустенита, легированного азотом аустенита, но основными фазами в поверхностных слоях азотированной стали являются нитриды различного состава и феррит.

Работа выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» (ИФПМ СО РАН).

НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ НАСЫЩЕНИИ ВОДОРОДОМ

Ли Ю.В.¹, Баранникова С.А.^{1,2}, Бочкарева А.В.¹, Лунев А.Г.¹, Громов В.Е.³, Зуев Л.Б.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

jul2207@mail.ru, bsa@ispms.ru, avb@ispms.ru,

agl@ispms.ru, gromov@physics.sibsiu.ru, lbz@ispms.ru

В последнее время в связи с развитием водородной и термоядерной энергетики возникла проблема транспортировки и хранения большого количества водорода. Для данных целей необходимы материалы, обладающие оптимальным уровнем механических свойств и высокой коррозионной стойкостью.

Широкое применение для данных целей нашли биметаллические слоистые композиты, которые по своему строению являются неоднородными, состоящими из двух или трех слоев различных металлов и обладают рядом требуемых свойств.

Биметаллический материал на основе соединения материалов с разным типом кристаллической решетки (ГЦК и ОЦК) представляет особый интерес для изучения и установления закономерностей пластического течения и разрушения.

В данной работе рассматривается биметаллический коррозионно-стойкий материал на основе соединения нержавеющей стали марки 12Х18Н9Т и низкоуглеродистой конструкционной стали Ст.3. Рассматриваемый биметалл был получен методом заливки с последующей прокаткой на необходимую толщину 8 мм. Толщина плакирующего слоя составила 0,6 мм.

Легирование водородом исследуемого биметалла проводилось электролитическим методом при постоянном контролируемом катодном потенциале в 1N растворе серной кислоты в течение 6 ч в трехэлектродной электрохимической ячейке.

Механические испытания на одноосное растяжение проводились при $T=300$ К со скоростью $6,67 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине LFM-125.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Анализ деформационных кривых показал, что в обоих состояниях: исходном состоянии (1) и в состоянии (2) после легирования водородом в течении 6 часов наблюдаются следующие стадии: зуб и площадка текучести, стадии линейного, параболического деформационного упрочнения и предразрушения.

Использование метода корреляции цифровых спекл-изображений позволило на ранних стадиях деформационного упрочнения для состояния (1) и (2) рассмотреть распределение локальных компонент пластической дисторсии в плакирующем слое нержавеющей стали 12X18H9T, основном слое низкоуглеродистой стали Ст.3 и переходном слое материала. В аустенитной нержавеющей стали и интерфейсной соединительной области материала формируется общая система подвижных очагов локализации пластической деформации. Далее в процессе деформирования от них, в области интерфейсного соединительного слоя на глубине 0,7 мм, отделяются одиночные фронты, которые продолжают согласованное движение с другими скоростями, в отличие от очагов локализации деформации плакирующего слоя нержавеющей стали. Такое движение очагов в плакирующем и переходном слое биметалла воспроизводится на всех стадиях деформационного упрочнения. На стадии предразрушения фронты локализации начинают свое согласованное движение к месту разрушения образца.

На стадии линейного деформационного упрочнения для состояния (1) и (2) помимо описанной выше картины, в области основного материала Ст.3 формируются четыре эквидистантно расположенных подвижных очага локализации пластической деформации. Однако подвижные очаги в нержавеющей аустенитной стали 12X18H9T и очаги пластической деформации в переходной области материала препятствуют их распространению с постоянной скоростью по длине образца.

Проведенные исследования позволили выявить основные закономерности деформирования пластичных коррозионно-стойких биметаллов с учетом их строения и влияния легирования водородом в течении 6 часов.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ №16-38-50234 мол_нр.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ КРИТЕРИЙ УСТОЙЧИВОСТИ АВТОВОЛНОВОЙ СИСТЕМЫ

Семухин Б.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

bss@ispms.tsc.ru

Согласно принципу подчинения синергетики, параметры порядка детерминируют поведение отдельных частей или элементов системы. Рассматривая поведение параметра порядка вблизи точки бифуркации можно определить пределы устойчивости системы. В случае автоволновых явлений протекающих при пластической деформации возможно экспериментальное определение топологического параметра порядка непосредственно в процессе деформации. Устойчивые автоволновые картины при деформации удобно наблюдать методом спеклфтографии.

В настоящей работе приведены экспериментальные сведения о поведении автоволновой системы - картины макролокализации деформации в сплаве Fe3%Si. Они позволяют получить значение параметра порядка такой системы в любой точке деформационной кривой. Из анализа этой кривой следует, что в сплаве наблюдаются три участка с различным коэффициентом деформационного упрочнения, а значит и три типа автоволновых картин. Наличие трех типов картин говорит о наличии трех точек пространства, в которых система становится неустойчивой и после которых наблюдается восстановление автоволновых картин. Поэтому экспериментальное

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

определение точки неустойчивости системы являются необходимым для адекватного описания процесса локализации деформации.

Введем способ вычисления топологического параметра порядка. Топология-свойство фигур сохраняться при непрерывных деформациях. Используется при описании устойчивых неоднородных состояний. В методе спеклфотографии на снимках поверхности наблюдаются полосы локализации деформации. Их число различно в зависимости от состояния материала, т.е. от того на какой стадии деформации он находится, но максимально возможное число ограничено размерами образца и длиной волны локализации. Как правило, это число не превышает десяти. При построении полутоновых картин в методе спеклфотографии используют данные, полученные при сканировании спеклограммы по строчкам. Мы также разбиваем изображение на строчки и считаем число пересечений максимумов локализации, приходящееся на каждую строчку. Затем по формуле 1 определяем топологический параметр порядка

$$\eta = \sum n_i / n_{\max} \cdot N \quad (1),$$

где N - число разбиений на строчки на фото, n - число пересечений.

Строя зависимость параметра порядка от деформации и беря первую производную $dn/d\varepsilon$ получаем график с резким изгибом в точке потери устойчивости системы. Это резкое изменение является точкой потери устойчивости автоволновой системы на первом участке деформационного упрочнения сплава Fe3%Si. Дальнейшая деформация приводит к полному распаду устойчивой автоволновой картины, а через некоторое время начинается второй участок с новым набором автоволновых картин, описываемых новым параметром порядка.

Таким образом, экспериментально показано, что процесс деформации ведет к изменению порядка при приближении к точке бифуркации, и в случае параболического упрочнения, скачок и зависимость топологического параметра порядка от деформации совпадает с потерей устойчивости системы. После очередной бифуркации в системе с достаточно сложной иерархией снова формируется устойчивая структура с полным порядком.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОРФОЛОГИИ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ИНТЕГРАЛЬНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Шилько Е.В., Псахье С.Г.

НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

anikeeva@ispms.tsc.ru

Металлокерамические материалы на основе тугоплавких и высокотвёрдых химических соединений (карбидов, нитридов, оксидов) с металлическим связующим характеризуются высокими значениями механических и триботехнических характеристик, таких как прочность, твёрдость, трещиностойкость, износостойкость, работа разрушения. Это обуславливает их широкое применение в различных отраслях промышленности для изготовления критических узлов высоконагруженных трибомеханических систем, работающих в условиях абразивного воздействия, высоких температур и агрессивных сред.

Большое влияние на интегральные характеристики рассматриваемых материалов оказывает морфология границ раздела металлического связующего и керамических включений. В связи с тем, что возможности экспериментального исследования вида и значений параметров зависимостей интегральных механических свойств металлокерамических композитов от морфологических особенностей структуры межфазных границ являются ограниченными, в последнее десятилетие широкое

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

распространение получило применение компьютерного моделирования для решения этой задачи. В основе такого моделирования лежит создание многоуровневых моделей, эффективно учитывающих физико-механические свойства материала на низких (начиная с наноскопического) структурных уровнях.

Целью данной работы является разработка трёхмерных численных моделей композиционного материала, учитывающих особенности морфологии и прочностных характеристик межфазных границ, и исследование на их основе закономерностей механического поведения модельных композитов при одноосном растяжении. В качестве объекта изучения рассматривался модельный металлокерамический композиционный материал на основе матрицы NiCr, армированной дисперсными включениями TiC (50 об.%).

Для исследования влияния морфологии и механических свойств межфазной границы на интегральные характеристики композиционного материала, а также на характер его разрушения, применялся метод подвижных клеточных автоматов. Преимуществом данного метода для решения поставленных задач является способность исследовать механический отклик материала на макроуровне с учётом процессов разрушения, протекающих на мезоуровне. Численные эксперименты по одноосному растяжению проводились на представительных мезомасштабных объёмах (образцах) в форме параллелепипеда. Дисперсные включения имели округлую форму и приблизительно одинаковые размеры порядка 2,5 мкм. Морфологические особенности структуры описывались с помощью двух моделей межфазных интерфейсов: модели «узкой» (бесконечно тонкой) границы раздела и модели протяжённой интерфейсной зоны, геометрические и механические свойства которой определялись с учётом образования геометрически необходимых дислокаций. Основным параметром первой модели являлся условный предел прочности границы раздела. Во второй модели варьировались такие реологические свойства интерфейса, как предел текучести и коэффициент деформационного упрочнения, эффективно учитывающие различные механизмы формирования геометрически необходимых дислокаций.

Результаты компьютерного моделирования показали, что межфазные границы вносят значительный вклад не только в интегральные механические характеристики композиционного материала, но и оказывают существенное влияние на характер зарождения и развития повреждений и образование магистральной трещины. Обсуждаются применимость и ограничения каждой из рассмотренных моделей межфазных границ для моделирования спеченных металлокерамических композитов.

О КИНЕТИКЕ РАЗВИТИЯ ДОМЕНОВ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ НА СТАДИИ ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ

Баранникова С.А., Орлова Д.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

bsa@ispms.tsc.ru, dvo@ispms.tsc.ru

Экспериментальные данные, полученные в течение последних тридцати лет, показали, что пластическая деформация на макромасштабном уровне развивается локализовано, принимая форму автоволн. Мода каждой из них определяется законом деформационного упрочнения, действующим на соответствующей стадии пластического течения. Автоволны локализованного пластического течения характеризуются длиной $3 \leq \lambda \leq 15$ мм, скоростью распространения $10^{-5} \leq V_{av} \leq 10^{-4}$ м/с, дисперсионным соотношением $\omega = 1 \pm k^2$.

Наиболее важные особенности развития автоволн локализации деформации отмечаются на стадии предразрушения, когда неподвижные очаги локализации начинают взаимосогласованным образом перемещаться вдоль оси растяжения,

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

приближаясь высокоамплитудным зонам, стационарным до разрушения. Очаги, движущиеся по разные стороны от неподвижной зоны, имеют противоположные наклоны, а подходящие к неподвижной зоне с одной стороны – одинаковые. Самосогласованность этого движения состоит в том, что чем дальше очаг локализации находится от стационарного очага, тем выше его скорость. Это приводит к тому, что все очаги достигают неподвижной зоны локализации одновременно, а графики зависимостей положений подвижных очагов от времени $X(t)$ образуют пучок прямых с координатами центра X^* и t^* . Для определения X^* и t^* требуется экстраполяция зависимости $X(t)$ к большим временам. Согласно экспериментальным данным для всех исследованных материалов, место и время разрушения образца совпадает с величинами X^* и t^* .

Таким образом, на этой стадии очаги локализованной деформации начинают самосогласованно двигаться так, чтобы обеспечивался их одновременный приход в единый полюс. Из всех очагов локализованной пластичности с течением времени «выживает» только один, положение которого уже при рождении соответствует месту образования макроскопической шейки и вязкого разрушения. Появившись еще на ранних стадиях процесса, такой очаг остается затем почти неподвижным вплоть до разрушения, но деформация в нем постепенно растет по мере затухания активности процесса течения в других областях. Таким образом, оказывается, что место разрушения и время жизни образца до разрушения детерминированы процессами, происходящими на гораздо более ранних стадиях пластического течения.

Еще одна особенность локализации пластического течения на стадии предразрушения состоит в том, что в ее ходе могут появляться новые очаги локализованной пластичности. Их рождение можно описать в рамках автоволновой двухкомпонентной модели локализации макродеформации, согласно которой, способные к самоорганизации открытые системы имеют тенденцию самопроизвольно расслаиваться на информационную (управляющую) и динамическую подсистемы, взаимодействие которых вызывает самоорганизацию внутренних процессов. В случае деформируемой среды информационной подсистемы могут играть сигналы акустической эмиссии (фононы), излучаемые в ходе элементарных релаксационных актов пластического течения, а динамическая подсистема включает процессы движения дислокаций и/или их ансамблей, ответственные за формоизменение. В результате их взаимодействия формируются автоволны локализованной деформации, относящиеся к классу нелинейных волновых процессов. Объяснить коррелированное развитие пластического течения в очагах, удаленных друг от друга на макроскопическое расстояние $\sim \lambda$, можно, учитывая важную роль, которую играют при деформировании импульсы акустической эмиссии. Появление новых очагов локализации деформации на любой стадии течения может соответствовать условию интерференции испускаемых уже имеющимися соседними зонами локализованной деформации акустических волн. Стадия предразрушения заканчивается прекращением процессов деформирования во всем объеме деформируемого материала кроме той его части, которая непосредственно примыкает к месту зарождения шейки и вязкой трещины.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10025).

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

ОБ АКТИВНОСТИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СРЕД

Зуев Л.Б., Горбатенко В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lbz@ispms.tsc.ru, gvv@ispms.tsc.ru

Условием генерации автоволн локализованной деформации является активность деформируемой среды, то есть, наличие в ней распределенных по объему источников энергии. Для проверки возможности появления таких сред при деформации были выбраны материалы, обнаруживающие при пластическом течении характерные паттерны локализованной деформации. Образцы с размерами $50 \times 10 \times 3$ мм растягивались при 300 К на испытательной машине Walter+Bai AG серии LFM-125 со скоростью $\dot{\varepsilon} = 6,6 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Паттерны визуализировались методом цифровой статистической спекл-фотографии. Для его реализации растягиваемый образец освещался когерентным светом полупроводникового лазера с длиной волны 635 нм и мощностью 15 мВт. Полученные изображения деформируемого образца с наложенными на них спекл-картинами регистрировались цифровой видеокамерой PixeLink PL-B781 с частотой 10 Гц, оцифровывались и запоминались.

Исследования деформации Людерса проводились на горячекатаной стали 08пс (0,05...0,11 % С, 0,35...0,65 % Мн, 0,05...0,17 % Si) с ферритной структурой и средним размером зерна ~ 20 мкм. Для полного охвата процессов зарождения и развития полос Людерса в стали в ходе экспериментов регистрация спекл-изображений начиналась при напряжении $\sigma \approx \sigma_{pl} < \sigma_y^{(u)}$ и прекращалась при завершении площадки текучести.

Эффект Портевена-Ле Шателье и формирование шейки изучались на дюралюминии Д1 (3,8...4,8 % Cu, 0,4...0,8 % Mn, 0,4...0,8 % Mg) в состаренном состоянии с размером зерна твердого раствора на основе Al ~ 30 мкм и упрочняющими выделениями субмикронного размера. В этих условиях кривая $\sigma(\varepsilon)$, начиная от предела текучести, демонстрирует скачки прерывистой текучести.

Как показал эксперимент, в случае деформации Людерса, на стадии микропластической деформации формируется зародыш полосы в виде узкого клина деформированного материала, который прорастает поперек образца со скоростью $V_{nuc1} \approx (0,4...1,2) \cdot 10^{-3} \text{ м/с}$. На кривой $\sigma(\varepsilon)$ росту зародыша соответствует формирование восходящей и нисходящей ветвей зуба текучести. В момент, когда зародыш пересекает все сечение образца, заканчивается формирование полосы Людерса и начинается ее расширение, которому на диаграмме $\sigma(\varepsilon)$ отвечает площадка текучести. Ограничивающие сформированную полосу деформационные фронты движутся в противоположных направлениях с почти одинаковыми скоростями $V_f \approx \pm 8 \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$. По мере приближения одного из фронтов к захвату машины его скорость падает до нуля, а скорость второго увеличивается в полтора-два раза.

При эффекте Портевена-Ле Шателье полосы деформации также зарождаются на боковой поверхности образца, а затем прорастают через все сечение. Фронты сформировавшейся удалены на $\sim 2...3$ мм друг от друга и движутся вдоль образца к одному из захватов машины со скоростью $1,3 \cdot 10^{-3} \leq |V_{sb}| \leq 1,8 \cdot 10^{-3} \text{ м/с}$. Когда полоса достигает захвата, деформирующее напряжение снова сбрасывается, и в средней части образца формируется новая полоса, которая движется по образцу в противоположном по отношению к предыдущему направлению. После того как она достигает захвата, описанный процесс повторяется. Таким образом, каждому зубцу прерывистой текучести соответствует пробег полосы Портевена-Ле Шателье по половине рабочей части образца, то есть, при прерывистой текучести полосы локализованной деформации Портевена-Ле Шателье пробегают по рабочей части образца многократно.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Анализ наблюдаемых закономерностей на основе представлений о микроскопических механизмах деформационного упрочнения использованных материалов позволил найти признаки активности деформируемых сред во всех исследованных случаях и объяснить на их основании формирование разных автоволновых мод.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10025)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛА КОНСТРУКЦИОННАЯ УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ – НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ

Шляхова Г.В.^{1,3}, Ли Ю.В.¹, Баранникова С.А.^{1,2}, Зуев Л.Б.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный университет, Томск, Россия,

³Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск, Россия

Основным требованием, предъявляемым к биметаллам, является обеспечение прочности и пластичности соединения, его сплошности и стабильности свойств по всей поверхности контакта. В связи с этим, в данной работе изучались особенности формирования структуры в зоне соединения конструкционной и нержавеющей сталей.

Исследовались образцы биметалла на основе соединения низкоуглеродистая сталь Ст.3 (основной слой) – нержавеющая сталь X18H9T (плакирующий слой), изготовленные из листа, полученного методом заливки с последующей прокаткой.

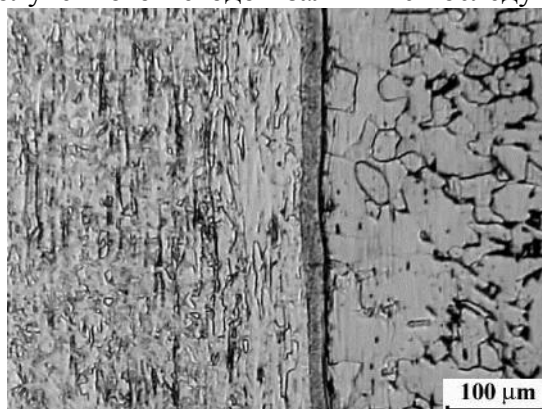


Рис. 1. Микроструктура зоны сопряжения X18H9T – Ст.3 – X18H9T.

Установлено, что в образце биметалла в состоянии поставки границы раздела разнородных материалов четкие и тонкие, поры и неметаллические включения отсутствуют, что свидетельствует о сплошности и высоком качестве биметалла, полученного методом заливки с последующей прокаткой (рис.1).

Микротвердость в зоне сопряжения оказалась несколько выше микротвердости основного (Ст.3) и плакирующих (X18H9T) слоев вне этой зоны.

Изучение микроструктур показало, что в зоне сопряжения в аустенитной нержавеющей стали, образуется науглероженная зона, а в низкоуглеродистой конструкционной стали – сильно обезуглероженная зона со структурой феррита. В направлении от перлитной стали к аустенитной обнаружено три структурных составляющих: разупрочненный участок ферритной прослойки; упрочненный участок ферритной прослойки; темно-травящаяся прослойка со стороны аустенитной стали (рис.1).

Методами атомно-силовой и оптической микроскопии установлено, что со стороны стали Ст.3, образуется обезуглероженный слой, а со стороны стали X18H9 – науглероженный слой. Кроме того, на границе обнаружен промежуточный слой

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

(карбидный), глубиной до 50 мкм. Микроэлементный анализ показал, что на границе соединения металлов вследствие диффузии углерода из Ст.3 и легирующих элементов из стали X18H9T образуются карбиды, которые приводят к повышенным значениям микротвердости двух сталей вблизи зоны соединения.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 - 2020 годы и частично поддержана грантом РФФИ № 16-38-50234 мол_нр.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ ПОДСИСТЕМЫ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ И НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Хон Ю.А.¹, Каминский П.П.¹, Молдованова Е.А.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

Khon@ispms.tsc.ru

Известно, что экспериментальное значение напряжения σ_{sh} , выше которого начинается неупругая деформация массивных твердых тел, составляет величину порядка $(10^{-5}-10^{-3})G$, где G – модуль сдвига. При уменьшении толщины кристалла σ_{sh} возрастает, но по-прежнему остается меньше теоретического значения $\sigma_{th} \approx G/10$, при котором кристаллическая решетка теряет свою устойчивость относительно малых смещений атомов. Такое расхождение теоретического и экспериментального значений σ_{sh} традиционно принято связывать с концентрацией напряжений в поверхностном слое [1]. В качестве источников концентрации напряжений могут выступать трещино-подобные структуры, которые формируются уже на стадии неупругой обратимой деформации [2]. Их формирование связано с морфологической неустойчивостью плоской поверхности под действием механической нагрузки [3-5]. Развитие неустойчивости приводит к образованию пространственных структур в виде канавок и валов и сопровождается локализацией деформации и напряжений. В качестве механизма морфологической неустойчивости поверхности рассматривается, как правило, массоперенос с коэффициентом диффузии, зависящем от локального значения кривизны поверхности [5]. Поэтому в полной мере механизм упруго-диффузионной неустойчивости реализуется в условиях ползучести. Между тем, и в условиях активной деформации характерное значение σ_{sh} слабо зависит от скорости деформации. Поэтому должны быть другие недиффузионные механизмы неустойчивости плоской поверхности нагруженного твердого тела, приводящие к концентрации деформации и напряжений. Один из таких механизмов рассмотрен в работе.

Предложенный механизм основан на учете особенностей электронной подсистемы твердого тела при его деформации. А именно:

1. При деформации энергетические уровни твердого тела смещаются друг относительно друга и могут пересекаться. В этих условиях адиабатическое приближение становится неприменимым, и возникает необходимость учета электронных переходов между энергетическими уровнями.

2. Электронные переходы между уровнями приводят к изменению межатомного взаимодействия и возбуждению дополнительных смещений атомов, названных динамическими смещениями. Их возбуждение приводит к нелинейной зависимости напряжения от деформации.

3. На основе анализа особенностей динамических смещений найдено пространственное распределение смещений в поверхностном слое, представляющее в случае одноосного растяжения систему канавок и валов, перпендикулярных оси растяжения.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Предложенный механизм объясняет формирование пространственно-временных структур на стадии неупругой обратимой деформации, эволюция которых приводит к концентрации напряжений в поверхностных слоях твердых тел и необратимой деформации.

Литература:

1. A. Joffe, M. Kirpichewa, M. Levitzky, Nature , **113**, 424-425 (1924).
2. С.Н. Журков, В.Е. Корсуков, А.С. Лукьяненко, Б.А. Обидов, В.Н. Светлов, А.П. Смирнов, JETP Letters, **51**, 324-326 (1990).
3. R.J. Asaro, W.A. Tiller, Metall. Trans. **3**, 1789 (1972).
4. М.А. Grinfeld, Sov. Phys. Dokl. **31**, 831 (1986).
5. D.J. Strolovitz, Acta Metall. **37**, 621 (1988).

ENERGY OF THE SURFACE LAYER DETERIORATION OF STEEL 1020 AND COPPER AT DRY SLIDING AGAINST STEEL 1045 WITH HIGH ELECTRIC CURRENT DENSITY

Fadin V.V., Aleutdinova M.I.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia
fvv@ispms.ru

Wear intensity is the most applicable output tribosystem parameter serving as indicator of mechanical strength of surface layer (SL) in the friction process. Sometimes there is a need of use of energy contact parameter $W=V/A$ where A is the work of friction force F along a sliding distance L , V is the SL volume deteriorated along the same distance. Such representation of W means that all energy produced in a friction zone is directed to the specimen deterioration. It is impossible to recognize as correct since the amount of work A , generated in a contact zone, is dissipated, as a rule, in the form of thermal energy E_1 and E_2 enter a counterbody and material and in the form of SL deformation and deterioration. Therefore A has to be written as $A=E_1+A_1+E_2+A_2$ where A_1 , A_2 are the amounts of work directed to surface layer deterioration of a counterbody and the material respectively. Thermal energies E_1 and E_2 do not take part in direct deterioration of surface therefore W has not clear sense. Parameters V_1/A_1 and V_2/A_2 have clear sense as real specific wear rate. Therefore it is of scientific interest to define them. Steel 1020 and copper have shown quite low wear rate at dry sliding with contact current density higher 100 A/cm^2 therefore they can serve for performing of the sliding electric contact.

The purpose of the present work is to study the interrelation of surface layer composition of AISI steel 1020 and copper and its contact characteristics under dry sliding against steel conterbody with alternative contact current density higher 100 A/cm^2 .

Specimens were tested in conditions of dry sliding current collection at pressure $p=0,13 \text{ МПа}$, sliding velocity $v=5 \text{ m/s}$ using pin-on-ring type wear testing. Temperature T of a specimen was measured by the thermocouple at different distances x from a sliding surface at some j chosen randomly.

Sliding of steel 1020 and copper against steel 1045 under influence of electric current leads to emergence of contact layer with the structure that differs from initial structure. Such tribolayer consists of iron, copper and FeO oxide. The thin contact layer contains about 40at.% of oxygen and 40at.% of steel. Limited applicability of W for the description of surface layer deterioration is shown. It is obtained the wear parameter V_A using data of thermocouples and characterizing real specimen tribolayer deterioration. Parameters W , V_A , A_2/E_2 increase at current density increasing. It is established that A_2 can be close to $0,5A$. It is shown that these wear characteristics of copper are considerably lower than that of steel 1020. It is explained by realizing of easier stress relaxation in copper.

The work was carried out according to Project No. III.23.2.4 of SB RAS Fundamental Research Program III.23.2

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В НАГРУЖЕННЫХ ОБРАЗЦАХ VT1-0

Козельская А.И.¹, Панин А.В.^{1,2}, Казаченок М.С.¹, Романова В.А.¹, Почивалов Ю.И.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

annakozelskaya@gmail.com

Исследование деформационного рельефа, возникающего на поверхности конструкционных материалов в процессе нагружения, позволяет получить подробную информацию об основных механизмах их пластического течения и последующего разрушения. Несмотря на то, что закономерности огрубления поверхности нагруженных поликристаллов подробно изучены в большом числе теоретических и экспериментальных работ, все существующие модели являются сугубо одноуровневыми и не позволяют с единых позиций описать деформационное поведение металлов, имеющих различную структуру, тип кристаллической решетки и т.п.

В работе экспериментально и теоретически исследованы закономерности огрубления поверхности образцов технического титана VT1-0 подвергнутых ультразвуковой обработке и последующему одноосному растяжению. Показано, что огрубление поверхности нагруженных поликристаллов связано с одновременным развитием деформации как на микромасштабном уровне путем кристаллографического скольжения в отдельных зернах, так и на более высоком мезомасштабном уровне, который проявляется в виде разворота индивидуальных поверхностных зерен и их смещения в направлении, нормальном к свободной поверхности. Продемонстрировано, что разворот зерен в поликристаллическом образце может быть реализован только при условии, когда смежные зерна могут подстраиваться под вращающееся зерно, сохраняя сплошность границы раздела между ними.

Для количественного описания многоуровневого огрубления поверхности поликристаллических образцов VT1-0 в процессе одноосного растяжения использовалась величина среднего арифметического отклонения профиля (Ra). Установлено, что независимо от размера анализируемого изображения (длины профиля) увеличение шероховатости поверхности имеет одинаковый характер.

В случае предварительной ультразвуковой обработки степень огрубления поверхности образцов в процессе их одноосного растяжения оказывается существенно меньше. Во-первых, подавление дислокационного скольжения в упрочненном поверхностном слое приводит к уменьшению степени деформации как поверхностных, так и нижележащих зерен, и соответственно их коллективного смещения в направлении, нормальном к свободной поверхности. Во-вторых, не происходит разворотов индивидуальных зерен и, как следствие, не проявляются границы между соседними зернами в поверхностном слое. В случае макролокализации деформации влияние ультразвуковой обработки на шероховатость поверхности образцов VT1-0 оказывается наиболее выраженным.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-19-00766). Экспериментальные исследования проводились на приборе LEO EVO 5 с системой регистрации дифракции обратно рассеянных электронов (Oxford Instruments Nordlys) ЦКП «НАНОТЕХ» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

**О ВЛИЯНИИ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ДЕФОРМАЦИИ
ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ**

Баранникова С.А.^{1,2}, Бочкарёва А.В.^{1,3}, Лунёв А.Г.^{1,3}, Ли Ю.В.^{1,2}, Зуев Л.Б.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

bsa@ispms.tsc.ru, avb@ispms.tsc.ru, agl@ispms.tsc.ru

Пластическая деформация твердых тел развивается локализовано на всем протяжении процесса течения. Особенно эффектно локализация пластической деформации проявляется на макроскопическом масштабном уровне, когда картины локализации тесно связаны с действующим законом деформационного упрочнения, действующим на соответствующей стадии процесса. В этом случае [1,2] они принимают форму автоволновых процессов разных типов, причем существует взаимно однозначное соответствие между типом картины локализации и законом деформационного упрочнения, действующим на этой стадии процесса течения. Водород в металлах приводит к существенному изменению механических и физико-химических свойств, и влияние его становится заметным уже в начальный момент пластической деформации [3]. Равновесное содержание водорода в α -Fe мало, но может быть увеличено при электролитическом насыщении. В связи с этим, в настоящем исследовании предпринята попытка, выяснить влияние наводороживания на макроскопическую локализацию пластического течения высоколегированных сплавов на основе железа.

В настоящей работе приведены исследования локализации пластической деформации высоколегированной конструкционной стали 40X13 (0,4 %C, 12,5 %Cr), которая обладает оптимальным соотношением прочностных и пластических характеристик. Вырезанные из стального листа вдоль проката образцы были подвергнуты закалке с последующим высокотемпературным отжигом. Процесс электролитического насыщения стальных образцов водородом осуществлялся в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном контролируемом потенциале в 0,1N растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины при 50 °C [2]. Время насыщения водородом образцов в электрохимической ячейке составило 6, 12, 18 и 24 часов.

Увеличение времени насыщения водородом образцов привело к уменьшению пределов текучести, прочности и пластичности при одноосном растяжении. По достижению времени насыщения водородом $t=18$ часов происходит смена механизма разрушения с вязкого на хрупкий без образования макроскопической шейки разрушения. Анализ кривых нагружения показал, что независимо от времени электролитического наводороживания образцов кривые содержат стадию линейного деформационного упрочнения, на которой фиксируются автоволны локализации пластической деформации с использованием метода двухэкспозиционной спекл-фотографии [1,2]. Анализ компоненты локальных удлинений тензора пластической дисторсии показал, что на стадии линейного деформационного упрочнения параметры автоволн локализации деформации (пространственный период λ и скорость распространения V_{aw}) уменьшаются с увеличением времени насыщения образцов водородом. В связи с этим возникла необходимость оценки значимости различия макроскопических параметров автоволновых процессов локализации пластического течения. Для этого был использован статистический двойной t - критерий, позволяющий определить при попарном сравнении независимых величин: существенно их отличие или нет. Результаты проверки статистических гипотез показали, что для всех времен насыщения водородом величины λ и V_{aw} существенно различны.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Таким образом, установлено, что электролитическое насыщение водородом в значительной степени влияет на прочность и пластичность нержавеющей стали, а также на автоволновые параметры локализации пластической деформации.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013-2020 гг. и проекта РФФИ № 16-08-00385-а.

Литература:

1. Зуев Л. Б., Данилов В. И., Баранникова С. А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск: Наука, 2008. 327 с.
2. Баранникова С.А., Надежкин М. В., Мельничук В. А., Зуев Л. Б. О локализации пластической деформации растяжения монокристаллов аустенитной стали, электролитически насыщенных водородом // Письма в ЖТФ. 2011. Т.37. №.17. С. 9-17
3. Гаврилюк В.Г., Шиванюк В.Н. Взаимодействие водорода с конструкционными материалами на основе железа // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 6. С. 11-15.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА В МЕТАЛЛАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Билалов Д.А., Соковиков М.А., Баяндин Ю.В.,
Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
ledon@icmm.ru

Исследование посвящено экспериментальному и теоретическому изучению механизмов локализации пластической деформации при динамическом нагружении. На разрезном стержне Гопкинсона-Кольского (эксперимент на сжатие) испытывались «П-образцы» специальной геометрии. Это образцы, представляющие собой прямоугольный параллелепипед с тремя прямоугольными вырезами вдоль оси, перпендикулярной направлению сжатия. Таким образом, напоминая в сечении лежащую букву «П» с надстройкой в середине крышки. В результате при сжатии в узких областях, прилежащих к крышке, реализуется сложное напряжённо-деформированное состояние с преобладающей сдвиговой деформацией.

В ходе эксперимента в режиме реального времени боковая поверхность образцов исследовалась высокоскоростной инфракрасной камерой CEDIP Silver 450M. Кроме того экспериментальные методы позволили оценить скорость и степень сдвиговой деформации и напряжения. Полученное распределение поля температур показывает, что, разогрев материала в условиях, близких к адиабатическим, относительно невелик для реализуемых скоростей деформации (порядок 10^3 c^{-1}).

Помимо экспериментального исследования, было проведено трёхмерное численное моделирование процесса, соответствующего вышеуказанной экспериментальной схеме. Для описания поведения материала при динамическом нагружении была использована модель деформируемого твёрдого тела с дефектами мезоуровня [1, 2]. Результаты численных расчётов хорошо соответствуют экспериментальным данным.

Экспериментальное исследование локализации деформации при динамическом нагружении в сочетании с инфракрасными измерениями и численным моделированием позволяет рассматривать переход к разрушению адиабатическим сдвигом, как механизм, индуцированный структурными переходами в ансамбле микродефектов (микросдвигов). Измеренная температура в зоне локализации не подтверждает представления о механизмах локализации деформации, как автокаталитического температурного контроля вязкопластических явлений.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Литература:

1. О. Б. Наймарк Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, №4. – С. 45-72.
2. Д. А. Билалов, М. А. Соковиков, В. В. Чудинов, В. А. Оборин, Ю. В. Баяндин, А. И. Терёхина, О. Б. Наймарк Исследование локализации пластического сдвига в алюминиевых сплавах при динамическом нагружении // Вычислительная механика сплошных сред. – 2015. – Т. 8, № 3. – С. 319-328

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ № 16-48-590534 р_а, № 15-08-08921 а, 14-01-00842, № 16-41-590892 р_а.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Копаница Д.Г.¹, Устинов А.М.¹, Абзаев Ю.А.¹, Потехаев А.И.², Клопотов А.А.^{1,2}

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

kopanitsa@mail.ru, artemustinov@bk.ru, abzaev@tsuab.ru,

potekhaev@spti.tsu.ru, klopotovaa@tsuab.ru

В физической мезомеханике твердое тело представляют в виде многоуровневой иерархической системы, в которой выделяют две подсистемы: 3D объемную и 2D планарную (поверхностные слои и все границы раздела). Изучение деформационных сдвигов, ограниченных с одной стороны более жесткой поверхностью тонких пластин позволяет, в первом приближении, «отсечь» влияние 3D подсистемы, так как линейные размеры существенно (как минимум на два порядка) превышают объемные. При таком подходе к изучению деформационных процессов планарная подсистема проявляет присущие ей фундаментальные свойства [1].

Цель данной работы - провести исследования эволюции *in situ* распределения областей локальной деформации в приповерхностных слоях углеродной ткани при сдвиговой деформации.

Для проведения эксперимента были изготовленные образцы из углеродной ткани. В качестве основы для создания образцов были использованы изготовленные соответствующим образом стальные пластины. На поверхность стальных пластин была приклеена углеродная однонаправленная ткань FibARM Tape-200/300, т.е. были приготовлены образцы клеевых соединений. В качестве связующего был использован двухкомпонентный эпоксидный состав FibARM Resin 530+.

На рис. 1 представлена схема проведения испытаний. При проведении деформационного воздействия на сдвиг (рис. 1) для получения информации об эволюции деформированного состояния была использована цифровая оптическая система VIC3D [2].

Были получены деформационные кривые, на которых были выделены три стадии. Первая стадия характеризуется линейной зависимостью величины сдвига от нагрузки. Конец этой стадии характеризовался разрушением клеевого контакта между деталями и появлением полосы касательных напряжений с максимальными значениями.

Вторая стадия характеризуется линейной взаимозависимостью нагрузка-сдвиг. На этой стадии образец работает цельно, т.е. идет процесс нагружения с возникновением упругих деформаций клеа и углеткани.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Третья стадия характеризуется «рваной» зависимостью нагрузка-сдвиг. Деформация образца на этой стадии характеризуется началом адгезионного разрушения по контакту со сталью и развитием разрушения на всю площадь клевого соединения. Полная потеря несущей способности клевого соединения произошла при нагрузке 7,6 кН и величине сдвига 0,104 мм.

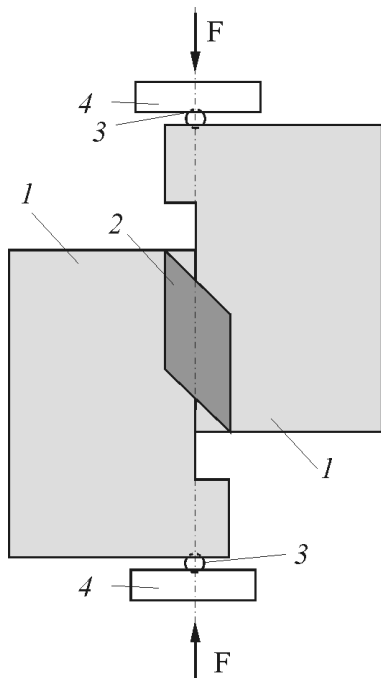


Рис. 1. Схема испытания на сдвиг.
1 – стальные пластины; 2 – углеткань, приклеенная на поверхность стальных пластин; 3 – центрирующие нагрузку стальные шарики; 4 – пластины, передающие приложенную нагрузку

Слоевой характер распределения деформации на поверхности всего образца хорошо просматривается на картине вертикальных перемещений поверхности наклейки (рис. 2, а) на третьей стадии предразрушения. В области осевого стыка стальных пластин на поверхности углепластика наблюдается поворот слоев, причем осевая линия деформационных слоев не совпадает с осевой линией стыка двух стальных пластин. Важно отметить, что углепластик в процессе деформации передает в вертикальном направлении деформацию на поверхность стальных пластин, к которым он приклеен.

На рис. 2, б видно, что касательные относительные деформации поверхности наклейки проявляют слоевой характер распределения деформации только в области стыка стальных пластин. Вне зоны стыка стальных пластин в областях на поверхности углепластика и стали наблюдается хаотическое неоднородное мелкодисперсное распределение локальных областей деформаций с почти одинаковыми размерами.

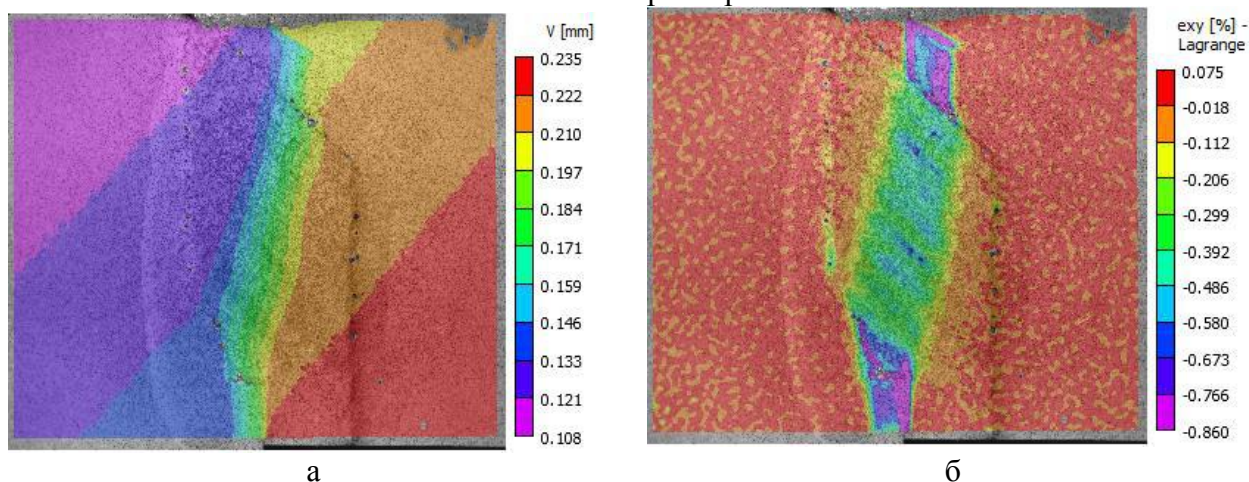


Рис. 2. Картина вертикальных перемещений (а) и касательных относительных деформаций (б) поверхности наклейки из углепластика и стали при нагрузке образца 7,6 кН

Литература:

1. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физическая мезомеханика. – 1999. – Т.2. – №6. – С.5-23.
2. Третьякова Т.В. //Вычислительная механика сплошных сред. – 2014. – Т.7. – № 2. – С. 162-171.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА VT1-0 В ПРОЦЕССЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Панин А.В.^{1,2}, Казаченок М.С.¹, Козельская А.И.¹, Перевалова О.Б.¹,
Балохонов Р.Р.¹, Романова В.А.¹, Почивалов Ю.И.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

pav@ispms.tsc.ru

С использованием контактного и оптического профилометров, а также сканирующего электронного и атомно-силового микроскопов исследованы закономерности огрубления поверхности образцов технического титана VT1-0, подвергнутых предварительной ультразвуковой обработке. Установлено, что формирование на поверхности титановой пластины навалов различной формы и размеров происходит по механизму пластического оттеснения в результате воздействия как самого ударника, так и его микровыступов.

Электронно-микроскопический анализ боковой грани исследованных образцов VT1-0 выявил градиентный характер структуры, формирующейся в их поверхностном слое в процессе ультразвуковой обработки. Показано, что в поверхностных слоях толщиной 5-10 мкм наблюдаются зерна α -фазы, дислокационные субструктуры и двойники со средними размерами менее 100 нм. Наряду с этим, в зернах α -титана образуются наноразмерные частицы Ti_2C , появление которых связано с использованием в процессе ультразвуковой обработки машинного масла, в состав которого входят насыщенные углеводороды. На глубине 50 мкм от обработанной ультразвуком поверхности в зернах α -титана формируется полосовая дислокационная субструктура, а также большое количество двойников микронного диапазона.

Изучено влияние ультразвуковой обработки на закономерности пластической деформации образцов VT1-0 при одноосном растяжении. Показано, что подавление дислокационного скольжения в наноструктурированных поверхностных слоях титановых образцов обуславливает зарождение и распространение периодических полос сдвига, ориентированных вдоль сопряженных направлений максимальных касательных напряжений. Экспериментальными и численными исследованиями выявлено влияние микроструктуры упрочненного поверхностного слоя и его толщины на периодический характер распространения полос локализованного пластического сдвига. Методами EBSD-анализа и просвечивающей электронной микроскопии продемонстрированы закономерности фрагментации зеренной структуры внутри полос сдвига и их тонкая структура.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 14-19-00766). Экспериментальные исследования проводились на приборах ЦКП «НАНОТЕХ» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

УВЕЛИЧЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ОБРАЗЦОВ ТИТАНА VT1-0 В РЕЗУЛЬТАТЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Казаченок М.С.¹, Панин А.В.^{1,2}, Козельская А.И.¹, Первалова О.Б.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

kms@ispms.tsc.ru

Обработка конструкционных материалов низкоэнергетическими (<40 кэВ) сильноточными электронными пучками является эффективным способом повышения их коррозионной стойкости, износостойкости, динамической прочности и других механических характеристик. Однако, несмотря на большое количество исследований, посвященных закономерностям изменения структуры металлов и их сплавов в процессе электронно-пучковой обработки, не существует ясности в вопросах механической и термической стабильности их упрочненных поверхностных слоев. Кроме того, не известен механизм пластического течения облученного поверхностного слоя и его влияние на характер деформации и разрушения материала в целом. Целью данной работы являлось исследование механизмов деформации образцов технического титана VT1-0, подвергнутых предварительной электронно-пучковой обработке и последующему одноосному растяжению.

В работе исследованы образцы VT1-0, подвергнутые облучению 3 электронными импульсами с плотностью энергии в пучке $W = 12\text{--}24$ Дж/см² и длительностью импульсов

50 мкс. Механические характеристики модифицированных поверхностных слоев определяли с помощью наноиндентирования. Методами оптической, атомно-силовой, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа изучены морфология поверхности и микроструктура титана VT1-0 при различных степенях деформации.

Установлено, что деформация модифицированного поверхностного слоя образцов, имеющего мартенситную структуру, происходит путем полиморфного превращения $\alpha' \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha'$. Трансформация α' -фазы, сформированной в поверхностном слое в процессе электронно-пучковой обработки, в α'' -фазу сопровождается релаксацией упругих растягивающих напряжений и уменьшением соотношения параметров решетки c/a . При степени деформации $\varepsilon > 5\%$ α'' -фаза в поверхностном слое нагруженных образцов VT1-0 исчезает.

Показано, что наличие упрочненного поверхностного слоя, толщина которого варьируется в пределах от 6 до 11 мкм в зависимости от плотности энергии электронного пучка, снижает интенсивность дислокационного скольжения в поверхностных зернах нагруженных образцов VT1-0. Испытания на одноосное растяжение показали, что наличие мартенситной структуры внутри поверхностного слоя в процессе обработки электронным пучком не приводит к заметному увеличению пределов текучести и прочности исследованных образцов, однако обуславливает рост их пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 14-19-00766). Экспериментальные исследования проводились на приборах ЦКП «НАНОТЕХ» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

СТРУКТУРНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
Соколов М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
sokovikov@icmm.ru

Работа посвящена экспериментальному и теоретическому изучению неустойчивости и локализации пластической деформации при динамическом нагружении и высокоскоростном пробивании.

Для теоретического анализа в данной работе использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микродефектов на пластические свойства твердых тел [1].

Исследовалось поведение образцов в режиме близком к чистому сдвигу при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона – Кольского. Для этого были разработаны образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния. Кроме того исследовались образцы типа “сдвиг-сжатие”, предложенные в [2]. В режиме реального времени боковая поверхность образцов исследовалась с помощью высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Полученное распределение температурного поля в различные моменты времени позволило судить о развитии процесса локализации пластической деформации. Методика исследования предложена в [3].

Проведено изучение пробивания преграды в виде формирования и выноса пробки с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры. На оригинальной баллистической установке по изучению пробивания были исследованы образцы из стали 25ХНЗМФС и алюминиевых сплавов, для которых были реализованы режимы импульсного нагружения, сопровождающиеся неустойчивостью пластического течения и выносом пробки.

Получены инфракрасные образы тыльной поверхности образца и распределение температуры на тыльной поверхности образца в процессе внедрения ударника в образец и формирования пробки. Значения температур в областях локализации пластической деформации не превышают $\sim 190^{\circ}\text{C}$, что позволяет сделать вывод о возможности реализации механизма формирования и выноса пробки, не связанных с термопластической неустойчивостью.

В результате численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в материале, полученные поля температур на поверхности образцов типа «сдвиг-сжатие» и на тыльной поверхности образцов при формировании и выносе пробки близки к определенным экспериментально. После эксперимента сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5010 и просвечивающего электронного микроскопа [4].

Данные теоретических и экспериментальных исследований позволяют предполагать, что один из механизмов неустойчивости пластического сдвига и локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен структурно- кинетическими переходами в ансамблях микродефектов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 14-19-01173.

Литературы:

1. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика, 2004, Т.6, с. 45-72.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

2. Rittel D., Landau P., and Venkert A. // Phys.Rev.Lett. 101, 165501.- 2008.
3. Соковиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Неравновесные переходы в ансамблях дефектов при динамической локализации пластической деформации // Письма в Журнал технической физики, 2014, Том.40, Выпуск 23, с.82 -88.
4. Ляпунова Е.А., Петрова А.Н., Бродова И.Г., Наймарк О.Б., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Уваров С.В. Исследование морфологии многомасштабных дефектных структур и локализации пластической деформации при пробивании мишеней из сплава А6061// Письма в Журнал технической физики, 2012, Том 38, Выпуск 1, с.13-20.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ДВУХСЛОЙНОЙ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОЙ ПРЕГРАДЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРОБИВАНИИ

Мехоношина Т.Г.^{1,2}, Соковиков М.А.², Баяндин Ю.В.^{1,2}, Наймарк О.Б.^{1,2}

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия,

²Институт механики сплошных УрО РАН, Пермь, Россия

tatyana92.92.92@mail.ru

В данной работе рассматривается процесс пробивания преграды с наружным керамическим слоем из корундовой керамики Al_2O_3 , в качестве подложки используется слой сплава алюминия Д16, проявляющий в процессе динамического нагружения упруго-пластические свойства.

Наружный керамический слой воспринимает основную ударную нагрузку, дробится на мелкие частицы и рассеивает кинетическую энергию снаряда. Остаточная кинетическая энергия снаряда поглощается упруго-пластической деформацией подложки.

Вычислительный эксперимент, соответствующий реализуемой схеме нагружения материала, проводился с использованием системы определяющих уравнений, предложенных в [1,2] и отражающих механизмы разрушения, обусловленные коллективным поведением микродефектов.

Для описания динамического деформирования используются: закон Гука для материала лицевого керамического слоя; уравнение неразрывности; уравнение движения и условие аддитивности упругой и пластической деформации для материала подложки. Данное условие принимается в силу того, что упругие деформации малы, а пластические поведение материала подложки описывается на основе теории пластического течения.

Система основных уравнений дополняется начальными и граничными условиями. Исследуется случай «нормального» взаимодействия преграды с ударником, скорость которого в момент соударения имеет только осевую компоненту. На границах, свободных от напряжений, выполняется условие нулевых напряжений. На участке контакта между телами ставится условие идеального скольжения. Моделирование задачи соударения проводится численно с использованием конечно-элементного пакета прикладных программ.

В результате численного моделирования были получены данные о различных степенях разрушения преграды в зависимости от скорости соударения и толщины защитного слоя.

Проведены оценки энергии затраченной на разрушение преграды при различных скоростях соударения.

Анализ полученных результатов показывает, что с ростом скорости соударения (а значит и скорости деформирования) возрастает удельная энергия, которая расходуется

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

на разрушение керамического слоя, кроме того с ростом скоростей соударения увеличивается объем разрушенного материала в керамическом слое.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 14-19-01173.

Литература:

1. Наймарк О. Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45-72.
2. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терёхина А.И., Наймарк О.Б. Исследование локализации пластического сдвига в алюминиевых сплавах при динамическом нагружении // Вычислительная механика сплошных сред. – 2015. – Т. 8, №3. – С. 319-328.

PLASTIC DEFORMATION AND FRACTURE IN HIGH-NITROGEN AUSTENITIC STEEL IN COURSE OF HYDROGENATION AND SUBSEQUENT TENSION

Maier G.G.¹, Astafurova E.G.¹, Melnikov E.V.¹, Moskvina V.A.², Galchenko N.K.¹, Smirnov A.I.³, Bataev V.A.³

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,

²Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,

³Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, Russia

galinazg@yandex.ru

We investigated the tensile behavior and fracture mechanism of high-nitrogen austenitic steel Fe-19Cr-22Mn-1.4V-0.5N-0.2C (wt.%) after electrochemical hydrogen charging for 2, 5, and 10 hours. Hydrogen saturation was carried out at room temperature and at current density of 50 mA/cm² in 1N water solution H₂SO₄ containing 0.25g l⁻¹ of CH₄N₂S as recombination poison. The tensile tests were conducted at room temperature at strain rate of 5.6×10⁻⁴ s⁻¹ immediately after hydrogen saturation.

With increase in hydrogenation duration, the slight decrease of yield strength was found: from 570 MPa in hydrogen-free down to 540 MPa in hydrogen-charged for 10 hrs. specimens. The elongation deteriorates under hydrogen saturation from 20 % for hydrogen-free specimens to 17 %, 15% and 12% after hydrogen charging for 2, 5 and 10 hours respectively. After 2 and 5 hours of hydrogen charging, the value of strain hardening coefficient does not change (Θ=2800 MPa), but the hydrogenation for 10 h. causes the increase of Θ value up to 3100 MPa.

Fracture surface of hydrogen-free specimens reveals characteristics of mainly brittle fracture with intergranular and transgranular cracking and ductile elements. Hydrogenation leads to change in fracture mode from predominantly intergranular to mainly transgranular one and promotes secondary cracking inside of specimens. In the central area, the fracture morphology of the hydrogen-charged specimens is ductile. It contains regions with coarse dimples and fine dimples with parallel edges closely spaced to each other. Rough secondary macrocracks is observed in central part of hydrogenated specimens.

The thin brittle surface layer with the mean thickness of 1.5 μm was observed after 2hrs. hydrogenation of steel. The hydrogenation for 5 and 10 hours provides thicker brittle surface layers with a mean thickness of 2.1 μm and 3.5 μm respectively. The hydrogen-assisted surfaces layers consist of two regions: the first one (surface) is homogeneous and brittle (cleavage-like); the second one (subsurface) is characterized by columnar structure with the elongated dimples oriented perpendicular to the specimen surface.

The investigations of the side surfaces of specimens in initial state and after hydrogenation were carried out. The hydrogen-free specimen demonstrated slip bands inside of grains with the step of about 3 μm. After 2 hours of hydrogen charging and tension,

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

hydrogen-induced cracks are observed along grain boundaries. Some of these cracks with a length of 5-20 μm are detected inside of grains. Increase in hydrogenation duration increases the distance between cracks and their depth: to 8 μm after 5 hours and to 12 μm after 10 hours of hydrogen saturation. These differences in distance between cracks and crack depth are associated with the different thickness of brittle surface layers and with different tensile elongation of specimens to fracture.

This research was supported by the Russian Foundation for Basic Researches (project No. 16-38-50030).

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ ТРЕКОВЫХ МЕМБРАН ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Филиппова Е.О.^{1,2}, Филиппов А.В.^{1,2}, Кравченко А.В.¹

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
avf@ispms.ru

Полиэтилентерефталат является популярным полимерным материалом. РЕТ применяется в пищевой промышленности для изготовления упаковки продуктов питания и напитков. В автомобильной промышленности для изготовления автомобильных шин. В химической промышленности для производства косметических и фармацевтических средств. Хорошая биологическая совместимость материала способствовала применению РЕТ в медицине в качестве биологических имплантатов и доставщиков лекарственных средств. Одним из вариантов использования РЕТ является создание барьерного имплантата для его применения в офтальмологии. Для получения необходимых характеристик имплантата используют тонкие пленки с пористой трековой структурой. Готовый имплантат представляет собой пленку толщиной 7-10 мкм с пораами диаметром 0,4-0,7 мкм. В процессе имплантации ТМ подвергается выглаживанию из-за этого возможно повреждение её поверхности. С целью оценки выглаживающего воздействия до хирургической операции возможно проведение трибологических испытаний. Первичные результаты испытания РЕТ ТМ показали, что длительное испытание в паре металл (контртело)-полимер (ТМ) характеризуется 4-мя стадиями: резкий спад коэффициента (1-я стадия), быстрое нарастание (2-я стадия), плавный рост (3-я стадия), за которым следует ступенчатое изменение μ (4-я стадия). После 4-й стадии происходит разрыв материала ТМ. Однако, для большего соответствия воздействию хирургических инструментов на поверхность инструмента требуется провести трибологические испытания с малой нагрузкой, скоростью и длительностью.

В настоящем исследовании использовались ТМ из полиэтилентерефталата толщиной 10 мкм с пораами диаметром 0,4 мкм, полученные в процессе облучения тяжелыми ионами и щелочного травления. Трибологические испытания проводились по схеме pin-on-disk на машине TRIBOtechnik в условиях сухого трения скольжения. ТМ закреплялась на поверхности диска с помощью зажимного приспособления. Варьировались значения длительности испытания (в диапазоне 10-75 м), скорости скольжения (в диапазоне 1,5-30 мм/с) и нагрузки (1 и 2 Н). Тесты с различной дистанцией выполнены при нормальной нагрузке 1 Н и скорости скольжения 5 мм/с. Тесты с различной скоростью выполнены при нагрузке 1 Н. Тесты с различной нагрузкой выполнены при скорости скольжения 5 мм/с. В качестве контртела использовался керамический шарик диаметром 6 мм. Анализ топографии износа ТМ выполнялся на лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT OLS4100.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

По результатам выполненных экспериментальных исследований можно заключить, что по мере увеличения длительности испытания КТ увеличивается незначительно. Увеличение скорости испытания свыше 5 мм/с привело к повышению коэффициента трения. А в диапазоне 1,5-5 мм/с значения КТ одинаковы. Увеличение нагрузки способствовало увеличению КТ. Воздействие контртела на поверхность трековой мембраны из РЕТ не имеет явной зависимости от длительности испытания и скорости скольжения. Главным образом повреждения поверхности трековой мембраны выражаются в формировании «бороздок» различных размеров, а также «замятии» поверхности с изменением очертаний пор. Тем не менее, выполненные исследования показали, что при небольшой длительности испытания (не более 60 м) повреждение поверхности трековой мембраны не превышает 0,3 мкм. Это свидетельствует о возможности применения ТМ из РЕТ в качестве имплантатов для офтальмологии. Дальнейшее направление исследований должно предполагать проведение трибологических испытаний в условиях трения с биологической жидкостью.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг.

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ

Чечулина Е.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
Zhenya-chechulina@yandex.ru

Многочисленные экспериментальные исследования показывают, что пластическое течение материалов нельзя характеризовать как однородное, имеет место локализация деформации. Одним из наиболее известных проявлений локализации пластической деформации является эффект Портевена – Ле Шателье (ПЛШ). Традиционное объяснение прерывистого, нерегулярного отклика материала при монотонных воздействиях в основном ограничивается механизмами разблокировки дислокаций от «облаков» примесных атомов, процессами диффузии и согласованным движением больших массивов дислокаций на различных масштабных уровнях, от наноразмеров до величин, соизмеримых с размерами макрообразцов. Следует отметить, что деформирование в режиме прерывистой пластичности играет отрицательную роль при обработке металлов и сплавов, ведет к существенному ухудшению качества поверхности (шероховатости), что приводит к снижению усталостной прочности, коррозионной стойкости и аэродинамических характеристик изделий.

Существующие модели для теоретического описания эффекта ПЛШ используют различные подходы и нацелены на описание наблюдаемых в макроэкспериментах «зубчатых» деформационных кривых [1].

Моделирование на основе дислокационной динамики является наиболее универсальным подходом к изучению поведения больших массивов дислокаций, их движения и взаимодействия, данные модели позволяют получить зависимости плотности дислокаций от параметров воздействия (степени деформации, скорости деформации и температуры), а также от параметров структуры (размер зерна). Достоинством таких моделей является способность описать структуру, прочность и пластичность металлов и сплавов на микроструктурном уровне.

В работе предлагается трехуровневая математическая модель, предназначенная для описания эффекта Портевена – Ле Шателье в поликристаллических материалах при термомеханическом нагружении. Основным механизмом данного эффекта считается закрепление дислокаций атомами примесей при остановках на барьерах различной

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

природы. При построении модели применяется многоуровневый подход, основанный на использовании в ее структуре внутренних переменных – параметров, характеризующих состояние и эволюцию мезо- и микроструктуры материала.

В рассмотрение вводятся следующие масштабные уровни: макроуровень – уровень представительного макрообъема, мезоуровень I – уровень отдельного кристаллита и мезоуровень II – уровень «субкристаллита» (субзерна, фрагмента).

Для связи различных уровней в структуру определяющих соотношений на каждом из масштабных уровней вводятся явные внутренние переменные, определяемые из замыкающих уравнений, описывающих процессы деформирования на более глубоких масштабных уровнях по отношению к рассматриваемому. Неявные внутренние переменные входят в эволюционные уравнения в качестве параметров [2].

Подход к описанию дислокационной структуры основан на введении однородных плотностей дислокаций на каждой системе скольжения и получении эволюционных уравнений, описывающих механизмы их зарождения и взаимодействия. Для описания плотностей дислокаций с одинаковыми плоскостями залегания и различными векторами Бюргерса используется разделение краевых дислокаций на положительные и отрицательные.

В рассмотрение вводятся следующие типы взаимодействия дислокации с образованием дислокационных структур: образование (зарождение) дислокаций, аннигиляция, торможение мобильных дислокаций барьерами дислокационной и недислокационной природы, мобилизация иммобильных дислокаций из-за приложенной нагрузки и/или тепловой активации. Указанные механизмы позволяют описать процессы деформирования, в которых велика роль диффузионных процессов, в частности эффект Портевена – Ле Шателье.

В работе представлена общая структура модели представительного объема поликристаллического материала, в основе которой лежит описание основных механизмов пластического деформирования рассматриваемого класса материалов на мезоуровне.

Литература:

1. Трусов П.В., Чечулина Е.А. Прерывистая текучесть: физические механизмы, экспериментальные данные, макрофеноменологические модели // Вестник ПНИПУ. Механика. 2014. №3. С.186–232.
2. Трусов П.В., Ашихмин В.Н., Швейкин А.И. Двухуровневая модель упругопластического деформирования поликристаллических материалов // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2009. – Т.15, №3. – С.327-344.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 16-31-00215 мол_а).

О КРУГАХ МОРА

Чанышев А.И.

Институт горного дела СО РАН, Россия, a.i.chanyshhev@gmail.com

Традиционно круги Мора представляются в виде полукругов, что обусловлено введением на площадке с нормалью \vec{n} полярной системы координат, в которой вектор определяется полярным углом, изменяющимся от 0 до 2π , и длиной. Поскольку длина неотрицательна, то отсюда следуют полукруги (не круги) Мора. Чтобы исправить ситуацию в данной работе на основании определения противоположно направленного вектора, имеющего по сравнению с исходным вектором отрицательную проекцию, предлагается подредактировать полярную систему координат – ввести на плоскости с нормалью \vec{n} область положительных направлений векторов и область отрицательных. Для представления кругов Мора предлагается векторы на площадке с нормалью \vec{n}

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

считать положительно направленными, если они образуют острый угол с первым главным направлением тензора напряжений и отрицательно направленными (имеющими проекцию, равную минус длине вектора), если этот угол тупой. В этом случае определяются не полукруги, а круги Мора. Причем каждой точке кругов Мора соответствуют не две, а одна площадка с нормалью \vec{n} .

В работе также рассматривается зависимость работы, производимой вектором напряжений на фиксированной площадке с нормалью \vec{n} на изменениях вектора деформации, от пути нагружения. Показывается, что эта работа даже в случае применения закона Гука является потенциальной только на площадках, равнонаклонных к главным осям тензоров напряжений и деформаций.

Выводы. Произведена модернизация полярной системы координат, в рамках которой описание напряженно-деформированного состояния элемента среды производится в полных кругах Мора. Показано, что только на равнонаклонных к главным осям тензоров напряжений и деформаций площадках в случае применения закона Гука работа векторов напряжений на изменениях векторов деформаций потенциальна.

СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni₃Ge ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Соловьева Ю.В.¹, Старенченко В.А.¹, Липатникова Я.Д.¹,
Валуйская Л.А.², Старенченко С.В.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,

²Сибирский государственный медицинский университет, Томск, Россия

j_sol@mail.ru, val_larisa@mail.ru

Суперлокализация пластической деформации кристаллов – это явление, выражающееся в почти неограниченном развитии пластического течения в локальных объемах материала. При повышенных температурах (>0,5T_{пл}) наблюдается деформационное расслоение кристаллов на локальные зоны интенсивного сдвигообразования внутри практически недеформируемой матрицы. Величина локальной сдвиговой деформации в полосах локализации при этом составляет тысячи процентов при общей средней деформации порядка десяти процентов. Наиболее ярко суперлокализация пластической течения выражена при высокотемпературной деформации монокристаллов интерметаллидов со сверхструктурой L1₂, которая первоначально была обнаружена на монокристаллах сплава Ni₃Ge, имеющих направление оси сжатия [0 0 1]. Материалы этого класса обладают сильной аномальной температурной зависимостью механических свойств (с увеличением температуры в определенном интервале сдвиговые напряжения, предел текучести и коэффициент упрочнения возрастают почти на порядок). К настоящему моменту времени природа высокотемпературной суперлокализации пластической деформации остается до конца невыясненной.

В настоящей работе приведены результаты экспериментальных исследований высокотемпературной суперлокализации пластической деформации монокристаллов сплава Ni₃Ge. Отклонение оси деформации монокристаллов Ni₃Ge от точной ориентации [0 0 1] по направлению [1 3 9] не влияет на расположение и ориентацию полос макроскопической локализации деформации при высоких температурах, однако оказывает влияние на структуру и ширину полосы. Полоса суперлокализации становится более размытой (уширенной до 200 мкм), внутренняя структура полосы усложняется. Связано это с включением в процесс деформации скольжения в кубических системах, которое реализуется в монокристаллах ориентации [1 3 9]. При

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

отклонении оси деформации в направлении полюса стереографического треугольника $[\bar{1} 1 1]$, когда фактор Шмида для кубических систем превышает или сравним с факторами Шмида для октаэдрических систем, суперлокализация не наблюдается. Увеличение скорости активной деформации на порядок ведет к уменьшению ширины полосы суперлокализации в два раза, полоса становится более четко очерченной. Это может свидетельствовать о диффузионной природе механизмов, определяющих явление суперлокализации. Явление суперлокализации пластической деформации было обнаружено также и в условиях ползучести в высокотемпературной области при деформации монокристаллов Ni_3Ge с ориентацией, близкой или совпадающей с $[0 0 1]$. При этом скорости ползучести становятся сравнимы со скоростями активной деформации. Так же как и при активной деформации, в полосе макролокализации формируется фрагментированная и зёрненная субструктуры. Показано, что необходимым условием неустойчивости развития микроструктуры и появления полос суперлокализации при деформации является высокопрочное состояние монокристалла. Высокая температура ($T > 0,6T_{\text{пл}}$) и ориентация монокристалла, благоприятная для октаэдрического скольжения, способствуют интенсивному накоплению дислокаций и точечных дефектов, в результате чего возникает возможность некристаллографического движения дислокаций и произвольного их перераспределения. Это приводит к катастрофическому распаду однородной дислокационной структуры, резкому падению сопротивления деформированию и процессу макролокализации. Суперлокализация в большинстве случаев начинается вблизи концентраторов напряжения. Наличие концентраторов напряжения является еще одним условием возникновения суперлокализации пластической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-03-00182-а и № 16-32-00139 мол_а).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V–Cr–Zr–W ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Радишевский В.Л.¹, Дитенберг И.А.^{1,2,3}, Смирнов И.В.^{1,2}, Гриняев К.В.^{1,2,3}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Чернов В.М.⁴, Корзников А.В.⁵

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴ОАО Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва, Россия,

⁵Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

rvl@myttk.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также путем микроиндентирования, проведено исследование влияния температуры отжига (в интервале 700–1200 °С) на параметры микроструктуры и уровень микротвердости наноструктурированного ванадиевого сплава системы V–Cr–Zr–W. Указанный сплав с высоким эффектом дисперсного упрочнения предварительно был подвергнут большой пластической деформации кручением под давлением [1], что привело к формированию анизотропной субмикроструктурной структуры. Размеры зерен в направлениях, параллельных плоскости наковален, находятся в интервале 70–700 нм, в то время как в направлении оси кручения они составляют 50–200 нм.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Установлено, что при 800 °С начинается первичная рекристаллизация: происходит зарождение и рост зерен (50–250 нм), форма которых близка к равноосной. При температуре отжига 900 °С наблюдается быстрый рост зерен до 0.7–1.7 мкм при неизменных значениях H_u (≈ 3.5 ГПа), что свидетельствует о сохранении субструктурного упрочнения за счет закрепления дефектной структуры мелкодисперсными частицами вторых фаз. Дальнейшее увеличение температуры до 950–1050 °С приводит к активизации процессов возврата, релаксации внутренних напряжений и снижению микротвёрдости до $H_u = 2.8$ –2.9 ГПа. Размер зерна при этом не превышает 3 мкм. После термообработки при температуре 1200 °С активизируется собирательная рекристаллизация, в результате которой появляется сильная разнотвёрдость: основной объём материала представлен зернами размерами 2–5 мкм, на фоне которых встречаются крупные зерна размерами более 10 мкм. Этот процесс сопровождается существенным (до 2.2 ГПа) уменьшением значений микротвёрдости.

Обсуждаются основные механизмы упрочнения изучаемого гетерофазного сплава (твердорастворный, дисперсный, субструктурный, зернограничный). Проанализирован их индивидуальный и кооперативный вклад на различных этапах термической обработки.

Литература:

1. Smirnov I.V., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V., Radishevsky V.L. Features of formation of nanocrystalline state in internal-oxidized V-Cr-Zr-W and V-Mo-Zr system alloys during deformation by torsion under pressure // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. V. 116. № 1. I. 012037. P. 1.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V–Cr–Zr–W ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Смирнов И.В.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2,3}, Гриняев К.В.^{1,2,3},
Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Корзников А.В.⁴, Чернов В.М.⁵

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,

⁵ОАО Высокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

smirnov_iv@bk.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии изучены особенности структурно-фазового состояния внутреннеокисленного сплава системы V–Cr–Zr–W после интенсивной пластической деформации методом кручения на наковальнях Бриджмена. Проведена количественная аттестация параметров зеренной и дефектной структуры, определены характерные размеры и фазовый состав мелкодисперсных частиц. Проанализированы основные факторы, определяющие специфику формирования наноструктурных состояний.

После деформации кручением под давлением при числе оборотов $N = 1$ в центральной и периферийной областях образцов-дисков изучаемого сплава

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

формируется субмикроструктурное состояние, характеризующееся высокой анизотропией зеренной и дефектной структуры ($d_{\parallel} \approx 150 \div 600$ нм, $d_{\perp} \leq 100$ нм).

Установлено, что зерна с большеугловыми границами фрагментированы на субзерна размером $5 \div 30$ нм, разделенные малоугловыми границами разориентации (от 0.5° до 1.5°) дискретного и непрерывного типа. Кривизна кристаллической решетки (χ_{ij}) в указанных фрагментах достигает значения 40 и более град/мкм. В соответствии с [1], состояния такого типа классифицируются как двухуровневые наноструктурные состояния.

При увеличении степени деформации размеры зерен, определяемые большеугловыми границами, почти не меняются. При этом обнаружено изменение их внутренней дефектной субструктуры. В частности, наблюдается трансформация двухуровневого состояния, что проявляется в повышении доли более мелких (5-10 нм) нанофрагментов, а также в увеличении значений кривизны кристаллической решетки в них (от нескольких десятков до сотен град/мкм).

Определены значения микротвердости в зависимости от величины деформации. Проведен анализ влияния объемной доли и размеров частиц мелкодисперсной фазы на особенности упрочнения и эволюцию микроструктуры изучаемого сплава.

Предполагается, что высокая плотность распределенных по объему мелкодисперсных частиц вторых фаз в совокупности с высокими концентрациями примесей внедрения в твердых растворах обеспечивают достижение высокой плотности концентраторов напряжений на наномасштабном уровне, что, как следствие, приводит к снижению релаксационной способности материала.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП ТГУ.

Литература:

1. Дитенберг И.А. и др. Эволюция дефектной субструктуры при больших пластических деформациях сплава V-4Ti-4Cr // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 6. С 68.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Батухтина Е.Е.¹, Романова В.А.¹, Балохонов Р.Р.¹, Казаченок М.С.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

batuhtina10902@mail.ru

Повсеместное использование алюминиевых сплавов ставит в приоритет подробное изучение поведения алюминиевых деталей и конструкций. Известно, что поликристаллический алюминий обладает склонностью к образованию деформационного рельефа в результате механических воздействий. Данное явление вносит отрицательный эффект, поскольку может проявляться уже на стадии изготовления детали, например, в процессе формовки. В связи с этим, важную роль играет исследование деформационного рельефа в поликристалле алюминия, а также совокупности факторов, влияющих на это явление.

В данной работе экспериментально и численно изучен вклад механической и кристаллографической анизотропии в развитие деформационного рельефа. Экспериментальные исследования проводились методом *in situ* на алюминиевых образцах в состоянии поставки и прокатки. Поликристаллический алюминий в состоянии поставки характеризовался равноосной формой зерен и отсутствием

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

текстуры, тогда как в прокатанном образце была явно выражена кубическая текстура, а зерна имели вытянутую вдоль оси прокатки форму. Все образцы подвергались одноосному растяжению, в процессе которого изучалась эволюция деформационного рельефа на свободной от нагрузок поверхности. Показано, что деформационный рельеф качественно не меняется в процессе нагружения, увеличивается лишь высота сформированных складок.

Численные исследования проводились с применением метода конечных элементов. Методом пошагового заполнения были созданы модели поликристаллов с вытянутой и равноосной формой зерен. Описание упруго-пластического отклика материала проводилось в рамках концепции физической теории пластичности, рассматривающей поликристалл, как конгломерат различно ориентированных относительно глобальной системы координат монокристаллов. Ориентация задавалась с помощью углов Эйлера, что позволило сформировать кубическую текстуру, характерную для образца с вытянутыми зернами. Деформационное поведение поликристалла определяется как вкладом отдельных кристаллитов, так и зернограничным упрочнением, которое описывалось соотношением Холла-Петча. Расчеты проводились в соответствии с условиями экспериментов с целью верификации разработанных моделей.

В результате численной реализации было показано, что текстура и форма зерен значительно влияют на формирование деформационного рельефа и локализацию пластической деформации. В случае текстурированного образца с вытянутой формой зерен пластическая деформация проявляется на ранних стадиях нагружения, тогда как деформационный рельеф менее выражен, чем в случае поликристалла с равноосными зернами. Представленные результаты хорошо согласуются с данными, полученными экспериментальным методом.

Эксперименты выполнены в рамках программы фундаментальных научных исследований Российской академии наук на 2013–2020 годы, численное моделирование поддержано грантом РФФИ (14-08-00277-А).

О КИНЕТИКЕ ФРОНТОВ ПОЛОС ЧЕРНОВА - ЛЮДЕРСА

Данилов В.И.^{1,2}, Горбатенко В.В.¹, Зуев Л.Б.¹,

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Северский технологический институт Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ», Северск, Россия
dvi@ispms.tsc.ru, gvv@ispms.tsc.ru

Актуальная проблема упругопластического перехода является многогранной и включает в себя ряд аспектов. Данный переход в ряде случаев происходит в несколько стадий. Так в малоуглеродистых сталях и других твердых растворах внедрения на базе ОЦК металлов он состоит из стадии микропластичности и стадии зуба и площадки текучести, поэтому занимает значительный промежуток времени. Этот промежуток времени определяется кинетикой деформационных процессов, протекающих на указанных стадиях. В проведенных ранее экспериментах было установлено, что стадии микропластичности, а также восходящей и подающих ветвей зуба текучести соответствует процесс прорастания через поперечное сечение образца клинообразной деформированной области – зародыша полосы Чернова – Людерса (ПЧЛ). Сформировавшийся зародыш ПЧЛ имеет два подвижных фронта, которые, перемещаясь, переводят материал образца из упруго напряженного в пластически деформированное состояние. Данный процесс протекает на стадии площадки текучести. Переход заканчивается, когда все рабочее пространство образца оказывается

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

«замечено» фронтами ПЧЛ. Таким образом, время упругопластического перехода определяется скоростью прорастания зародыша ПЧЛ и скоростями движения фронтов полосы.

В предшествующих работах было показано, что скорость прорастания зародыша ПЧЛ на порядок выше скорости перемещения фронтов, поэтому временем прорастания ПЧЛ можно пренебречь. Скорость перемещения фронта ПЧЛ зависит от двух факторов: количества одновременно движущихся в образце фронтов и скорости движения захватов нагружающего устройства. В деформируемом образце на площадке текучести обычно распространяются две ПЧЛ, зародившиеся вблизи захватов нагружающего устройства, поэтому одновременно могут присутствовать от одного до четырех движущихся фронтов. Фронты, достигающие границ рабочей части, останавливаются. Фронты смежных полос при встрече аннигилируют. Активный фронт может спонтанно остановиться. Если скорость одного из двух фронтов какой-либо ПЧЛ уменьшается, то второй начинает двигаться быстрее. По этим причинам скорости конкретных фронтов ПЧЛ постоянно меняются. Однако при всех изменениях выполняется правило, согласно которому сумма модулей скоростей всех движущихся фронтов остается постоянной, чем обеспечивается постоянство скорости роста площади деформированной зоны.

Это правило в целом выполняется и при изменении скорости нагружения (скорости перемещения подвижного захвата испытательной машины). Увеличение скорости нагружения приводит к синхронному увеличению скоростей всех подвижных фронтов. Следует отметить, что при этом скачком повышается уровень деформирующего напряжения на площадке текучести. При уменьшении скорости нагружения наблюдаются обратные процессы. Сумма скоростей всех подвижных фронтов в любой момент времени и в любых условиях деформирования более чем на порядок выше скорости перемещения захвата. Однако зависимость суммы скоростей подвижных фронтов от скорости перемещения подвижного захвата нелинейная. Установлено, что соотношение между названными скоростями уменьшается от 25:1 при скорости подвижного захвата $2 \cdot 10^{-7}$ м/с до 20:1 при скорости захвата $6,4 \cdot 10^{-6}$ м/с.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНЫХ УРОВНЯХ

Беспалова И.В.¹, Теплякова Л.А.², Куницына Т.С.², Збойкова Н.А.²

¹Казахский национальный технический университет имени К.И. Сатпаева, Алматы, Казахстан,

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
besiv@mail.ru, lat168@mail.ru

В настоящей работе обобщены результаты исследований закономерностей локализации и фрагментации пластической деформации в монокристаллах алюминия с различной ориентировкой оси сжатия и боковых граней. В табл. приведены обозначения монокристаллов по числу максимально нагруженных в них октаэдрических плоскостей (S (single)-одна, D (double)-две, T(three)-три, F(four)-четыре и FT- ориентация оси нагружения, находится на линии $[001]-[\bar{1}11]$) стандартного стереографического треугольника. Числовой индекс при одинаковых буквах обозначает различные варианты ориентации боковых граней, а индекс «к» указывает на кубическую форму образца.

Как было установлено в [1, 2] с самого начала пластической деформации на макроуровне во всех исследованных монокристаллах алюминия развивается макрофрагментация сдвиговой деформации, связанная с трансляционным скольжением

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

по плоскостям $\{111\}$ с максимальным фактором Шмида (кроме $[\bar{1}11]$ -монокристаллов). В результате, на разных масштабных уровнях, формируется широкий спектр элементов деформационного рельефа.

Таблица 1

Обозначения монокристаллов	S	D1	D1 _к	D2	FT	T	F1	F1 _к	F2
Ориентация оси сжатия	[1.8.12]	[110]			[112]	[111]	[001]		
Ориентация боковых граней	(164) ($\bar{6}10$)	($\bar{1}10$) (001)		($\bar{1}11$) (1 $\bar{1}2$)	(1 $\bar{1}1$) (110)	(110) (1 $\bar{1}2$)	{110}	{001}	

Наиболее крупным элементом деформационного рельефа, образующимся вследствие разномасштабной локализации деформации во всех исследованных монокристаллах алюминия (кроме Т-монокристалла) являются полосы деформации. (рис.1. а - г). Полосы деформации формируются в первичных макрофрагментах D1-, D1_к-, D2- и FT-монокристаллов практически с самого начала пластической деформации. Было обнаружено несколько типов полос, различающихся внутренним строением (рис. 1, а, б). Полосы деформации на макроуровне (рис. 1, а, б) всегда удлинены в направлениях, близких к выходам нагруженных плоскостей $\{111\}$. Часть из них имеют плоские границы, чаще одну, остальные имеют размытые границы. Линейные размеры полос указаны в табл. 2. Среднее расстояние между полосами в макрофрагментах может составлять от 100 до 200 мкм. Как правило, плоские границы полос отклонены от выходов ближайших октаэдрических плоскостей. Например, в D1-монокристаллах этот угол составляет $\sim 5^\circ \pm 0,5^\circ$ при $\epsilon=0,03$ и $\sim 12^\circ \pm 0,5^\circ$ при $\epsilon=0,09$.

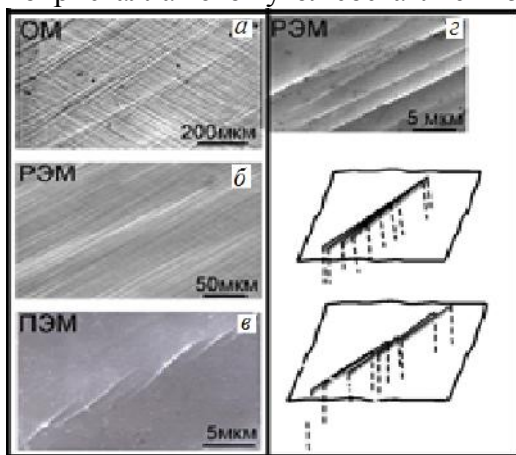


Рис. 1. Полосы деформации

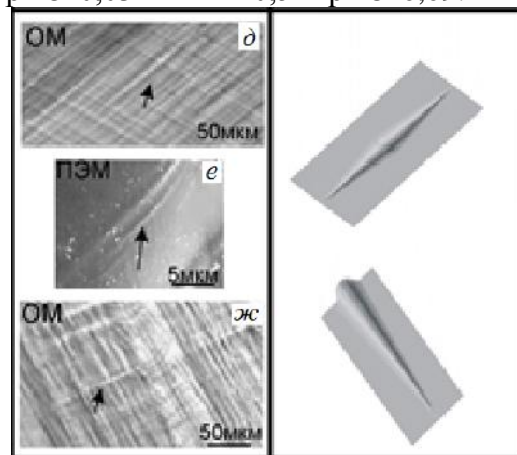


Рис. 2. Деформационные складки

При исследовании картин деформационного рельефа на микроуровне были обнаружены, схожие по строению полосы (рис. 1, в, г) на порядок меньшего размера (табл. 2). Полосы деформации состоят из более или менее упорядоченно расположенных следов сдвига и тонких деформационных складок. Деформационные складки формируются не только как составная часть деформационных полос, но и как самостоятельный элемент деформационного рельефа. Наблюдаются складки, параллельные и перпендикулярные следам октаэдрического сдвига (рис. 2, д-ж). По форме деформационные складки представляют собой линзы, полулинзы с плавным или остроугольным профилем (рис. 2, д-ж).

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

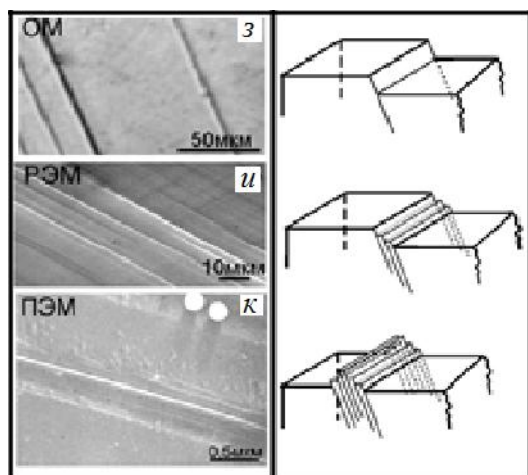


Рис. 3. Следы сдвига

Несмотря на распространенность вышеназванных элементов деформационного рельефа (полосы деформации и деформационные складки) основным и типичным при невысоких степенях деформации во всем исследованном интервале масштабов для всех исследованных монокристаллов (кроме Т-монокристаллов) являются следы сдвига (рис. 3, з - к). Чаще всего наблюдаются прямолинейные следы сдвига с границами, параллельными выходам нагруженных октаэдрических плоскостей (табл. 2, а, б), а также слабо изогнутые по всей своей длине следы. В монокристаллах алюминия с ориентацией оси сжатия [001], независимо от

ориентации боковых граней (F1-, F1_к- и F2-монокристаллы), наблюдаются ступеньки поперечного скольжения. Следует отметить, что в остальных изученных монокристаллах алюминия поперечного скольжения обнаружено не было.

Таким образом, выполненное в работе исследование дает основание для вывода о морфологическом подобии трех основных и типичных элементов деформационного рельефа в исследованных монокристаллах алюминия.

Таблица 2. Линейные размеры элементов деформационного рельефа (ЭДР)

ЭДР	Макроуровень		Микроуровень	
	длина, мкм	ширина, мкм	длина, мкм	ширина, мкм
Полосы деформации	500-1000	50-150	10-30	1-5
Деформационные складки	100-150	5-15	20-50	0,01-0,5
Следы сдвига	500-1500	1-10	50-100	0,05-0,3

Литература:

1. Теплякова Л.А., Беспалова И.В. Влияние ориентировки монокристаллов алюминия на закономерности локализации деформации // Известия вузов. Физика. - 2014. - Т.57, №2. - 85-90.
2. Теплякова Л.А., Беспалова И.В. Закономерности макрофрагментации сдвиговой деформации и формирование областей переориентации в монокристаллах алюминия при сжатии // Известия вузов. Физика, 2015. -т.58, №4. - С.33-38.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Деревягина Л.С., Гордиенко А.И., Власов И.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

lsd@ispms.tsc.ru

Для удовлетворения постоянно растущих технических требований к современным магистральным трубопроводам необходимо использовать материал более высокого класса прочности. Использование контролируемой прокатки для обработки низкоуглеродистых, малолегированных сталей с вариацией температурно-скоростных режимов является достаточно экономным способом улучшения структуры, обеспечивающей высокие прочностные свойства трубного проката. Однако повышение прочности может приводить к снижению пластичности и ухудшению хладостойкости,

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

особенно в более «жестких» климатических условиях холодного Севера. Поэтому актуальной задачей является получение оптимальной структуры и свойств стали с точки зрения благоприятного сочетания прочности и вязкости разрушения.

Цель настоящей работы – исследовать механические свойства и особенности процесса разрушения низкоуглеродистой стали 12ГБА после контролируемой теплой прокатки в условиях динамического нагружения в широком интервале температур.

Многопроходную прокатку слитков стали 12ГБА осуществляли при ступенчатом понижении температуры от 750°C до 550°C на калибровочных валках с калибрами прямоугольного сечения с относительным сужением $\psi = 10-15\%$ в каждом проходе. Суммарная степень деформации прокатки – 2,7.

Ударные испытания на изгиб стандартных образцов 10×10×55мм с V-образным надрезом проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне температур испытания $T_{исп}$ от +20°C до -70°C с записью диаграмм разрушения в координатах «усилие F – перемещение бойка S ». Микромеханизмы разрушения и стадийность продвижения трещины исследованы с использованием растрового электронного микроскопа марки Philips SEM 515.

Обработка стали теплой прокаткой привела к росту величин ударной вязкости разрушения $KCV \approx$ в 3 раза по сравнению с исходным состоянием в интервале $T_{исп}$ от +20°C до -20°C. Так, $KCV^{+20^\circ C}$ необработанной стали ≈ 1 МДж/м², а $KCV^{+20^\circ C}$ стали после прокатки $\approx 2,8$ МДж/м². Такие высокие величины KCV соответствуют значениям ударной вязкости, предъявляемым к современным трубным сталям класса прочности К60-К65 ($KCV \approx 3,0$ МДж/м²). Повышению показателей KCV способствовали измельчение зеренной структуры стали, а также формирование соответствующей однокомпонентной текстуры прокатки $\{111\} \langle 101 \rangle$. Другим благоприятным фактором, увеличивающим сопротивление хрупкому разрушению, является глобулярная форма карбидов в перлите.

При дальнейшем снижении $T_{исп}$ величина KCV обработанной стали уменьшается, при этом ее значения на $\approx 50\%$ выше, чем KCV стали в исходном состоянии (соответственно $KCV^{-40^\circ C} = 0,9$ МДж/м² и $KCV^{-40^\circ C} = 0,5$ МДж/м²). Температура вязко-хрупкого перехода $T_{хв}$ для стали после теплой прокатки смещается на 5°C в сторону отрицательных температур.

Согласно результатам фрактографических исследований, в образцах, испытанных при температурах от +20°C до -20°C, макрокартина излома характеризуется большой степенью утяжки на боковых гранях, отражающей макропластическую деформацию образца при вязком разрушении. Вязкое разрушение также подтверждают наличие однородной сдвиговой зоны и обширные зоны «губ» среза и долома в периферийных областях. Во всех зонах наблюдается вязкий, ямочный микромеханизм разрушения с разной морфологией и размером ямок.

После испытаний при -20°C÷-70°C микростроение изломов свидетельствует о хрупком микромеханизме разрушения транскристаллитным сколом. Небольшие вязкие участки разрушения наблюдаются только в области надреза. Таким образом, резкий спад на кривой температурной зависимости ударной вязкости связан со сменой микромеханизма разрушения от вязкого к хрупкому.

Смену микромеханизма разрушения при низких $T_{исп}$ могут вызывать повышенные напряжения на границах вытянутых зерен. Для их снижения проводят дополнительный отжиг. Другим решением этой проблемы может быть поднятие температуры прокатки в область более высоких температур с окончанием деформации вблизи A_{c1} ($\approx 700^\circ C$).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (№ 16-48-700257 р-а)

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

КВАЗИПЕРИОДИЧЕСКИЙ ПРОФИЛЬ ПОВЕРХНОСТИ ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЯ

Алфёрова Е.А.¹, Лычагин Д.В.^{1,2}

¹ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

² Томский государственный университет, Томск, Россия
katerina525@mail.ru, dvl-tomsk@mail.ru

Морфология поверхности нагруженного твердого тела является источником информации о процессах деформации для ученых из разных областей уже долгие годы. Экспериментальные результаты и результаты математического моделирования свидетельствуют о том, что гофрирование, складкообразование, шахматное распределение областей экструзии и интрузии и т.д. являются характерными структурами для поверхности тел после деформации и возникают в различных условиях нагружения. Эти процессы типичны для поли- и монокристаллов, также его можно наблюдать в геологических структурах. По сути все эти структурные образования на поверхности представляют собой квазипериодические структуры.

При рассмотрении процессов формирования складок, шахматного распределения областей экструзии и интрузии с точки зрения физической мезомеханики можно обосновать многомасштабность процесса, провести связь с границами раздела разнообразной природы, а поверхностный слой выделить как самостоятельный структурный уровень.

Настоящая работа является составной частью научной работы по выявлению закономерностей организации деформационного рельефа на поверхности ГЦК-монокристаллов. Её целью является установления способа формирования квазипериодического профиля поверхности.

Исследования проводились на монокристаллах никеля, деформированных сжатием на машине Instron ElektroPuls E10000 со скоростью $1,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Деформация проводилась при комнатной температуре, для снижения силы трения на торцевых поверхностях применяли графитовую смазку. Деформационный рельеф изучали на оптическом микроскопе Leica DM 2500P и конфокальном лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT OLS4100, величину локальной разориентации определяли с использованием растрового электронного микроскопа Tescan Vega II LMU с EBSD-приставкой.

В своих более ранних исследованиях авторы не раз указывали на квазипериодический профиль поверхности монокристаллов после пластической деформации и на периодичность распределения величин деформации (в том числе чередование локальных мест растяжения и сжатия). При этом мы указывали отличительные особенности морфологии, характерные для различных типов структурных элементов деформационного рельефа. Организация квазипериодического профиля обеспечивается формированием следов сдвига, мезо- и макрополос деформации, а также складчатыми структурами. На поверхности с самого начала пластической деформации формируется квазипериодический профиль поверхности, т.е. чередование областей экструзии и интрузии материала. Важной особенностью организации квазипериодической структуры на поверхности монокристаллов является формирование областей интрузии. Они находятся в стесненных геометрических условиях и являются концентраторами напряжений. В тоже время места экструзии являются зонами релаксации напряжений, т.к. они находятся в менее стесненных условиях.

Наибольшее внимание в работе было направлено на анализ складчатых структур. Исследования с использованием EBSD-метода позволило рассмотреть развитие деформации во взаимосвязи с разориентировками на разных масштабных уровнях.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Показана взаимовлияющая роль развития и торможения сдвига в местах формирования складчатых структур с образованием в них полос переориентации. При этом величина разориентации возрастает на границах переориентированных областей. Анализ, наблюдаемых разориентаций в разрезе формирования разориентаций на уровне дислокационной подсистемы показал хорошую сопоставимость с величиной разориентации, которая накапливается при деформации в ячеистой дислокационной субструктуре. Следовательно, можно говорить о тесной взаимосвязи процессов разориентации на разных масштабных уровнях. Накопление разориентации на уровне дислокационной подсистемы способствует накоплению разориентации на следующих масштабных уровнях.

Таким образом, квазипериодическая морфология поверхности может рассматриваться как дополнительный способ снижения (релаксации) упругой энергии нагруженного кристалла при деформации. При этом формирование квазипериодического профиля поверхности осуществляется посредством основного механизма деформации – дислокационного скольжения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60007 мол_а_дк.

ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Кибиткин В.В, Солодушкин А.И., Плешанов В.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

vvk@ispms.tsc.ru

Цель работы состояла в экспериментальном исследовании эволюции деформационных мезоструктур сварных соединений стали Ст3 методом корреляции цифровых изображений (КЦИ). Деформационную мезоструктуру рассчитывали как пространственное распределение главного пластического сдвига, которое находили из полей смещений. Здесь поля смещений рассчитывали с малым пространственным периодом ($T=2$ пикселя) и с высокой точностью (абсолютная погрешность находилась на уровне 0,1 пикселя).

Обнаружено, что малоцикловая усталость сварных соединений стали Ст3 включает три основных стадии: деформационного упрочнения, циклической ползучести и стадии развития "шейки". Ключевую роль на первых двух стадиях играют полосы локализованной пластической деформации (ЛПД), где сосредоточена большая часть пластического течения. Благодаря тому, что измерения выполнялись с высокой точностью и хорошим пространственным разрешением, удалось обнаружить деформационную мезоструктуру, представляющую собой тонкие линии скольжения. Так, фронт ЛПД обычно содержит около 5–15 отдельных микрополос деформации шириной порядка 2–10 мкм. Уже с самого начала нагружения перед фронтом движущейся полосы обнаружена гексагональная структура, образованная этими микрополосами, которая геометрически соответствует p_2 (2222) гексагональной плоской упаковке (tile). При движении полосы характерный размер этой структуры то постепенно увеличивается и размывается, достигая двукратного размера, то уменьшается и может принимать форму, близкую к идеальной. Средние размеры сравнительно малых шестигранников больше приблизительно в 3–9 раз среднего размера зерна (50 мкм). Позади полосы деформации линии скольжения имеют несимметричный V-образный характер, где одна часть микрополос принадлежит фронту полосы, а другая прилегает к фронту и наклонена под углом порядка 20° к оси растяжения. Эти последние полосы пересекаются дополнительными полосами, которые

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

наклонены под углом порядка 80° к оси растяжения, что эквивалентно образованию структуры типа четырёхугольников, близких по форме к параллелограммам.

В областях, где скорость деформации сравнительно мала, также регистрируются отдельные полосы микросдвигов, которые могут иметь самую причудливую форму. Это наблюдается в основном металле вдали от полосы ЛПД и в материале самого сварного соединения.

Эти полосы развиваются взаимосогласованно. Слева от шва регистрировали две параллельные полосы,двигающиеся навстречу друг другу, а в правой части наблюдали одну полосу ЛПД, которая перемещалась к шву. Когда фронт полосы переориентируется и изменяет свой наклон, то при этом и позади фронта может формироваться гексагональная структура плоской упаковки.

Вектора смещений, рассчитанные для деформации (а не для участков поверхности!) показали, что в среднем фронт полосы движется, как целое.

На стадии образования "шейки" течение в области «ОМ-ЗТВ» приобретает макролокализованный характер. В области этой "шейки" также развивается система сопряжённых микрополос сдвига, имеющая U-образную форму. Помимо этого, данные полосы также пересекаются дополнительными полосами сдвига. Когда один из макросдвигов не может быть скомпенсирован сопряжённым, образуется трещина моды II, которая и приводит к разрушению сварного соединения.

Таким образом, можно утверждать, что усталость сварных соединений стали СтЗ определяется не только полосами локализованной пластической деформации типа Чернова-Людерса, но развивается также целая система микрополос сдвига в основном металле, которая облегчает пластическое течение при внешнем циклическом воздействии.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ

Липатникова Я.Д.¹, Соловьева Ю.В.¹, Старенченко В.А.¹, Валуйская Л.А.²

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

²Сибирский государственный медицинский университет, Томск, Россия
yanna_lip@mail.ru

Целью данной работы является исследование макроскопической локализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$ при растяжении и сжатии. В частности, проводилось исследование явления суперлокализации пластической деформации. Данное исследование проводилось методом математического моделирования, в основе которого лежит синтез моделей дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и механики сплошной среды. Такой подход позволил учесть в модели необходимые микро и макроструктурные свойства, выявленные в ходе натуральных экспериментов, необходимые для возникновения полосы суперлокализации. Численная реализация модели осуществлялась методом конечных элементов. Деформационное и термическое упрочнение элементарных объемов задавалось моделью дислокационной кинетики.

В результате численных экспериментов на сжатие образца было выявлено, что только немонотонный характер зависимости $\sigma - \varepsilon$, характеризующей деформационное упрочнение элементарного объема среды, ведет к потере устойчивости однородной пластической деформации и возникновению полосы суперлокализации.

Если же упрочнение элементарного объема описывалось монотонно возрастающей кривой $\sigma - \varepsilon$ то явление суперлокализации не наблюдается. Это объясняется тем, что при наличии концентраторов напряжений в деформируемом

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

образце, напряжения, соответствующие точке максимума на немонотонной кривой упрочнения, будут раньше достигнуты в области концентратора напряжений, что вызовет деформации, снижающие сопротивление деформированию материала. Дальнейшее увеличение деформации будет происходить только в этой области, что приведет к появлению полосы суперлокализации. В условиях монотонно возрастающего упрочнения элементарного объема подобный сценарий развития деформации невозможен.

Если образец подвергнуть растяжению в условиях немонотонного упрочнения элемента деформационной среды, то так же, как и при сжатии, процесс будет происходить вначале, сопровождаясь увеличением деформирующего напряжения σ при увеличении деформации ε . Однако в отличие от сжатия, напряжения не смогут достигнуть значения, соответствующего максимуму на кривой упрочнения, так как растяжение образца сопровождается уменьшением его сечения. Уменьшение сечения приводит к геометрическому разупрочнению вследствие возрастания эффективного деформирующего напряжения, что приводит к формированию локальной области локализации деформации в виде «шейки».

Таким образом, образование полосы суперлокализации пластической деформации возможно только в условиях сжатия образца при немонотонном характере деформационного и термического упрочнения элементарного объема среды. При растяжении образца геометрические факторы, приводящие к разупрочнению и образованию «шейки», опережают образование полосы суперлокализации пластической деформации, как результат немонотонного упрочнения элементарного объема среды и наличия концентраторов напряжений в деформируемом объеме.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 16-32-00139 мол_а.

УДАРНО-ВОЛНОВЫЕ И ОТКОЛЬНЫЕ ЯВЛЕНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ И КРУПНОЗЕРНИСТОМ ($\alpha+\beta$) – СПЛАВЕ Ti-Al-V ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НАНОСЕКУНДНОГО РЕЛЯТИВИСТСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Дударев Е.Ф.¹ Марков А.Б.², Бакач Г.П.¹, Белов Н.Н.¹, Малеткина Т.Ю.^{1,3},
Табаченко А.Н.¹, Скосырский А.Б.¹, Хабибуллин М.В.¹, Яковлев Е.В.²

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

³Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

dudarev@spti.tsu.ru, t.maletkina@yandex.ru

В результате формирования в металлических материалах объемной ультрамелкозернистой структуры посредством интенсивной пластической деформации удалось существенно повысить их прочность при квазистатическом нагружении. В связи с этим в последнее время начались исследования, направленные на выяснение влияния изменения зеренной структуры с крупнозернистой на ультрамелкозернистую на прочность и пластичность при динамическом нагружении. Однако круг исследованных при этом металлов и сплавов пока небольшой.

В настоящей работе выполнено экспериментально-теоретическое исследование ударно-волновых и откольных явлений в ультрамелкозернистом и крупнозернистом ($\alpha+\beta$) – сплаве Ti-6,2 % Al-4,0 % V (% вес.) при воздействии наносекундного релятивистского сильноточного электронного пучка на ускорителе «СИНУС-7» (энергия электронов 1, 4 МэВ, длительность импульса 50 нс, плотность мощности $2,3 \cdot 10^{10}$ Вт/см²). В качестве мишеней для облучения использовали диски толщиной от 1 до 5 мм с изотропной крупнозернистой структурой со средним размером зерен 600 мкм

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

при пластинчатой форме α и β -фаз и с изотропной ультрамелкозернистой структурой со средним размером зерен 0,7 мкм при глобулярной форме β -фазы. При обеих структурах объемная доля β -фазы одинаковая и составляет $\sim 9\%$. Проведенные оценки действующего напряжения растяжения в зоне разрушения с использованием нагрузки в момент разрушения и поперечного сечения образца в месте разрушения показали, что в результате формирования ультрамелкозернистой структуры прочность на разрушение при растяжении со скоростью 10^{-3} с^{-1} увеличилась в 2 раза (с 880 до 1700 МПа). При этом механизм разрушения изменился с вязко-хрупкого на вязкий с небольшой глубиной ямок отрыва.

Теоретическое моделирование воздействия наносекундного релятивистского сильнофокусированного электронного пучка на $(\alpha+\beta)$ – сплав Ti проведено в осесимметричной постановке в рамках оригинальной физико-математической модели. Показано, что в результате воздействия электронного пучка происходит плавление, испарение и разлет вещества с ускорением. При этом возникает зона высокого давления и формируется ударная волна с амплитудой сжатия 23,5 ГПа. Рассчитаны динамика полей массовой скорости, температуры и давления, а также взаимодействие волны разгрузки и отраженной от тыльной поверхности волны разряжения. Определенная на основании этих расчетов зависимость толщины отколотого слоя от толщины мишени соответствует экспериментально полученным значениям толщины отколотого слоя.

Экспериментально установлено, что при ультрамелкозернистой и крупнозернистой структурах поверхность откольного разрушения волнообразная. Причем, как и принято в использованной модели откольного разрушения, возникновению микротрещин и распространению макротрещины предшествует образование пор. При обеих зеренных структурах увеличение скорости деформации с 10^{-3} до 10^5 с^{-1} не изменило механизм разрушения: при крупнозернистой структуре он остался вязко-хрупким, а при ультрамелкозернистой структуре – вязким с вязким ямочным отрывом и большим количеством пор. Фазовый состав в зоне откола не изменился и остался неизменным размер материнских зерен, сформированных в β -фазном состоянии.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ №15-08-04118.

О ВОЗМОЖНОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ЧЕРЕЗ ПРОМЕЖУТОЧНУЮ ФАЗУ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ

Квеглис Л.И.¹, Носков Ф.М.¹, Нявро А.В.², Черепанов В.Н.²

¹Политехнический институт Сибирского федерального университета,
Красноярск, Россия

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия
kveglis@list.ru, nevr@phys.tsu.ru vnch@phys.tsu.ru

Структурные превращения в сплавах на основе никелида титана интенсивно исследуются многими авторами. Однако полученные в них результаты не всегда согласуются между собой. Многочисленные концепции, основанные на представлениях о двумерных сдвигах в атомных сетках при фазовых превращениях, сталкиваются со значительными трудностями. Происходящие при мартенситных переходах процессы, на практике, оказываются более сложными, чем это представлено в существующих ориентационных схемах мартенситных превращений и требует привлечения других концепций (например, предмартенситных состояний, кластерных моделей структурообразования или других).

Одним из активно развивающихся подходов является метод кластерного моделирования трехмерных структур. Суть метода заключается в том, что

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

полиморфное мартенситное превращение описывается не как относительное смещение плоских атомных сеток, а как реконструкция трехмерных координационных полиэдров, составляющих кристаллические структуры фаз-партнеров по фазовому превращению.

Ранее была показана возможность появления ГЦК-решетки в массивных образцах никелида титана после растяжения [1]. На основании расшифровки дифракционных картин, было показано, что процесс мартенситного превращения структуры В2 может проходить по схеме Курдюмова–Закса. Однако описание превращений в прежних работах были сделаны при помощи моделей относительных смещений плоских сеток. При этом авторы столкнулись с трудностью описания эволюции структуры. Затруднения связаны с различными обозначениями атомных плоскостей и векторов прямой и обратной решеток для структур с различной симметрией. Однако если использовать метод моделирования кооперативного движения атомов в симметричных системах с сохранением их связности, предложенный в работе [2], эти трудности можно преодолеть. Метод основан на представлении каждого структурного состояния в виде комбинации элементарных кристаллических кластеров.

1. В настоящей работе методами дифракции и микродифракции электронов исследованы структурные переходы при мартенситных превращениях в сплаве $\text{Ni}_{51}\text{Ti}_{49}$. Показана возможность существования фазы с ГЦК-решеткой в никелиде титана.

2. С позиции кластерной самоорганизации предложена схема мартенситных превращений в никелиде титана через промежуточную фазу с ГЦК-решеткой.

3. В рамках метода рассеянных волн рассчитаны спектры электронных состояний кластеров, участвующих в процессе превращений и анализируется их эволюция.

Литература:

1. Р.Б. Абылкалыкова, Г.Б. Тажибаева, Ф.М. Носков, Л.И. Квеглис Особенности мартенситного превращения в никелиде титана // Известия РАН. Серия физическая, 2009, т.73, №11, с. 1642-1644.
2. Бульёнков Н.А., Тытик Д.Л. Модульный дизайн икосаэдрических металлических кластеров // Известия АН (сер хим.), 2001, № 1, С. 1.

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ X13M2БФР ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ БЫСТРЫХ НЕЙТРОНОВ

Диков А.С.^{1,2}, Ларионов А.С.¹, Кислицин С.Б.^{1,2}, Чернов И.И.²

¹ Институт Ядерной Физики РК, Алматы, Республика Казахстан,

² НИ ядерный университет МИФИ, Москва, Россия

lexa_edji@mail.ru

Благодаря высоким показателям физико-механических свойств и радиационной стойкости коррозионно-стойкие стали ферритно-мартенситного класса хорошо зарекомендовали себя в качестве конструкционных материалов элементов активных зон реакторов. В связи с этим, именно ферритно-мартенситные стали все чаще рассматривают как кандидатные конструкционные материалы для «быстрых» реакторов нового поколения, а также термоядерного реактора [1]. Проблемным моментом является охрупчивание данных материалов в процессе эксплуатации и последующего длительного хранения, что делает актуальным вопрос изучения остаточного ресурса этих сталей. Целью работы явилось установление закономерностей изменения механических свойств и жаропрочности стали X13M2БФР, облученной в реакторе БН-350.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

В настоящей работе приведены результаты кратковременных и длительных (ползучесть) механических испытаний стали X13M2БФР, применявшейся в качестве материала чехлов тепловыделяющих сборок (ТВС) реактора на быстрых нейтронах БН-350 [2]. Образцы для исследований вырезались из граней чехлов не эксплуатируемой и отработавшей в реакторе ТВС. Образцы из отработавшей ТВС вырезались с различных по высоте отметок и отличаются значением повреждающих доз (11 сна и 24 сна) и температурой облучения (~350 °С и ~325 °С соответственно). Структурные исследования образцов не эксплуатируемой ТВС показали, что материал чехла в состоянии поставки имеет ОЦК решетку ($a = 0,2866$ нм) в виде твердого раствора Сг и Мо в железе с карбидным (МС и $M_{23}C_6$) упрочнением. Испытания на одноосное растяжение проводились при температуре 20 и 350 °С со скоростью деформации 0,5 мм/мин. Испытания на ползучесть также проводились при $T_{исп} = 350$ °С с постоянной нагрузкой 100 Н.

Исследования физико-механических свойств стали X13M2БФР показали прирост предела прочности (σ_B) на 38% при облучении до 11 сна. С увеличением повреждающей дозы до 24 сна прочность увеличивается на 87%, при этом снижение значений относительного удлинения облученного материала указывает на его охрупчивание. С повышением температуры испытаний до 350 °С наблюдаются те же закономерности изменения прочностных свойств, что и при комнатной температуре – упрочнение с одновременным охрупчиванием при повышении дозы облучения.

Скорость ползучести стали облученной до повреждающей дозы 11 сна неравномерна на протяжении всего эксперимента и с течением времени амплитуда изменений скорости ползучести увеличивается. Средняя скорость ползучести стали облученной до повреждающей дозы 24 сна за время эксперимента (945 ч) составила $1,85 \times 10^{-4}$ мм/ч. Средняя скорость ползучести стали облученной до 11 сна за весь эксперимент (1856 ч) составила $1,6 \times 10^{-4}$ мм/ч, за период 945 ч - $6,5 \times 10^{-5}$ мм/ч.

Показано, что ферритно-мартенситная сталь X13M2БФР – материал чехла отработавшей ТВС реактора на быстрых нейтронах БН-350, является радиационно-упрочненной. Влияние температуры испытаний 350 °С на характеристики прочности и пластичности более значительно по сравнению с влиянием повреждающей дозы.

Литература:

1. Калинин Б.А., Платонов П.А., Тузов Ю.В., Чернов И.И., Штромбах Я.И. Физическое материаловедение. Т. 6. Конструкционные материалы ядерной техники: Учебник для вузов. – М.: НИЯУ МИФИ, 2012. – 736 с.
2. Кислицин С.Б., Диков А.С., Сатпаев Д.А., Ларионов А.С. Пострадиационные испытания конструкционных сталей – материалов чехлов отработавших ТВС реактора БН-350. – В сб.: Материалы 11-й Междунар. конф. «Взаимодействие излучений с твердым телом» Минск, Беларусь, 23–25 сент. 2015 г., с. 433–435.

**INFLUENCE OF STRAIN LOCALIZATION
ON DEFORMATION MECHANISMS AND FRACTURE
OF 12Cr1MoV STEEL WITH VARIOUS NOTCH SHAPE
UNDER IMPACT LOADING**

Vlasov I.V.^{1,3}, Panin S.V.^{1,3}, Maruschak P.O.², Moiseenko D.D.¹, Berto F.^{4,5},
Vinogradov A.⁵, Bischak R.T.⁶, Maksimov P.V.¹

¹Institute of Strength Physics and Materials Science RAS, Tomsk, Russia,

²Ternopil Ivan Pul'uj National Technical University, Ternopil, Ukraine,

³National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,

⁴Department of Management and Engineering, University of Padova, Vicenza, Italy,

⁵NTNU, Department of Engineering Design and Materials, Trondheim, Norway,

⁶Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas, Ivano-Frankivsk, Ukraine,

vlasov.ilya.viktorovich.@gmail.com, svp@ispms.tsc.ru,

maruschak.tu.edu@gmail.com, mdd@ispms.tsc.ru, berto@gest.unipd.it,

alexei.vino@gmail.com, laboratory22b@gmail.com, mpv@ispms.tsc.ru

The metal of steam pipe-lines at various stages of manufacturing and operation suffers from the accumulation and development of microdefects that can lead to the generation of macrocracks and failure of the structure as a whole [1]. Understanding the process of damage accumulation and, particularly, its localization in structural materials is still far from being comprehensive [2]. The effect of the stress-strain state is primarily manifested through the formation of plastic deformation zone in the area of a crack tip. It is, therefore, timely to re-consider the energy and deformation parameters and to develop criteria for crack resistance evaluation for different stress-strain states based on elastic-plastic analysis of a crack tip.

The present work suggests the study of the notch shape influence on the distribution of the stress-strain state in Charpy specimens made from ductile 12Cr1MoV steel with due consideration of energy parameters of its fracture.

It was shown that the presence of V-, U-, and I-shaped notches at 20 °C leads to the occurrence of an enhanced plasticity zone and ductile fracture of the material. The decrease of testing temperature down to minus 40 °C has led to an increased rigidity of the stress state in the defect tip. At low temperatures, in the specimens with V- and I-shaped notches, the crack tip suffers from the formation of complex stress state, which conditions the brittle fracture of the specimen and reduction of fracture energy.

The method of excitable cellular automata was used to simulate numerically the deformation behavior of the specimens with V-, U- and I-notches. The specimen with the bluntest notch showed the greatest impact toughness as a result of a more uniform stress distribution, which hinders brittle fracture at lower temperature. Although in the specimen with the sharpest notch, deformation is strongly localized near the tip, the bands of localized shear oriented along the normal to the axis of load application. This also allows impeding the macroscopic strain localization and crack propagation.

References:

1. V. Iasnii, P. Maruschak, O. Yasniy, Y. Lapusta Hydrogen Crack Growth Resistance of Thermal Power Plant Material Collector // *Procedia Materials Science*, 2014, Vol.3, P. 1400-1405.
2. O.M. Romaniv, H.M. Nykyforchyn, I.R. Dzyuba, O.Z. Student, B.P. Lonyuk Effect of damage in service of 12Kh1MF steam-pipe steel on its crack resistance characteristics // *Materials Science*, 1998, Vol. 34, Iss. 1, P. 110-114.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ СИСТЕМЫ ПОКРЫТИЕ-ПОДЛОЖКА ПОСЛЕ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ ПОКРЫТИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ

Люкшин П.А.¹, Бочкарева С.А.^{1,2}, Гришаева Н.Ю.^{1,2},
Люкшин Б.А.^{1,2,3}, Матолыгина Н.Ю.^{1,2}, Панин С.В.^{1,4}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³ НИ Томский государственный университет, Россия,

⁴ НИ Томский политехнический университет, Россия,

petrljuk@ispms.tsc.ru, svetlanab7@yandex.ru, lba2008@yandex.ru

В термобарьерном покрытии под действием теплового удара возникают сжимающие напряжения. Это связано с тем, что за относительно короткое время приложения тепловой нагрузки материал тонкого покрытия успевает прогреться и стремится расширяться, а непрогретая подложка препятствует этому. Под действием возникающих сжимающих напряжений в покрытии оно может потерять устойчивость.

Покрытие на подложке моделируется пластинкой на упругом основании Винклера. Устойчивость пластинки под действием сжимающих напряжений рассматривается в рамках концепции Эйлера. В дифференциальных уравнениях нейтрального равновесия производные аппроксимируются конечно-разностными соотношениями. Однородная система возникающих линейных алгебраических уравнений допускает нетривиальное решение при определенном уровне сжимающих нагрузок, которые принимаются за критические значения, соответствующие потере устойчивости. Для этого необходимо, чтобы определитель однородной системы линейных алгебраических уравнений обращался в ноль.

После получения критических напряжений потери устойчивости пластинки на упругом основании определяется форма потери устойчивости, при этом значения прогибов находятся с точностью до постоянного множителя. Чтобы вычислить величины прогибов, делается предположение, что линейные размеры пластинки с первоначальной длиной L_0 при нагревании на ΔT увеличиваются на величину $L_0\alpha\Delta T$, где α - коэффициент линейного температурного расширения. Зная форму потери устойчивости и изменение линейного размера пластинки при нагревании, можно найти конкретные значения нормальных прогибов w пластинки после потери устойчивости. Для этого достаточно приравнять длину синусоиды (которая определяет форму пластинки после потери устойчивости) новому линейному размеру пластинки. Соотношения теории пластин и оболочек позволяют определить напряжения в покрытии после потери устойчивости. Отмечается, что после потери устойчивости в покрытии возникают как сжимающие, так и растягивающие напряжения.

После потери устойчивости форма пластинки становится криволинейной. Во всех случаях картина распределения вмятин и выпучин покрытия напоминает шахматную доску. Если амплитуда волн, возникающих при потере устойчивости, определяется, как отмечено выше, перепадом температур и коэффициентом линейного температурного расширения, то конкретная форма, в частности, размеры клеток «шахматной доски», зависит от толщины покрытия и критических напряжений, связанных, в свою очередь, с упругими свойствами подложки. Деформация покрытия вызывает деформацию упругого основания, или подложки, в которой возникают зоны экструзии и интрузии. Эти зоны определяются воздействием покрытия после потери устойчивости. Для упругого основания методом конечных элементов решается плоская задача теории упругости, в которой на одной из границ задаются перемещения, определенные из решения задачи о прогибах пластинки при потере устойчивости покрытия. Наибольший интерес вызывают параметры напряженно деформированного состояния

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

на контакте подложка-покрытие, которые можно использовать для оценки прочности этого контакта.

Таким образом, полный анализ поведения термобарьерного покрытия включает в себя несколько задач. На первом этапе решается задача о распределении температуры в системе покрытие-подложка при тепловом ударе. Далее решается задача о потере устойчивости покрытия при действии сжимающих напряжений, возникающих за счет нагрева тонкого слоя покрытия при относительно холодной подложке. Определяется форма потери устойчивости и значения прогибов, которые задают, в свою очередь, граничные условия для задачи о параметрах НДС подложки. Наконец, анализ напряжений на контакте дает возможность определить возможность отслоения покрытия от подложки.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В БЕЙНИТНЫХ СТАЛЯХ

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Громов В.Е.³, Никитина Е.Н.³, Аксенова К.В.³

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия.

² НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³ Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
yufi55@mail.ru, gromov@physics.sibsiu.ru

В условиях интенсивной пластической деформации для сталей характерной особенностью является формирование вытянутых областей с ультрадисперсной структурой – каналов деформации [1, 2].

Целью работы является исследование локализации пластической деформации бейнитной стали.

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2Н2МФА. Аустенизацию стали проводили при температуре 960 °С, 1,5 час.; охлаждение осуществляли на воздухе [3]. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ столбиков размерами 4x4x6 мм³ на испытательной машине типа «Инстрон». Сжатие, как способ деформации, было удобно использовать, поскольку в этом случае удается достигать более глубоких деформаций. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор ЭМ-125) [4].

Выявлено формирование в процессе деформации стали каналов локализованной деформации – особых состояний материала, располагающихся вдоль границ раздела соседних пластин бейнита или границ зерен.

Канал деформации имеет слоистое строение, напоминая этим структуру пакета мартенсита. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах (50-100) нм. Кольцевое строение микроэлектронограммы, полученной с области локализации канала деформации, указывает на преимущественно большеугловую разориентацию кристаллитов, формирующих его. С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких десятков процентов.

Особенностью каналов деформации являются значительные поля напряжений, локализованные внутри них и в прилегающих к ним областях. Отмечены два механизма релаксации этих полей напряжений [1, 2]. Во-первых, путем фрагментации. В этом случае образуются цепочки фрагментов малых размеров и близкой ориентации, расположенные вдоль канала деформации. Во-вторых, путем развития микротрещин.

Литература:

1. Громов В.Е., Козлов Э.В., Панин В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. Каналы деформации в условиях электропластического стимулирования// Металлофизика. - 1991. - Т.13, №11. - С.9-13.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

2. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Козлов Э.В., Соснин О.В. Эволюция каналов локализованной деформации в процессе электростимулированного волочения низкоуглеродистой стали // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1997. - №6. – С.42-45.
3. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
4. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 574 с.

ВЫЯВЛЕНИЕ НА НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ОБЛАСТИ БУДУЩЕГО ОЧАГА РАЗРУШЕНИЯ В ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Дамаскинская Е.Е., Гиляров В.Л., Фролов Д.И.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,

Kat.Dama@mail.ioffe.ru

Обширные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что в развитии разрушения гетерогенных материалов, в том числе горных пород, можно выделить несколько стадий. Целью данной работы является выявление физических процессов, вызывающих качественный переход от стадии хаотичного ("неопасного") накопления дефектов под действием механической нагрузки, к локализованному дефектообразованию, неизбежно приводящему к катастрофическому разрушению (в виде потери целостности образца либо землетрясения в Земной коре).

Анализ результатов лабораторных экспериментов по деформированию гетерогенных материалов (горных пород) и натурных измерений на одном из действующих горных предприятий Дальнего Востока России позволяет говорить о том, что в рассмотренных экспериментах стадии (этапы) дефектообразования имеют следующие физические особенности.

1. Первая стадия. На ранних этапах деформирования (внешняя нагрузка много меньше разрушающей) происходит образование дефектов, размер которых определяется неким характерным элементом структуры материала. Для лабораторных образцов характерным элементом может быть зерно. На этом этапе дефекты образуются хаотично по всему объему. Образование такого дефекта приводит к релаксации локальных напряжений, и, что очень важно, дальнейшего роста этого дефекта не наблюдается (он сохраняет «характерный» размер).

С помощью компьютерного моделирования был проведен расчет напряжений в ансамбле дефектов одинакового (равного) размера. Установлено, что локальные напряжения вблизи поверхности таких дефектов недостаточны для развития дефекта.

Совокупность невзаимодействующих дефектов примерно одного размера можно рассматривать как "простую систему". Известно[1], что для "простых систем" характерно экспоненциальное распределение их параметров.

Именно экспоненциальное распределение сигналов акустической эмиссии (АЭ) по энергии наблюдалось в эксперименте на стадии хаотичного образования дефектов.

2. Вторая стадия. В процессе эволюции деформируемого материала под действием возрастающей нагрузки появляются пространственные области, в которых происходит образование дефектов в широком диапазоне размеров. В результате становится вероятным образование "опасных" конфигураций дефектов. Как показало компьютерное моделирование, в простейшем случае плоской модели, такая конфигурация состоит из дефектов трех размеров, размеры которых отличаются в несколько раз. Величина локальных напряжений приближается к теоретической прочности. Разрушение перемычек между дефектами в опасных конфигурациях приводят к образованию новых дефектов, которые не ограничены структурой

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

материала и способны к саморазвитию Развитие этих дефектов приводит к образованию магистральной трещины, которая разрушает образец.

Совокупность взаимодействующих дефектов, в которой появление нового дефекта влияет на развитие процесса, можно рассматривать как "сложную систему". Известно [2], что "сложная система" переходит в состояние самоорганизованной критичности, которому присущи степенные распределения параметров, например, энергии сигналов АЭ. Если в некотором объеме процесс образования дефектов перешел в состояние самоорганизованной критичности, то распределение АЭ-сигналов по энергии должно приобрести степенной вид. В силу неоднородности структурных элементов по размеру и прочности переход в состояние самоорганизованной критичности происходит не сразу во всем объеме, а в некоторых областях. Именно такая картина наблюдалась в эксперименте.

Показано, что функциональный вид распределения сигналов АЭ по энергии на ранних этапах нагружения позволяет выделить пространственную область образца, в которой в дальнейшем произойдет локализация дефектообразования, приводящая к макроразрушению.

Литература:

1. Малинецкий Г.Г., Потапов А.Б., Современные проблемы нелинейной динамики (Эдиториал УРСС, Москва, 2002), 360 с.
2. Bak, P., How Nature Works: The Science of Self-Organized Criticality (New York, Copernicus, 1996), pp.212.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 16-05-00237).

ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТОВ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА В ЗОНАХ ЛОКАЛИЗАЦИИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ

Суханов И.И.¹, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
suhanii@mail.ru, ditenberg_i@mail.ru, tyuments@phys.tsu.ru.

Проведено теоретическое исследование упруго – напряженного состояния и анализ механизмов деформации в нанокристаллах в зонах локализации упругих дисторсий и связанных с ними дефектов дисклинационного типа – диполей, квадруполей и мультиполей частичных дисклинаций. Расчет полей напряжений и энергий проводился в программной среде Maple 17. Моделирование упругих полей дисклинационных конфигураций реализовано в рамках континуального подхода с использованием явного вида компонент тензора напряжений индивидуальной дисклинации. Рассматривались только клиновые компоненты дисклинаций. Анализ энергии проведен с использованием численного интегрирования по методу Гаусса в адаптивной 30-точечной вариации. При оценках значений интегрирования применялось правило Кронрода по 61 точке.

Показано, что характерной особенностью указанных выше дисклинационных конфигураций являются высокие значения диагональных компонент тензора напряжений и их градиентов. Их максимальные величины присущи плоскостям залегания нанодиполей и составляют $P \approx E/50$ и $\partial P/\partial x \approx 0,02 E \text{ нм}^{-1}$. Специфической особенностью пространственного распределения сдвиговой компоненты тензора напряжений τ_{xy} является локализация ее максимальных значений перед фронтом движения нанодиполя.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Для оценки устойчивости дисклинационных конфигураций проведен анализ их энергий. Выявлены значительные различия в энергиях как квадрупольных, так и мультипольных конфигураций по сравнению с нанодиполем в широком интервале геометрических размеров квадрупольных. При этом энергии указанных выше конфигураций оказываются в несколько раз меньше энергии нанодиполя.

Установлено, что важным энергетическим стимулом локализации деформации в области упругих дисторсий является тот факт, что при неизменной величине общего сдвига энергия обеспечивающего этот сдвиг дисклинационного ансамбля тем ниже, чем меньше размеры плеч входящих в него нанодиполей.

На основе анализа упруго - напряженного состояния и энергий дисклинационных конфигураций предложен механизм локализации деформации в области упругих дисторсий, представляющий собой квазипериодическую последовательность формирования и релаксации дисклинационных ансамблей различного типа с периодическим изменением энергии дефекта.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности НИ ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program).

ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА В ЗОНАХ ЛОКАЛИЗАЦИИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ И КВАЗИВЯЗКИЕ МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛАХ

Тюменцев А.Н.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Суханов И.И.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный университет, Томск, Россия

tyuments@phys.tsu.ru, ditenberg_i@mail.ru, suhanii@mail.ru

В условиях деформации кручением на наковальнях Бриджмена в зернах динамической рекристаллизации никеля обнаружено явление локализации деформации в области упругих дисторсий с формированием нанополос упругих сдвигов и поворотов с высокой (сотни град/мкм) кривизной кристаллической решетки, ограниченных дисклинационными конфигурациями дипольного, квадрупольного и мультипольного типа.

Проведено исследование полей напряжений и энергий этих конфигураций в зависимости от их геометрических параметров. Дано физическое обоснование указанного выше явления как способа релаксации энергии упруго деформированной среды. Предложен механизм локализации деформации в области упругих дисторсий, представляющий квазипериодическую последовательность формирования и релаксации дисклинационных ансамблей различного типа с периодическим изменением энергии дефектов.

Показано, что характерной особенностью упруго-напряженного состояния в зонах нанодиполей и мультиполей частичных дисклинаций являются необычно высокие (до $20E \text{ мкм}^{-1}$, E – модуль Юнга) локальные градиенты давления – новый эффективный канал пластической деформации в нанокристаллах. Обсуждается возможность 2-стадийного механизма развития такой деформации: 1 – стадия зарождения и распространения нанодиполей частичных дисклинаций как волн локализованной упругой дисторсии (кривизны со сдвигом); 2 - стадия пластической релаксации механизмами квазивязкого массопереноса, в том числе потоками неравновесных точечных дефектов в полях указанных выше градиентов. Проведен анализ основных физических факторов и условий реализации этого механизма.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Результатом реализации этого механизма является формирование широкого спектра наноструктурных состояний:

- двухуровневые наноструктурные состояния – нанозерна размерами до 100 нм, содержащие разориентированные фрагменты размерами от нескольких до нескольких десятков нанометров с дипольным и мультипольным характером разориентировок и высокой упругой кривизной кристаллической решетки;
- мезополосы деформации вихревого типа, представляющие собой пачки нанополос с дипольным характером разориентировок, формирующиеся в процессе группового движения нанодиполей частичных дисклинаций;
- нанокристаллическая структура с размерами зерен несколько нанометров, упругой кривизной кристаллической решетки сотни град/мкм и близкими к теоретической значениями твердости.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Валульская Л.А.¹, Старенченко В.А.², Липатникова Я.Д.², Соловьева Ю.В.²,

¹Сибирский государственный медицинский университет, Томск, Россия,

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
val_larisa@mail.ru

Проведено моделирование макроскопической локализации пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$ при динамическом канально-угловом прессовании. Был рассмотрен процесс и условия образования полос суперлокализации пластической деформации.

Ранее явление локализации пластической деформации при одноосном прессовании было изучено нами методами математического моделирования. Разработанная модель является многоуровневой и сочетает в себе две модели: модель дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и модель механики сплошной среды. Численные эксперименты проводились с использованием метода конечных элементов. При этом кривая деформационного и термического упрочнения элементарного объема среды задавалась моделью дислокационной кинетики. При решении системы уравнений дислокационной кинетики в зависимости от параметров, контролирующих перераспределение дислокаций в границы разориентации, были получены различные кривые упрочнения, как монотонно возрастающие, так и немонотонные имеющие один или несколько пиков максимума. Данные зависимости $\sigma - \epsilon$ задавали упрочнение элементарных объемов в конечно-элементарной модели. Оказалось, что только в условиях немонотонного упрочнения элементарных деформируемых объемов при одноосном прессовании можно наблюдать явление суперлокализации пластической деформации. Причем образование нескольких полос суперлокализации возможно только в условиях немонотонного упрочнения элементарного объема с несколькими пиками максимума на зависимости $\sigma - \epsilon$. В условиях монотонно возрастающего упрочнения элементарных объемов полос суперлокализации пластической деформации не наблюдалось.

В настоящей работе исследовался процесс образования полос суперлокализации пластической деформации в зависимости от вида деформационного упрочнения в условиях высокоскоростного углового прессования. Образец продавливался через пересекающиеся под углом 90° и 120° каналы. Если кривая упрочнения элементов среды имела немонотонный вид с одним пиком максимума, то при более жестком прессовании (под углом 90°) наблюдалось последовательное образование нескольких

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

полос суперлокализации. Это связано с тем, что пластическая деформация при канальном прессовании протекает исключительно в области пересечения каналов, в то время как остальные области образца остаются практически недеформированными. Напряжения в образце в области пересечения каналов первыми достигают значений, соответствующих максимуму на кривой упрочнения, что приводит к деформациям, снижающим сопротивление деформированию материала и к формированию полосы суперлокализации. По мере прохождения образца через канал начинает деформироваться ранее недеформированная часть образца, формируется еще одна область избыточных напряжений, в которой напряжения также достигают значений максимума на кривой упрочнения, что приводит к формированию еще одной полосы суперлокализации. При менее жестком прессовании (под углом 120°) в условиях немонотонного упрочнения полосы суперлокализации не образуются, так как прохождение материала в канал в менее жестких условиях деформирования не позволяет достичь напряжений в небольшой области, необходимых для образования полосы суперлокализации. В условиях монотонно возрастающего упрочнения элементарного объема при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов наблюдается неоднородное развитие деформации и локализация напряжений в образце в области соединения каналов, однако полосы суперлокализации не образуются.

Таким образом, образование полосы суперлокализации пластической деформации можно наблюдать при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов и при одноосном прессовании образца, в том случае, когда упрочнение элемента деформационной среды имеет немонотонный вид.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 16-32-00139 мол_а.

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ТРИБОКОНТАКТНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОБРАБОТКИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Рубцов В.Е.^{1,2}, Филиппов А.В.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² Томский политехнический университет, Томск, Россия

tsy@ispms.ru

С целью изучения акустического отклика материала на его деформацию и разрушения были предпринято экспериментальное исследование высокоинтенсивного деформирования и разрушения материалов с одновременной регистрацией сигнала акустической эмиссии (АЭ). Для получения высокоинтенсивного трещинообразующего нагружения использовали схему, обеспечивающую взаимодействие твердого индентора (резца) с металлом.

При выбранной схеме эксперимента, трещинообразующее взаимодействие между обрабатываемым материалом и индентором (резцом) происходит как по задней, так и по передней поверхности индентора. Интенсивность этих взаимодействий определяет условия пластического деформирования и отделения частиц материала (резания), которые также зависят от структуры и свойств самого материала.

Обнаружено, что в случае непрерывного (сливного) стружкообразования наибольшая интенсивность пластической деформации сдвига сосредоточена вблизи вершины инструмента и распространяется вдоль его передней и задней поверхностей.

В случае прерывистого (элементного) процесса отделения частиц материала (стружкообразования) наибольшая интенсивность пластической деформации сдвига

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

распространяется от вершины инструмента вдоль границы скалывания элемента стружки.

Выявлено, что на этапе формирования гладкой поверхности формируется сигнал АЭ с почти монотонной и непрерывной амплитудой и имеется четко выраженная область нарастания сигнала. Отсутствует ярко выраженное падение частоты в области пика амплитуды. При формировании «рваной» поверхности (прерывистой с трещинами), сигнал характеризуется отсутствием участка нарастания амплитуды. Наблюдается плавная область затухания сигнала с участком веероподобного колебания амплитуды.

При анализе полученных частотных характеристик сигналов АЭ при непрерывном и прерывистом резании было обнаружено весьма характерное различие в уровне падения частоты АЭ и его длительности для рассматриваемых материалов. Количественную характеристику этого расхождения можно дать, определив падение частоты сигнала АЭ и отношение падения частоты к его длительности. Это отношение $F_{\text{fall}}/L_{\text{fall}}$ имеет схожие характеристики для двух выделенных групп материалов с разными механизмами деформации и разрушения. Установлено, что максимальное значение $F_{\text{fall}}/L_{\text{fall}}$ присуще более пластичным (в условиях проведенного эксперимента) меди М1 и стали 45, а минимальное – хрупким алюминиевым сплавам АМг5 и Д16АТ, и бронзе БрАЖ9-4.

СТРУКТУРА, НЕУПРУГИЕ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Дударев Е.Ф.¹, Табаченко А.Н.¹, Почивалова Г.П.¹,

Малеткина Т.Ю.^{1,2}, Скосырский А.Б.¹,

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

dudarev@spti.tsu.ru, t.maletkina@yandex.ru

Методами рентгеновской дифрактометрии и обратно рассеянных электронов определены параметры субмикроструктурной структуры, сформированной в меди методом авс-прессования со ступенчатым понижением температуры с 779 до 293 К. Этими же методами исследовано влияние последующей глубокой пластической деформации прокаткой при 293 К на параметры субмикроструктурной структуры, сформированной авс-прессованием. На основании исследований температурной зависимости низкочастотного внутреннего трения установлены температуры начала и интенсивного развития неупругой зернограничной деформации при разной степени неравновесности большеугловых границ зерен. По температурной зависимости внутреннего трения на восходящей ветви зернограничного пика определена энергия активации неупругой зернограничной деформации. Показано, что она соответствует истинному зернограничному проскальзыванию и уменьшается при увеличении степени неравновесности большеугловых границ зерен.

Выяснены закономерности деформационного поведения и определены упругопластические свойства и механизмы разрушения меди при 293 К в двух субмикроструктурных состояниях, одно из которых сформировано только при авс-прессовании, а другое – после дополнительной глубокой пластической деформации прокаткой при 293 К. Установлено, что для обоих состояний характерна короткая стадия однородной пластической деформации и протяженная стадия локализованной пластической деформации на макромасштабном уровне. Показано, что дополнительная глубокая пластическая деформация субмикроструктурной меди при прокатке практически не повлияла на напряжение течения, что, по-видимому, обусловлено понижением температуры начала истинного зернограничного проскальзывания до 293

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

К. При обоих субструктурных состояниях разрушение по структурному признаку вязкое с вязким ямочным отрывом.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки (задание № 2014/223, код проекта 727).

ВОЛНОВАЯ КОРРЕЛЯЦИЯ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ АКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Макаров С.В., Плотников В.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

Plotnikov@phys.asu.ru

Явление акустической эмиссии, сопровождающее обширный круг процессов, связанных с эволюцией кристаллической среды, уже не может восприниматься только как пассивный акустический эффект. Накопленный экспериментальный материал по локализации деформации, скачкообразным деформационным эффектам, высокотемпературным деформационным скачкам и высокоамплитудным акустическим сигналам позволяет считать акустическую эмиссию как фактор корреляции элементарных деформационных актов в процессах пластической деформации, активизирующей элементарные пластические сдвиги наряду с механическими напряжениями и тепловыми флуктуациями.

В рамках модели автоакустической эмиссии были сформулированы некоторые положения об активной роли акустической эмиссии в процессах деформации и разрушения кристаллов. Согласно модели автоакустической эмиссии скачкообразная деформация и дискретная акустическая эмиссия свидетельствуют о пространственно-временном упорядочении движения дефектов в кристалле. В этом случае кристалл представляет собой автоколебательную систему, для которой характерно возбуждение колебаний, а микроскопические процессы происходят кооперативно и самосогласованно, способствуя синхронизации колебаний и возбуждению квазипериодических релаксационных колебаний. Синхронизация и самосинхронизация мод излучения фактически является интерференцией волн напряжений с различными частотами. В основе этих процессов лежит корреляция элементарных излучателей в неравновесной (активной) среде, приводящая к формированию коротких импульсов сжатия и растяжения, длительность которых тем меньше, чем больше волн с различными частотами участвуют в интерференции. То есть разрушение есть разрыв наиболее напряженных связей не только тепловыми, но и акустическими флуктуациями (автоакустическими флуктуациями в терминах автора). В данной модели автоакустической эмиссии не показан механизм накопления энергии акустических сигналов. Цель исследования: провести анализ низкочастотного спектра акустической эмиссии при высокотемпературной пластической деформации алюминия.

Спектральный анализ колебательных процессов осуществлен с помощью разработанной программы при частоте дискретизации исходных сигналов 10 мГц.

Дискретный характер спектральной плотности сигналов акустической эмиссии свидетельствует, что наша система образец – волновод представляет собой резонансную систему, состоящую из нескольких резонаторов, распределяющих колебательную энергию как акустического шума, так и первичных элементарных излучателей акустической эмиссии по нашим спектральным диапазонам в виде стоячих продольных и поперечных волн. Это означает, что представленные спектры акустической эмиссии является вторичным эффектом по отношению к первичному акустическому сигналу. Согласно нашим публикациям первичным источником

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

акустической эмиссии является выход на поверхность ансамбля дислокаций одной системы скольжения, формирующих одну полосу деформации.

В ходе монотонного накопления деформации спектральная плотность сигналов акустической эмиссии представлена в основном в виде трех резонансных пиков. В ходе скачкообразного накопления деформации хорошо разрешается максимум спектральной плотности на частоте около 90 кГц, характеризующий формирование стоячих волн в области локализации деформации.

Характерно, что в деформируемом участке наблюдается заметная спектральная плотность, свидетельствующая о формировании достаточно устойчивой стоячей волны. Таким образом, при скачкообразном накоплении деформации в резонаторе, представляющем собой область локализации деформации, накапливается заметная энергия колебаний стоячих волн.

Проведенный анализ низкочастотного спектра акустической эмиссии при высокотемпературной пластической деформации алюминия свидетельствует, что его дискретный вид обусловлен перераспределением колебательной энергии первичного акустического сигнала по резонансным колебаниям стоячих волн резонаторов. В кристаллической среде колебания стоячей волны активируют элементарные деформационные сдвиги в некотором объеме, связанным с длиной стоячей волны, определяющей макроскопический масштаб корреляции. В то же время коррелированные деформационные сдвиги генерируют акустические сигналы, отвечающие условию когерентности, в результате интерференции которых формируется единичный акустический сигнал аномально высокой амплитуды.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Батурин А.А.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Гришков В.Н.¹, Родионов И.С.¹, Круковский К.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия,

abat@ispms.tsc.ru

Введение водорода в материалы на основе никелида титана (TiNi) приводит к деградации эффекта памяти формы, а также увеличивает напряжение мартенситного сдвига, уменьшает ширину плато псевдоупругости при проявлении эффекта сверхэластичности (СЭ) и значительно ухудшает пластичность (“водородная хрупкость”- ВХ). ВХ изделий из сплавов на основе никелида титана становится существенной проблемой при их длительной эксплуатации в физиологической среде. Механизм такого влияния является многофакторным и многие аспекты явления ВХ в сплавах на основе TiNi не исследованы. В частности, в литературе отсутствуют исследования влияния размера зёрен, определяющего суммарную площадь границ зёрен, на явление ВХ в сплавах на основе никелида титана. Актуальность этой задачи определяется расширяющимся использованием изделий из TiNi с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой в медицинской практике.

В данной работе изучено влияние водорода на закономерности разрушения в проволочных образцах диаметром 1 мм сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} (ат.%) с мелкокристаллической (средний размер зёрен 8 мкм) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (средний размер зёрен/субзёрен 100-200 нм). Насыщение образцов водородом производили электрохимическим методом в физиологическом растворе (0,9% NaCl) при плотности тока 20 А/м², время насыщения составляло 3 часа. Измерение концентрации водорода было выполнено на газоанализаторе водорода RHEN602 фирмы LECO. Величину эффекта СЭ определяли при кручении образцов на установке типа обратного крутильного маятника.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Установлено, что водород оказывает меньшее влияние на изменение напряжения мартенситного сдвига и ширины плато псевдоупругости в образцах с УМЗ структурой по сравнению с образцами с мелкокристаллической структурой. Показано, что при данных условиях наводороживания явление ВХ проявляется примерно при одинаковой накопленной деформации независимо от размера зерна. В наводороженных образцах разрушение образцов при деформации кручением происходит под углом 45^0 к оси образца (хрупкий излом) в отличие от ненаводороженных образцов, которые разрушаются с образованием вязкого излома. Фрактография наводороженных образцов показывает два слоя. Наружный слой имеет гладкую структуру, характерную для упрочненного слоя, а внутренний имеет структуру чашечного типа. Толщина хрупкого слоя различна в образцах с мелкокристаллической и УМЗ структурой.

Работа поддержана грантом РФФИ № 05–08–33381.

DEGRADATION CUMULATIVE DAMAGE MODELS APPLIED FOR FATIGUE LIFE ESTIMATION UNDER SPECTRUM LOADING BY THE EXAMPLE OF MEDIUM CARBON STEEL

Savkin A.N.¹, Sedov A.A.¹, Badikov K.A.¹

¹Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia
tftpic@vstu.ru, alexander.a.sedov@gmail.com

Assessment of material strength degradation is one among many damage prediction methods in metal fatigue. Undoubtedly, phenomena of strength and plasticity properties variation is a well-known fatigue effect.

There is an abundant amount of nonlinear assessment models (more known as degradation models) in the papers that seem advantageous in contrast with linear one. The latter is based on physical description of strength degradation and failure as of the moment of match residual stress and actual maximal cyclic stress $\sigma_{a\max}$. Damage is commonly estimated in terms of physical strength and its value can be easily verified experimentally at the specific moment during test loading. Apparently, all existing models assume that residual strength is a cycle-depending decreasing function.

A number of degradation models with different authorship are listed in table 1. The authors of these models used in the research of composite materials, but we analyzed them and used for metals.

$$\sigma_r(n) = \sigma_u - \sum_{i=1}^n (\sigma_u - \sigma_{ai}) \frac{1}{N_i} \quad (1)$$

$$\sigma_r(n) = \sigma_u - (\sigma_u - \sigma_{a\max}) \frac{n^C}{N} \quad (2)$$

$$\sigma_r(n) = \left[\sigma_u - \sum_{i=1}^n (\sigma_u - \sigma_{ai})^{\frac{1}{C}} \frac{1}{N_i} \right]^C \quad (3)$$

$$\sigma_r(n) = \sigma_u - \sum_{i=1}^n (\sigma_u^{C_i} - \sigma_{ai}^{C_i}) \left(\frac{1}{N_i} \right)^{C_i} \quad (4)$$

where C – constant, C_i - variable.

Linear model of degradation (1) is a simplest one among proposed above. This model is true only for constant amplitude loading and tends to exhibit a crucial discordance between

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

test and analytical data in case of variable amplitude loading. Presence of correction factors, certainly empirical, in the models (2-4) reduces to more adequate results.

Let us assume that ultimate strength σ_u has a role of estimation parameter of metal strength degradation then degradation has various intensity of decreasing σ_u . Models (3-6) meet this demand. Parameter C in these equalities (2-4), may be constant or feature a function. We have proposed following own parameter C for degradation model (4):

$$C_i = \left(\frac{1 - \log \frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{-1}}}{1 - \log \frac{\sigma_{ai-1}}{\sigma_{-1}}} \right) \quad (5)$$

where σ_{ai} - current value of stress.

Evidently, durability forecasts with using of degradation models (fig. 1, curves 2-4) are fit better to the test results of variable amplitude loading. Let us remark that a necessary condition of models adaptation is a presence of original fatigue curve and its parameters (in our case, asymmetric factor $R = -1$), and constant C also for model correcting. Calculation results with using of models 2 and 3 are similar: despite value of C is different, curves are almost matched. Fatigue curve for model 4 displayed results a few distinct from results of previous models, but close enough to them. Linear model 1 shows too optimistic results likewise model of Palmgren-Miner. Sophistication of degradation models use attributed to the absence of physical sense of parameters and demand for special variable amplitude loading tests.

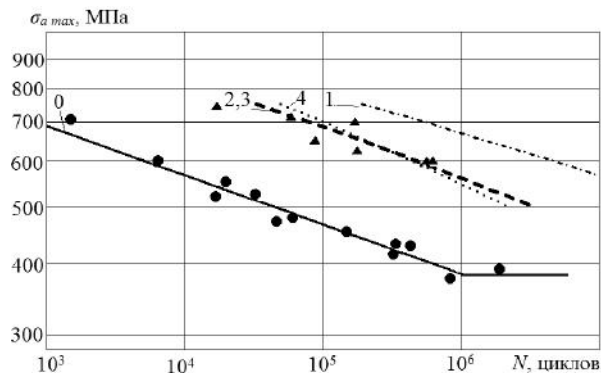


Figure 1. Fatigue curves for AISI 5140 steel under spectral loading according to degradation models.

Conclusions:

Degradation models for damage cumulation and fatigue durability estimation have a widespread using in engineering and give physical sense of damage in metal.

Kinetics of degradation processes in various materials and loading conditions is a complex problem demanding further research of service loading.

Current paper highlighted that degradation models allow durability prediction under constant and variable loading both of materials and of structural elements.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

EVALUATION OF FATIGUE LIFE UNDER SPECTRUM LOADING VIA STRESS AND STRAIN DAMAGE CRITERIONS BY MEDIUM CARBON STEEL

Savkin A.N.¹, Sedov A.A.¹, Badikov K.A.¹

¹Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

tfpic@vstu.ru, alexander.a.sedov@gmail.com

Quantification of chaotic state in spectrum loading gives a better understanding of influence of loading character on fatigue live of structures. It is possible to estimate spectrum loading character through the spectrum fullness factor V by the formula [1]:

$$V = \left[\frac{1}{V_b} \left[\sum_{i=1}^{v_b} \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \right] \right]^{\frac{1}{m}}, \quad (1)$$

where V_b - duration (number of cycles) of loading block; σ_{ai} , $\sigma_{a \max}$ - values of i-th and maximal stress amplitude; m - slope of original fatigue curve in log-log coordinates.

Three loading spectrums with various autocorrelation and loading fullness factors were generated via autocorrelation approach on condition that duration of each block is 5000 cycles. All spectrums were processed by "Rainflow" method and transformed to symmetric loading. Automobile service spectrums SAESUS, SAEBRACKET and SAETRANS were also subjected to this procedure for comparison generated sequences and well-known spectrums.

Total fatigue life can be determined by expression:

$$N_{\Sigma} = N \cdot K, \quad (2)$$

where N – fatigue life under CAL, K - nonstationarity parameter of loading spectrum.

K values were evaluated through transforming of fatigue damage equations according to the linear model, corrected linear model, and generalized model for random loading:

$$N_{\Sigma} = \frac{N_G \cdot 10^{(1+q \lg m)(1-V)}}{\left(\frac{\sigma_{a \max}}{\sigma_{-1}} \right)^m}. \quad (3)$$

The test results under CAL (curve 1, fig. 1a) and VAL for the spectrum of A (●-points) and C (▲-point) are shown in fig. 2a. Curves 2 and 3 were obtained from equation (3). Correlation of calculated life N_{an} by formula (3) and experimental result N_{exp} of steel AISI 5140 under different VAL spectrums is illustrated in fig. 1b. One can notice good correlation of these data in fig. 1b.

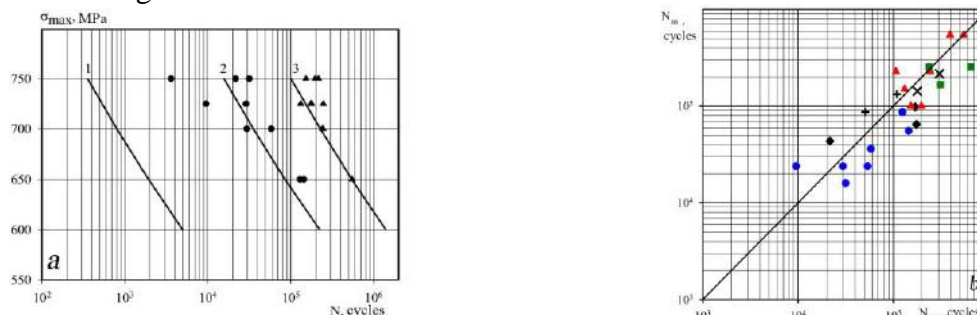


Figure 1. 1a - Fatigue curves for AISI 5140 under CAL (curve 1) and generated spectrums (curve 2 is for the spectra A, curve 3 is for the spectra C); 1b - Correlation evidence of analytical and experimental life under VAL spectrums (spectrums A - ●, C - ▲, B - ◆, SAESUS - ■, SAEBRACKET - ×, SAETRANS - +).

Kinetics of the micro-plastic strain cumulation is shown in fig. 2a. It depends on hysteresis loop width $\Sigma \Delta \epsilon_i$ related to spectrum fullness and maximal stress $\sigma_{a \max}$ in spectrum.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Increasing of maximal stress is accompanied by decreasing of the micro-plasticity and life decreasing in the spectrum A (with spectrum fullness factor $V=0,696$).

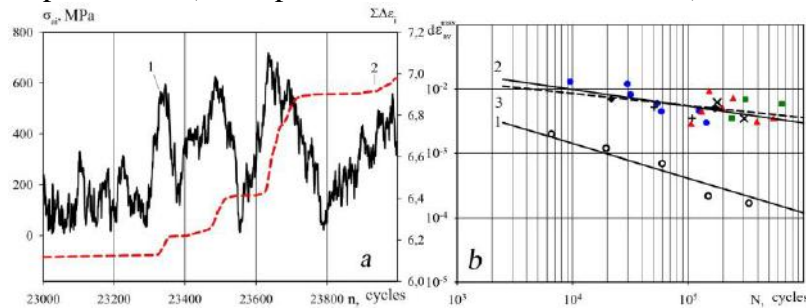


Figure. 2: 2a - Fragments of maximal stress envelop curve (1) and micro-plasticity cumulation curve (2) at an exemplary region of VAL (spectrum A); 2b - Plot of inelastic strains $\Delta\epsilon_v$, $\Delta\epsilon_{st}$ against fatigue life N for AISI 5140 (o – CAL, ● - spectrums A, ▲ - C, ◆ - B, ■ - SAESUS, × - SAEBRACKET, + - SAETRANS)

The value $\Delta\epsilon_{av}^{max}$ corresponds to half-life under VAL and correlates with damage cumulation (fig. 2a). Curve of maximal loop width $\Delta\epsilon_{av}^{max}$ for CAL (curve 1) and for spectrum VAL (curve 2) are shown in fig. 2b. Inelasticity in spectrums with various spectrum fullness factor V and parameters circumscribe one curve.

Strain approach for fatigue life estimation under VAL based on Coffin-Manson equation and model for elastic and inelastic strains evolution demonstrates good correlation between experimental and analytical data. Proposed analysis is adequate in the range of strain amplitude $0,0002 < \Delta\epsilon/2 < 0,02$, and cannot be extended, but may be applied to strain amplitudes as shown in this paper.

АНАЛИЗ ВЯЗКОГО И ВЯЗКОУПРУГОГО ТЕЧЕНИЙ МАТЕРИАЛА ПРИ НЕУСТОЙЧИВОСТИ КЕЛЬВИНА ГЕЛЬМГОЛЬЦА

Сарычев В.Д. ¹, Невский С.А. ¹, Сарычева Е.В. ², Коновалов С.В. ¹, Громов В.Е. ¹
 Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
 Новосибирский национальный исследовательский государственный университет,
 Новосибирск, Россия
 nevskiy.sergei@yandex.ru

На основе представлений о формировании наноструктур в процессе длительной эксплуатации в поверхностных слоях материала за счет развития неустойчивости Кельвина-Гельмгольца получена зависимость декремента неустойчивости от характеристик материала. Деформируемый материал рассматривался как двухслойная среда: первая считается вязкой несжимаемой жидкостью бесконечной толщины с плотностью ρ_1 и кинематической вязкостью ν ; вторая - идеальная жидкость, толщины h и плотностью ρ_2 , движущейся относительно нижней со скоростью u_0 . Выбирается система координат (x,y) : ось $y = 0$ соответствует границе раздела, а область $y < 0$ занимает вязкая жидкость. Из уравнений движения, условий несжимаемости для двух сред, а также граничных условий: кинематических и динамических условий на границе раздела, равенства нулю нормальной компоненты скорости при $y = h$, равенство нулю вектора скорости на минус бесконечности, для возмущений пропорциональных $\exp(\omega t - ikx)$ получаем дисперсионное уравнение:

$$(2\nu k^2 + \omega)^2 + \mu(\omega + iku_0)^2 + \omega_0^2 = 4\sqrt{\nu^3 k^6 (\nu k^2 + \omega)} \quad (1)$$

где $\mu = \frac{\rho_2}{\rho_1} cth(kh)$, $\omega_0^2 = \frac{\sigma}{\rho_1} k^3$, $\text{Re}(\omega + \nu k^2) > 0$.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

В приближении коротких волн ($\nu k^2 \gg \omega$) уравнение (1) с использованием выражения $\omega = \alpha + i\Omega$ приводится к виду

$$\alpha = \sqrt{\frac{ab}{2} \left(C + \sqrt{C^2 + 4} \right)} - a; C = \frac{a^2 - b^2 - c}{ab}, a = \nu k^2 / 1 + \mu, \quad (2)$$
$$b = \mu k u_0 / 1 + \mu, c = (\omega_0^2 - \mu(k u_0)^2) / 1 + \mu.$$

Таким образом, получена явная зависимость декремента от волнового числа и найдены области параметров, в которых $\alpha(k)$ имеет качественно идентичный вид.

Вязкоупругую среду будем рассматривать также, как и вязкую, но с учетом зависимости вязкости от частоты по формуле Максвелла

$$\nu_1 = \frac{\nu}{1 + \omega t_*} \quad (3)$$

В этом случае зависимость декремента от волнового числа имеет вид:

$$\alpha_1 = \frac{1}{1 - 2at_*} \left(\sqrt{\frac{\delta - 2cat_* + \sqrt{(\delta - 2cat_*)^2 + 4a^2b^2}}{2}} - a \right) \quad (4)$$

где t_* – время релаксации. Таким образом, вязкость принципиально изменяет зависимость декремента от длины волны, из-за появления второго максимума. Указан диапазон параметров, при которых возможен второй максимум. Найдены приближенные значения для длин волн, в которых достигаются максимальные значения декремента в вязких средах. Эти данные позволят подобрать технологические параметры при формировании наноструктурированных состояний. Использование полученных в данной работе результатов позволит не только объяснить, но и предсказывать условия формирования наноматериалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского Научного Фонда (№ проекта 15-12-00010).

SURFACE LAYER STRUCTURE AND AVERAGE CONTACT TEMPERATURE OF COPPER CONTAINING MATERIALS UNDER DRY SLIDING WITH HIGH ELECTRIC CURRENT DENSITY

Fadin V.V.¹, Aleutdinova M. I.^{1,2}, Aleundinov K.A.³

¹Institute of strength physics and materials science SB RAS, Tomsk, Russia,

²Seversk Technological Institute - branch of State Autonomous Educational Institution of Higher Professional Education «NR Nuclear University «MEPhI», Seversk, Russia,

³NR Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

aleut@ispms.ru

High wear resistance of the sliding contact is caused by high structural stability of surface layer (SL) of friction pair materials. It is conditioned in first turn by absence of adhesion on contact spots, low contact temperature and satisfactory strength of SL. The materials having low strength at shear at macro-level wear out easily without increase of contact temperature. Therefore, in general case decrease in contact temperature is a desirable but not necessary condition for achievement of high wear resistance. However, information on contact temperature can be useful in the choice of primary structure of the material for applying in atmosphere and especially intended for tests in cosmic space.

The purpose of the work is definition of interrelation of primary structure, parameters of surface layer structure and contact temperature of copper containing materials under dry sliding with contact current density higher 100 A/cm².

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Copper (99,9% Cu) and composites served as the model specimens loaded by friction and electric current. Composites were sintered in vacuum at 1100°C for 2 hours. The average chemical composition of worn surfaces was obtained by Auger spectrometer "Shkhuna-2". Phase analysis of the surface layer was carried out on X-ray diffractometer DRON-3 in cobalt radiation. Specimens were tested in conditions of dry sliding current collection at pressure $p=0,13$ MPa, sliding velocity $v=5$ m/s using pin-on-ring type wear testing. Brinell hardness HB has been determined by Brinell hardness tester. Porosity P was found using Archimedes method.

Increase in quantity of phases or alloying elements concentration in primary structure leads to reduction of heat conductivity and to weaker heat outflow from a friction zone. Therefore, the composite of Cu-Gr-40% Fe forms contact with higher temperature. Besides, presence of a liquid phase on worn surface of a composite Cu-Gr-40% Fe is not expressed in evident form that leads to relatively weak stress relaxation. It is necessary to note also that SL of a composite Cu-Gr-40% Fe contains a few of FeO oxide and it is hardened by it poorly. Thus the presence of graphite in primary structure does not promote essential change in character of contact interaction and does not reduce considerably wear intensity. It means that carbon in a zone of friction does not play an essential role as lubricant and adhesive interaction decreases, generally due to formation of FeO oxide. Graphite does not show the greasing properties also in vacuum. It indicates inexpediency of graphite addition to primary structure of the material designated for operation in the sliding electric contact with the high current density.

Sliding of copper and sintered copper based composites against steel in terrestrial atmosphere under electric current of high contact density leads to structural changes of surface layer. This layer consists of copper, iron and FeO oxide. This oxide provides reduction of adhesive interaction more effectively, than graphite in primary structure. Graphite containing composite forms the contact zone with rather high temperature (about 350°C) and increased tendency to deterioration.

The work was carried out according to Project No. 23.2.4 of SB RAS Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013–2020 and within the framework of Program for improving the competitive ability of NR TPU.

ENERGY OF SURFACE LAYER DETERIORATION OF COPPER BASED MATERIALS UNDER DRY SLIDING WITH HIGH ELECTRIC CURRENT DENSITY

Fadin V.V.¹, Aleutdinova M. I.^{1,2}, Aleundinov K.A.³

¹Institute of strength physics and materials science SB RAS, Tomsk, Russia,

²Seversk Technological Institute - branch of State Autonomous Educational Institution of Higher Professional Education «NR Nuclear University «MEPhI», Seversk, Russia,

³NR Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

aleut@ispms.ru

The tribotechnical behavior of materials is characterized by a number of contact parameters, such as wear intensity, friction coefficient, contact temperature, etc. Wear intensity has to be of the greatest practical interest since it is an indicator of mechanical durability and deterioration of surface layer (SL). However, at consideration of physics of SL deterioration processes energetic point of view may be useful. Then the contact parameter (specific deterioration work) $w=A/V$ is took into consideration ($A=F \cdot L$) where A is the work of friction forces and V is the volume of deteriorated SL. Knowing that $A=E_1+A_1+E_2+A_2$ and taking into account that thermal energies E_1 and E_2 do not take part in direct deterioration of surface layers therefore terms E_1/V and E_2/V does not have clear sense and therefore have to

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

be eliminate from consideration. Defining thermal energies E_1 and E_2 at some set A we may obtain the work of the material SL deterioration as $A_2=A-E_1-E_2$ and real specific energy of SL deterioration of the specimen may be presented as $w_r=A_2/V$.

The aim of present work is definition of interrelation between the real energy density of material deterioration, its phase composition and wear intensity under dry sliding contact with a high electric current density.

Copper (99,9 %Cu) and sintered powder composites of compositions Cu-50% Fe and Cu-10% Gr-40% Fe served as the model specimens loaded by friction and electric current. Specimens were tested in conditions of dry sliding current collection at pressure $p=0,13$ MPa, sliding velocity $v=5$ m/s using pin-on-ring type wear testing. Steel 1045 (AISI) having a hardness value of 50 HRC was used as counterbody.

Wear intensity weakly depends on phase structure in the mode of normal wear. The Cu-Fe-graphite composite wears out rather quickly in the mode of catastrophic wear. Parameter w decreases at the same time. The parameter w corresponding to Cu-Fe-graphite composite has rather low values in the mode of normal wear. It means that relatively strong SL deterioration occurs at low energy in a contact zone, i.e. is observed rather high tendency of SL of composite Cu-Fe-graphite to deterioration. It is connected with the fact that the energy directed to Cu-Fe-graphite composite dissipates mainly in the form of heat and only small part of this energy is directed to surface layer deterioration. The highest values of specific deterioration energy of surface layer correspond to copper in spite of the fact that about half of energy, generated in friction zone is directed to surface layer deterioration of copper. However, such concentrated flux of energy does not cause rush wear of copper. It is caused by the greatest simplicity of primary structure of copper and its high heat conductivity.

The work was carried out according to Project No. 23.2.4 of SB RAS Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013–2020 and within the framework of Program for improving the competitive ability of NR TPU.

Секция 4

Проблемы компьютерного
конструирования материалов
с иерархической структурой

**РАЗРАБОТКА АТОМИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ФАЗОВЫХ
И СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В ЦИРКОНИИ И СПЛАВЕ Zr-Nb**

Стариков С.В., Смирнова Д.Е., Гордеев И.С., Ухлинова Е.Л., Колотова Л.Н.

Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

starikov@ihed.ras.ru

Цирконий и его сплавы являются важными конструкционными материалами в энергетике. Тем не менее, особенности фазовых переходов и структурных изменений при различных внешних воздействиях (нагрев, механическая нагрузка, облучение быстрыми ионами) остаются изученными не полностью. В данной работе разрабатывается молекулярно-динамическая модель циркония и сплава Zr-Nb. На основе квантовых расчет был разработан новый межатомный потенциал, способный описывать как чистый цирконий, так и указанный сплав, в широком диапазоне давлений и температур. Для создания потенциала применялся метод “согласование по силе”, который позволяет конструировать потенциалы без использования эмпирических данных. Разработанный межатомный потенциал позволяет применить метод молекулярной динамики для моделирования явлений, происходящих в сплавах Zr-Nb с различной концентрацией ниобия. Установлено, что потенциал дает возможность для моделирования структуры и свойств ряда фаз циркония: ГПУ α -Zr, ОЦК β -Zr, гексагональной ω -Zr. Разработанная модель также позволяет моделировать ОЦК и ГПУ сплавы Zr-Nb. Представлены результаты тестирования разработанного потенциала путем расчета параметров решетки кристаллических фаз системы Zr-Nb, упругих модулей, энергий образования дефектов, температур плавления, коэффициентов самодиффузии. Полученные результаты хорошо согласуются с опубликованными экспериментальными данными. В частности, показано, что самодиффузия в ГПУ цирконии осуществляется через диффузии междоузельных атомов, тогда как самодиффузия в ОЦК цирконии реализуется за счет диффузии вакансий.

Разработанная атомистическая модель была использована для исследования фазовых и структурных превращений в цирконии. Исследована фазовая диаграмма в широком диапазоне давлений и температур. Кривая плавления рассчитана вплоть до давления 20 ГПа. Для её расчета использовался метод прямого двухфазного моделирования. Также были исследованы особенности перехода в гексагональную ω -фазу циркония. Кроме того, выполнено моделирование таких структурных превращений как рекристаллизация и пластичность за счет формирования двойников. Как один из результатов работы, была рассчитана энергия активации миграции границы зерна в ГПУ-фазе. Полученное значение оказалось на порядок меньше, чем у аналогичной величины в ГЦК металлах. В работе обсуждается включение результатов молекулярно-динамических расчетов в модели, предназначенные для описания эволюции материала на микроуровне: дислокационная динамика и метод фазового поля. Такая связка моделей позволяет реализовать многомасштабный подход в материаловеденье, когда методами моделирования и теоретической физики совместно решаются подзадачи на различных временных и пространственных масштабах. Кооперация таких методов (квантовые расчеты, атомистическое моделирование, дислокационная динамика и теория фазового поля) может позволить предсказать поведение конструкционных материалов практически без привлечения экспериментальных данных, которые в этом случае могут быть использованы для верификации всей модели. На данный момент такая многомасштабная модель только разрабатывается, однако её развитие уже привело к существенным достижениям в методах расчета поведения вещества при термических, деформационных и радиационных воздействиях.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

СВЯЗАННАЯ МОДЕЛЬ СИНТЕЗА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С УЧЕТОМ ПЛАВЛЕНИЯ ОДНОГО ИЗ КОМПОНЕНТ

Чумаков Ю.А.¹, Князева А.Г.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

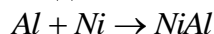
²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

chya@ispms.tsc.ru

В настоящей работе предложена и исследована модель синтеза композиционного материала под нагрузкой с учетом плавления одного из компонент смеси. Объектом исследования выбрана система Ni-Al

В условиях сложного нагружения, которое реализуется при сочетании термического и механического воздействий в процессе синтеза композиционных материалов (горячее прессование, синтез в условиях нагрева, совмещенного с экструзией, синтез в условиях квазистатического нагружения и т.д.), разные части материала находятся в разных условиях. Это приводит к различным условиям для распространения реакции и, следовательно, в результате формируется гетерогенная структура материала. Для изучения влияния механического воздействия на распространение зоны реакции выделим плоский слой реагента, который может подвергаться растяжению, сжатию или сдвигу (в соответствии с принципом Коши, в каждом поперечном сечении материала имеет место взаимодействие сил такого же характера, как и распределенных по поверхности нагрузок).

Выделенное плоское сечение состоит из реакционноспособной смеси спрессованных частиц Al и Ni. Пористость прессовки в первом приближении считаем ничтожной и ее влияние на ход синтеза композита и эффективные свойства не рассматриваем. Полагаем, что в результате нагрева, совмещенного с механическим нагружением, происходят плавление алюминия, и образование интерметаллидных фаз. Ограничим модель реакцией, типичной для стехиометрической смеси



Вид граничных условий зависит от характера нагружения и подвода тепла.

Задача решена численно. Использован метод покоординатного расщепления. Для численной реализации “механической части” модели использована конечно-разностная аппроксимация дифференциальных уравнений по неявной схеме. Уравнение теплопроводности аппроксимировано конечно-разностным аналогом на четырехточечном шаблоне. Полученная система конечно-разностных алгебраических уравнений решена с помощью метода прогонки. Для решения уравнения химической кинетики использован неявный метод Эйлера. В результате расчетов анализируются поля концентраций, температуры, напряжений и деформаций в различные моменты времени при варьировании физических параметров

Расчеты показали, что при значения величины мощности теплового потока, достаточных для того, чтобы температура в системе превысила температуру плавления одного из компонентов ($T_{\text{плавления, Al}} = T_m = 660 \text{ }^\circ\text{C}$), на профиле температуры появляется плато, характерное для фазового перехода “твердое-жидкое” при нагреве и “жидкое-твердое” при остывания. При увеличении мощности источника нагрева до $q_0 = 1.5 \text{ кВт}$ для разных условий нагружения проявляется эффект ускорения реакции за счет диссипации вязких напряжений. Результат можно классифицировать как тепловой взрыв, в результате которого происходит быстрое образование продукта реакции и резкий рост температуры. Более интенсивный рост температуры и бурное развитие реакции, наблюдается в случае одноосного растяжения. Одноосное сжатие и чистый сдвиг оказывают примерно одинаковое влияние на рост температуры и степени превращения в реакции. Если же нагрузка отсутствует, то вязкая диссипация незначительна, и развитие реакции прекращается после отключения потока тепла.

**ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА ЧАСТИЦ ПРИ РАСПЫЛЕНИИ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОЛОЧЕК**

Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Псахье С.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
kost@ispms.tsc.ru

Изучены особенности формирования наночастиц при синхронном электрическом взрыве медной и никелевой проволок. Изучение проводилось на основе молекулярно-динамического подхода. Межатомное взаимодействие описывалось потенциалами, рассчитанными в приближении метода погруженного атома. Используемые потенциалы позволяют с высокой точностью рассчитать поверхностные свойства, энергетику дефектов структуры, упругие характеристики и другие свойства, которые необходимы для достоверного моделирования процесса электрического взрыва. Моделируемые проволоки имели цилиндрическую форму. Периодические граничные условия применялись в направлении оси цилиндра, в остальных направлениях моделировалась свободная поверхность. Высокоскоростной нагрев проволок задавался на основе масштабирования атомных скоростей по линейному закону с сохранением распределения Максвелла. В результате высокоскоростного нагрева проволоки взрывались с формированием кластеров. В работе исследовано влияние интерфейсов, скорости нагрева, расстояния между взрывающимися проволоками на особенности формирования кластеров. При оценке размера кластера полагалось, что атом принадлежит кластеру, если расстояние между ним и одним из атомов кластера меньше некоторого порогового расстояния. Радиус второй координационной сферы в идеальной решетке меди принимался за пороговое расстояние.

Показано, что в результате синхронного электрического диспергирования металлических проволок можно формировать бикомпонентные наночастицы с блочной структурой. Предложены способы управления процессом диспергирования и структурой формируемых бикомпонентных наночастиц. Проведен анализ размера, формы, внутренней структуры и фазового состава синтезируемых бикомпонентных наночастиц. Отмечено, что метод молекулярной динамики может достаточно эффективно использоваться для выбора оптимального технологического режима получения наноразмерных частиц с блочной структурой методом электрического взрыва.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-01-06585.

**ОСОБЕННОСТИ ПОВРЕЖДЕНИЯ СВОБОДНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ
ОЦК ЖЕЛЕЗА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ**

Корчуганов А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
avkor@ispms.ru

Ионное облучение широко используется для модификации поверхности материалов, изготовления деталей в электронной промышленности, а также для изучения поведения материала в условиях близких к нейтронному облучению. Как правило, исследование структурных изменений в поверхностном слое проводят при облучении материала ионами с энергией несколько десятков или сотен кэВ. При этом глубина проникновения ионов составляет несколько десятков нанометров и они генерируют каскады атомных смещений в приповерхностной области. Характер

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

повреждений материала во многом зависит от энергии налетающих частиц и кристаллографической ориентации облучаемой поверхности. Экспериментальное изучение динамики структурных перестроек при облучении встречает серьезные трудности, связанные с малыми пространственными и временными масштабами протекающих процессов. Данные вопросы могут быть эффективно решены на основе компьютерного моделирования.

В настоящей работе в рамках метода молекулярной динамики изучено влияние кристаллографической ориентации образцов ОЦК железа на характер структурных изменений вблизи свободной поверхности при облучении ионами с различной энергией. Объектом изучения были кристаллиты железа кубической формы со стороной 20 нм. Облучению подвергались грани кристаллитов с индексами (110) и (111). Температура образцов составляла 300 К. Энергия ионов в различных расчетах варьировалась от 1 до 20 кэВ.

Моделирование показало, что для обеих рассмотренных свободных поверхностей количество выживших вакансий в объеме кристаллита всегда превышает количество собственных межузельных атомов (СМА). Это связано с более высокой подвижностью СМА, которые в процессе эволюции каскада атомных смещений выходят на свободную поверхность и образуют на ней островки адатомов. В образце с поверхностью (110) количество вакансий и СМА больше, чем в образце с поверхностью (111). Это связано с различной морфологией повреждений, вызванных каскадами на рассматриваемых поверхностях. Облучение поверхности (111) приводило к формированию кратеров, окруженных адатомами, а в случае поверхности (110) формировались дислокационные петли вакансионного типа с вектором Бюргерса $a\langle 100 \rangle$ или $a/2\langle 111 \rangle$. Формирование кратера или дислокационной петли связано с анизотропией распространения ударных волн, генерируемых каскадами атомных смещений. Для энергии каскадов менее 20 кэВ количество адатомов и выживших точечных дефектов больше для образцов с поверхностью (110), чем для образцов с поверхностью (111). При повышении энергии каскада атомных смещений влияние ориентации свободной поверхности на количество сформированных точечных дефектов уменьшается.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

ЭВОЛЮЦИЯ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Fe-Cr

Корчуганов А.В., Зольников К.П., Крыжевич Д.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
avkor@ispms.ru

Изучение радиационной повреждаемости металлических материалов является важной фундаментальной проблемой современного материаловедения. Одним из проявлений первичного радиационного воздействия является генерация в материале каскадов атомных смещений, которые возникают при столкновениях частиц распада с атомами кристаллической решетки. Особенности развития каскадов атомных смещений и формирования радиационных дефектов определяются многими факторами: типом кристаллической решетки материала, температурой, энергией каскада, наличием в материале протяженных дефектов и т.д. В случае сплава наличие примесных атомов также может существенно изменить отклик материала на радиационные воздействия. Практически все конструкционные материалы в атомной энергетике являются сплавами со сложной стехиометрией и химическим составом. Поэтому представляется важным изучить особенности распространения каскадов атомных смещений в кристаллитах, состоящих более чем из одного химического элемента. Наиболее

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

эффективно данные вопросы могут быть решены на основе компьютерного моделирования.

В настоящей работе на основе молекулярно-динамического моделирования исследована первичная радиационная повреждаемость сплава Fe-Cr. Концентрация хрома составляла 10 ат.%, что близко к значениям для большинства сталей, используемых в ядерной энергетике. Каскады атомных смещений генерировались путем задания импульса одному из атомов кристаллита – первично-выбитому атому (ПВА). Энергия ПВА варьировалась от 1 до 20 кэВ. Моделируемые образцы имели кубическую форму и содержали от 500 000 до 2 500 000 атомов в зависимости от энергии ПВА.

Расчеты показали, что объем каскада атомных смещений, максимальное количество генерируемых и выживших дефектов линейно зависят от энергии ПВА. Время, за которое формируется максимальное количество точечных дефектов в каскаде, зависит от энергии ПВА нелинейно. Нелинейность данной зависимости связана с расщеплением каскада атомных смещений на субкаскады. Показано, что с увеличением энергии ПВА число и максимальный размер сформированных кластеров точечных дефектов увеличивается. Причем число вакансионных кластеров примерно совпадает с числом кластеров, состоящих из СМА. Обнаружено, что при энергиях ПВА, превышающих 15 кэВ в области каскадов атомных смещений могут формироваться дислокационные петли, состоящие из вакансий. Данные петли могут оказывать существенное влияние на эволюцию микроструктуры и свойства облучаемого материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-08-00120.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ МОЛЕКУЛЯРНОГО ВОДОРОДА В ПАЛЛАДИЕВЫХ НАНОПОРАХ РАЗЛИЧНОЙ МОРФОЛОГИИ

Корчуганов А.В.¹, Зольников К.П.¹, Крыжевич Д.С.¹, Псахье С.Г.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

avkor@ispms.ru

Кинетические свойства молекул газа в нанопорах существенно отличаются от их свойств в свободном объеме. Это связано с тем, что молекулы газа могут адсорбироваться на стенках нанопор. Из экспериментальных данных и результатов моделирования следует, что уменьшение размера нанопор ведет к понижению критических точек и сдвигу кривых равновесного сосуществования фаз. При уменьшении размера пор влияние адсорбции на поведение газа усиливается, что связано с увеличением доли молекул газа, взаимодействующих с поверхностью пор. Изучение закономерностей поведения газов в нанопорах различной морфологии представляет научный и практический интерес. В частности, результаты исследований могут быть использованы для разработки научных основ создания носителей катализаторов, газочувствительных сенсоров и газоанализаторов. Для практического применения необходимо проводить детальные исследования с учетом поверхностных эффектов, обусловленных взаимодействием между газом и стенками нанопор различного размера и морфологии.

В связи с этим в настоящей работе проведено молекулярно-динамическое моделирование особенностей поведения молекулярного водорода в палладиевых порах различного размера и формы. Проведено сравнение полученных результатов с данными для углеродных пор. Моделируемые поры имели сферическую, цилиндрическую и щелевидную форму и размеры от 5 до 20 нм. Взаимодействие между атомами газа и

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

стенками палладиевых нанопор задавалось потенциальным полем, которое описывалось парным потенциалом Морзе.

Расчеты показали, что в палладиевых нанопорах плотность адсорбированного слоя примерно на порядок превышает соответствующую плотность в углеродных нанопорах. Это связано с более сильным притяжением молекул водорода к поверхности стенок палладиевых нанопор. Обнаружено, что уменьшение размера палладиевых нанопор ведет к уменьшению плотности газа в адсорбированном слое. Это связано с кривизной поверхности адсорбированного слоя. Для палладиевых нанопор при увеличении кривизны быстрее нарастает отталкивание между молекулами водорода в адсорбированном слое. В отличие от углеродных нанопор в палладиевых порах образуются дополнительные адсорбированные слои. Их формирование обусловлено более сильным и дальним характером взаимодействия молекул газа со стенкой палладиевой нанопоры. Отмечено, что при уменьшении размеров пор концентрация молекул в адсорбированных слоях уменьшается.

Работа выполнена при финансовой поддержке государства в лице Министерства образования и науки России (идентификатор проекта RFMEFI57814X0042).

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ЛОКАЛИЗОВАННЫХ УПРУГИХ ВИХРЕВЫХ ДВИЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ КОНТАКТНОМ НАГРУЖЕНИИ.

Астафуров С.В.^{1,2}, Шилько Е.В.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,2,3}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³ НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

svastafurov@gmail.com

Значительная, а во многих случаях и ведущая роль в деформировании материалов принадлежит ротационным смещениям, которые проявляются, в частности, в виде поворотов отдельных структурных элементов, таких как зерна или их конгломераты, блоки и так далее. При этом в наноструктурных материалах, характеризующихся большой объемной долей границ раздела, роль поворотных смещений становится ключевой. Результаты теоретических исследований и экспериментальные данные различных авторов свидетельствуют, что вклад поворотных мод деформации существенно возрастает в условиях динамического нагружения или динамического изменения напряженного состояния. При этом ротационные моды деформации играют важную роль при динамическом поверхностном нагружении материала, которое может сопровождаться интенсивным пластическим деформированием поверхностных слоев и их наноструктурированием. Поэтому целью данной работы являлось изучение условий формирования упругих вихрей в области контактного взаимодействия и особенностей их распространения в объеме материала.

Исследование осуществлялось путем компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов в двумерной постановке. Рассматривался фрагмент поверхности контактного взаимодействия упруго-пластического материала с контртелом (индентором). Механические свойства нагружаемого материала были близки к свойствам субмикроструктурного титана VT1-0. Упругий вихрь инициировался тангенциальным смещением индентора, вдавленного в поверхностный слой с некоторой силой, с постоянной скоростью. Проведен детальный анализ влияния величины контактного давления и скорости смещения индентора на процесс формирования и распространения упругих вихрей в материале.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Анализ результатов моделирования показал, что начало тангенциального движения индентора сопровождается формированием упругого вихря непосредственно под поверхностью контакта. Направление вращения вихря совпадает направлением движения контртела. По мере деформирования концентрация сдвиговых напряжений в упругом вихре возрастает, а его скорость быстро достигает величины скорости поперечной упругой волны. Сформировавшийся упругий вихрь распространяется в объеме материала прямолинейно под некоторым углом к контактной поверхности во фронте упругого возмущения, вызванного в материале динамическим контактным нагружением. Установлено, что направление движения и форма вихря (угол наклона траектории его движения по отношению к нормали к поверхности материала) существенно зависят от скорости контактного нагружения. Данная зависимость имеет пороговый характер. При скоростях контактного нагружения ниже некоторого порогового значения вихри обладают вытянутой («плоской») формой и способны распространяться далеко вглубь материала по нормали к поверхности. При скоростях нагружения выше порогового значения направление смещения вихря отклоняется от вертикального. Величина этого отклонения зависит от скорости деформации контактной поверхности и может достигать 50-60 градусов. При этом форма такого вихря близка к «классической» кольцевой структуре. Анализ результатов моделирования показал, что величина пороговой скорости, при которой происходит смена направления движения вихря, зависит от ряда факторов, которые определяют скорость аккомодации поверхности материала к приложенному внешнему динамическому воздействию. Среди них можно выделить величину контактного давления, шероховатость контактной поверхности и ее отношение к линейному размеру пятна контактного взаимодействия, а также состояние пятна контакта (упругое или неупругое деформирование). В частности, зависимость пороговой скорости от величины контактного давления является монотонно возрастающей функцией, которая в общем случае может быть аппроксимирована двумя линейными отрезками (первый из которых соответствует интервалу контактных давлений ниже предела упругости моделируемого материала, а второй - интервалу давлений, превышающих предел упругости). При этом при переходе через предел упругости материала имеет место существенное увеличение угла наклона зависимости пороговой скорости от величины контактного давления.

УПРУГИЕ ВИХРЕВЫЕ СМЕЩЕНИЯ, КАК ПРЕДВЕСТНИКИ РЕЛАКСАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Смолин А.Ю.^{1,2}, Еремина Г.М.¹, Шилько Е.В.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,3,4}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

⁴Сколковский институт науки и технологий, Сколково, Россия

asmolin@ispms.tsc.ru

При динамическом нагружении гетерогенных материалов вблизи их поверхности и внутренних границ раздела возникают коллективные перемещения вихревого типа. Отличительной чертой таких вихревых движений является их динамический характер. Они не просто обуславливают совместность деформаций, но также служат механизмом переноса и перераспределения упругой энергии в объеме материала и определяют многие особенности процесса деформирования. Так, при движении по поверхности материала контртела, упругие вихри порождаются в результате контактного нагружения части поверхности. В дальнейшем они распространяются вдоль внешней поверхности и внутренних границ раздела материала, взаимодействуют с

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

неоднородными элементами его структуры, играя тем самым важную роль во всем взаимодействии материала с контртелом.

Целью данной работы является определение роли упругих вихревых смещений в процессе контактного взаимодействия неоднородного покрытия с жёстким контртелом на основе компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов в трёхмерной постановке. В данном методе неоднородный материал представляется ансамблем частиц конечного размера (подвижных автоматов) различных сортов, взаимодействующих по определённым правилам, обеспечивающим возможность описывать как деформационные процессы, так и процессы разрушения. Автоматы обладают трансляционными и вращательными степенями свободы. Силы взаимодействия определяются так называемыми функциями отклика. Функция отклика используемых в данной работе автоматов соответствовала упругопластической среде со свойствами наноструктурного биоактивного покрытия.

Рассматривались образцы покрытия в форме параллелепипеда, по верхней поверхности которого двигалось жёсткое контртело в форме усеченного конуса, а его нижняя поверхность была жёстко закреплена к подложке. Покрытие содержало мягкие упругопластические включения, форма и размеры которых варьировались. Эти включения имитировали ослабленные границы зёрен нанокристаллических материалов, поэтому они пронизывали модельные образцы насквозь в направлении, перпендикулярном направлению движения контртела. В процессе нагружения анализировалось распределение скоростей и интенсивности напряжений автоматов покрытия и сила взаимодействия контртела с покрытием. Для выявления вихревых структур в векторном поле скоростей строились линии тока этого поля, а также плоские сечения образца в различные моменты времени.

Как показали расчёты, в покрытиях, содержащих тонкие пластичные включения, зарождение, формирование и эволюция вихревых структур в поле скоростей происходит исключительно в материале матрицы. Интересной особенностью эволюции вихрей в этом случае является их рассеивание при переходе в область включения, где деформирование носит пластический характер. В случае широких включений формирование и распространение вихря может также происходить и в материале включения. В этом случае вихрь при своём движении отражается от границы с жёсткой матрицей. Вторым возможным местом зарождения вихря является граница раздела «матрица – включение», это происходит при достижении во включениях предела текучести. Движение вихря при этом происходит вдоль включений. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможности вихревого механизма диссипации упругой энергии при наличии в гетерогенном материале протяжённых мягких включений.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С МЯГКИМ НАПОЛНИТЕЛЕМ НА ОСНОВЕ 3D МОДЕЛИРОВАНИЯ

Смолин А.Ю.^{1,2}, Смолин И.Ю.^{1,2}, Смолина И.Ю.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
asmolin@ispms.tsc.ru

Проблема предсказания физико-механических свойств композиционных материалов в зависимости от их структуры решалась различными авторами в различной постановке, но до сих пор является актуальной. Сложность данной задачи, в первую очередь, заключается в том, что свойства реальных материалов в значительной мере определяются их многомасштабной структурой. Современные технологии

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

производства керамик способны создавать материалы с очень сложной структурой как пористого пространства, так и самой матрицы, что собственно и обеспечивает им высокие функциональные свойства. При аналитическом решении данной задачи наиболее успешными следует признать подходы механики композитов и микромеханики, основанные на методе самосогласованного поля и методе случайных функций. Однако эти успехи относятся лишь к оценке тех свойств, которые определяют распространение различного типа возмущений: упругих, тепловых и электромагнитных. Что касается прочности, то возможности этих подходов по сути ограничены материалами с периодической структурой. Следует также отметить, что при экспериментальном определении прочностных свойств материалов, получаемые данные имеют очень большой разброс, вызванный, в том числе, сложностью и неоднородностью строения материала. В связи с вышесказанным, для решения данной проблемы представляется полезным применение средств компьютерного моделирования и статистического анализа.

В настоящее время для моделирования механического поведения материалов чаще всего применяют численные методы механики сплошной среды, а именно, метод конечных элементов. Однако в последнее время успешно развиваются и находят всё более широкое применение методы, основанные на дискретном представлении материала. Например, метод подвижных клеточных автоматов (ПКА) является новым эффективным дискретным методом вычислительной механики, в котором предполагается, что материал состоит из набора элементарных объектов (автоматов), силы между которыми определяются в соответствии с правилами многочастичного взаимодействия. ПКА позволяет моделировать механические процессы в твёрдых телах на различных масштабах, включая деформацию, возникновение и развитие повреждений, разрушение и дальнейшее взаимодействие осколков после фрагментации. В данной работе метод ПКА применён для изучения трёхмерных образцов керамического композита кубической формы при одноосном сжатии. Наличие пор в матрице диоксида циркония учитывалось явно путём удаления случайно выбранных автоматов из исходной ГЦК упаковки. Варьировалось распределение пор по пространству и их размер. Рассматривался вариант заполнения пор пластичным наполнителем, то есть композит, состоящий из керамической матрицы и включений из костной ткани. Показано, что расчётные данные по прочности модельных образцов имеют случайный характер и хорошо описываются распределением Вейбулла.

Результаты моделирования позволяют сделать вывод, что функциональная зависимость прочностных свойств керамических композитов от концентрации включений определяется структурой их пространственного заполнения. В частности, эта зависимость меняет свой характер при переходе предела перколяции: функции, наилучшим образом аппроксимирующие расчётные данные по обе стороны от этого предела, различны. Кроме того, прочность образцов с большими включениями оказывается меньше, чем у образцов с маленькими включениями для концентрации включений менее 40–50 %, а при большей концентрации превышает прочность образцов с маленькими включениями.

**ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ И АДАТОМОВ НА ФОНОННУЮ
СТРУКТУРУ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ**

Русина Г.Г.^{1,2}, Борисова С.Д.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный университет, Томск, Россия
rusina@ispms.tsc.ru

Исследованию фононов и электрон-фононных взаимодействий на поверхности металлов уделяется значительное внимание, как экспериментаторов, так и теоретиков [1,2]. Одним из наиболее эффективных экспериментальных методов является IETS (inelastic electron tunneling spectroscopy). Этот метод позволяет получать информацию о низкочастотных локальных фононных возбуждениях на поверхности, что важно при исследовании поверхностной проводимости и реактивности. Диапазон используемых теоретических методов для изучения поверхностных фононов широк: от *ab initio* подходов до модельных полуэмпирических методов. Для исследования локальных изменений в фононном спектре поверхности Ag(100), в присутствии адатома Cu и вакансий, использовались IETS и теоретический метод МПА. Рассмотрены два варианта размещения адатомов на поверхности: по типу замещения и в дырке, образованной группой вакансий.

Для анализа влияния точечных дефектов и адатомов на фононный спектр подложки рассчитывалась разностная LDOS, определяемая как разница между LDOS системы с дефектами и LDOS идеальной поверхности. На рисунке приведены теоретические и экспериментальный спектры diff LDOS.

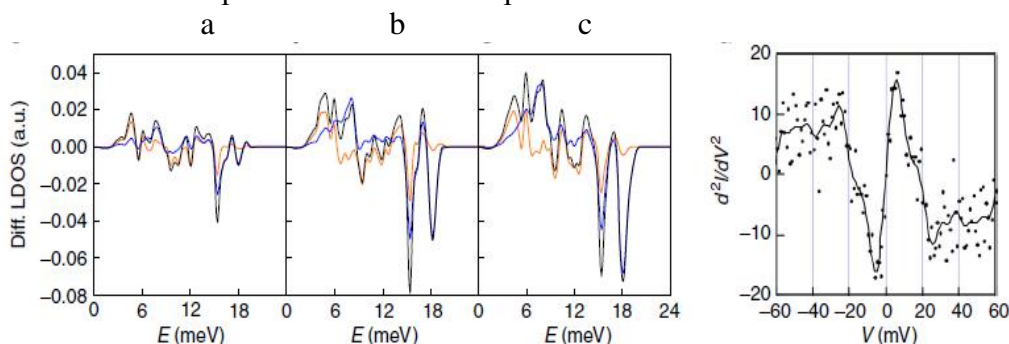


Рис. Абсолютные значения diff LDOS. На левой панели расчетные данные для (а) одной вакансии, (b) 4-х атомной вакансии и (с) 9-ти атомной вакансии на поверхности Ag(100). На правой панели соответствующий экспериментальный IETS спектр.

Как видно из рисунка наблюдается хорошее согласие между расчетным и экспериментальным распределением локальной плотности фононных состояний. Показано, что наибольший вклад вносят адатомы меди, замещающие атом подложки. Наблюдается появление локальных возмущений в низкочастотной области на фоне общей делокализации фононного спектра. Также в низкочастотной области фиксируются дополнительные локальные пики вблизи уровня Ферми. При помещении адатома в дырку, образованную 9 вакансиями, LDOS соответствует распределению плотности колебательных состояний адатома, находящегося на поверхности, но не внедренного в поверхностный слой подложки. Локальные изменения в фононный спектр поверхности Ag(100) вносят и островки вакансий.

Литература:

1. G. G. Rusina, E. V. Chulkov. Phonons on the Clean Metal Surfaces and in Adsorption Structures, Russian Chem. Rev., 82, p. 483, 2013.
2. H. Gawronski, K. Mongenstern. Imaging phonon excitation with atomic resolution. Science 319, 930–933 (2008)

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 15-02-02717-а.

**РАЗРАБОТКА НА ОСНОВЕ Ti-Al МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКОЙ
КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТЬЮ: ПЕРВОПРИНЦИПНЫЙ ПОДХОД**

Кулькова С.Е.^{1,2}, Латышев А.М.², Бакулин А.В.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

kulkova@ms.tsc.ru

Алюминиды титана считаются перспективными материалами для высокотемпературных приложений в современных отраслях промышленности, таких как аэрокосмическая, автомобильная, судостроительная и других. Эти материалы обладают комплексом хороших механических свойств, среди которых низкая плотность, высокая температура плавления, пластичность, высокая жаропрочность. В то же время не всегда может быть достигнут баланс между механическими свойствами сплавов Ti-Al и их устойчивостью к внешним факторам. Например, сплав TiAl₃, обладающий высокой коррозионной стойкостью, является достаточно хрупким материалом из-за низкой симметрии решетки. Основной проблемой для Ti-Al сплавов остается увеличение максимальной температуры, при которой они сохраняли бы необходимые механические свойства. В этом контексте необходимо более глубокое понимание на микроскопическом уровне процесса окисления поверхности сплавов в зависимости от состава и ориентации, а также установление факторов, способствующих повышению их коррозионной стойкости. Методы в рамках теории функционала электронной плотности интенсивно используются в последнее десятилетие для изучения адсорбции и диффузии примесей внедрения. Хотя эти методы позволяют получить информацию для основного состояния сплавов, считается, что для понимания механизмов высокотемпературного окисления поверхности Ti-Al сплавов необходимо выявление основных тенденций взаимодействия кислорода с поверхностью, которые определяются электронной подсистемой.

В данной работе представлены результаты сравнительного изучения начальной стадии процесса окисления разно-ориентированных поверхностей Ti-Al сплавов. Расчеты энергетики связи кислорода с низко-индексными поверхностями в зависимости от их окончания проводились методом проекционных присоединенных волн. Анализируется влияние концентрации кислорода на изменение атомной структуры сплавов и обсуждается процесс формирования оксидных слоев в зависимости от состава поверхности. Обсуждается влияние дефектов на стабильность низко-индексных поверхностей, сегрегация примесей на поверхность и их влияние на адгезию на границах раздела сплав-оксид. Анализируется влияние примесей переходных металлов на стабильность оксидов TiO₂ и Al₂O₃, а также энергетику образования кислородных вакансий. Рассчитываются энергетические барьеры диффузии кислорода в сплавах разного состава, в том числе с поверхности вглубь материала.

Полученные результаты показывают, что наблюдается тенденция увеличения энергий связи кислорода с поверхностью в позициях, координированных титаном, при этом значения энергий связи возрастают с увеличением концентрации титана в поверхностных слоях. Показано, что на поверхностях сплавов Ti₃Al и TiAl формируются оксиды титана, а на внутренней шкале – оксиды алюминия, что является причиной низкой коррозионной стойкости этих сплавов. При повышенном содержании алюминия на поверхности формируются пленки Al₂O₃, которые способствуют повышению коррозионной стойкости сплава TiAl₃, при этом активность титана понижается в зависимости от состава сплавов. Так атомы титана при степени покрытия кислородом в три монослоя смещаются вглубь материала, что ведет к формированию титановых оксидных слоев на внутренней шкале. Легирование примесями с

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

валентность большей, чем у титана увеличивает энергию образования кислородных вакансий в TiO_2 и способствуют понижению их концентрации, что препятствует диффузии кислорода. Увеличение концентрации алюминия приводит к понижению энергетических барьеров для диффузии кислорода в Ti-Al сплавах, при этом позиции вблизи титановых атомов не являются ловушками как в γ -TiAl, поскольку барьеры из этих позиций достаточно низки. В работе также обсуждаются возможные подходы увеличения коррозионной стойкости сплавов путем создания буферных металлических слоев на границах раздела оксид-сплав.

Работа выполнена в рамках научного проекта N 14-02-91150a_ГФЕН.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ЗАМЕЩЕНИЯ НА ДИФфуЗИОННЫЕ БАРЬЕРЫ ВОДОРОДА В ТИТАНЕ

Спиридонова Т.И.^{1,2}

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
tistpu@mail.ru

Титан обладает уникальными механическими свойствами, что обуславливает его широкое практическое применение в аэрокосмической, автомобильной промышленности и в медицине. Наличие даже небольших концентраций легких примесей внедрения, таких как водород, оказывает влияние на многие эксплуатационные свойства материала и сплавов на его основе. Водород в титане может приводить как к деградации его механических свойств вследствие охрупчивания, так и к их улучшению из-за повышения пластичности. В связи с этим исследование диффузии водорода и факторов, влияющих на энергетические барьеры вдоль его миграционных путей, необходимо для более глубокого понимания фундаментальных свойств систем металл-водород. Целью настоящей работы являлось изучение влияния примесей замещения на диффузию водорода в титане.

Расчет электронной структуры титана в гексагональной фазе (α -Ti) проводился методом проекционных присоединенных волн (PAW) [1] с обобщенным градиентным приближением PBE [2] для обменно-корреляционного функционала. Исследование абсорбции и диффузии водорода производилось в ячейке размером $2 \times 2 \times 2$, содержащей 16 атомов титана. Оценка энергетических барьеров диффузии водорода проводилась методом подталкивающих упругих связей. В расчетной ячейке задавалось начальное и конечное положение водорода вдоль направления миграции, а пять его промежуточных

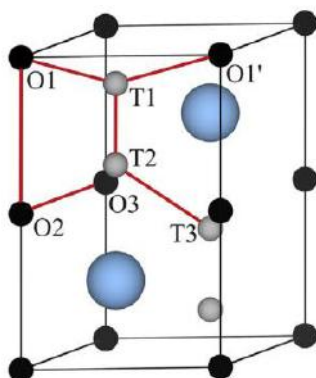


Рисунок 1 – Возможные диффузионные пути водорода в α -Ti.

положений рассчитывались методом линейной интерполяции. Все конфигурации водорода вдоль одного направления релаксировались одновременно и для каждой из них определялось оптимальное положение атома водорода и ближайших к нему атомов матрицы. Диффузионный барьер оценивался как разность между энергиями титана с водородом в исходной позиции и седловой точке.

Возможные пути диффузии водорода в титане показаны на рисунке 1. жирными сплошными линиями. Известно, что водород может занимать октаэдрические и тетраэдрические позиции, которые на рис. 1 обозначены черными и серыми маленькими шариками, соответственно. Наибольшее значение диффузионного барьера (0,514 эВ) соответствует миграции водорода

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

через октаэдрические позиции (O-O), а наименьшее – его диффузии вдоль путей T-O и T-T. Показано, что среднее значение энергии активации для диффузии водорода в чистом титане, а также зависимость коэффициента диффузии от температуры хорошо согласуются с экспериментальными данными. Легирование титана примесями середины 3d-периода приводит к уменьшению диффузионного барьера для водорода, тогда как легирование Al, Si, Ga, Ge и переходными металлами начала и конца ряда ведет к его увеличению. Проведен анализ влияния примесей на структурные и электронные характеристики титана. Показано, что замещение титана элементами 6-9 групп ведет к смещению водорода в седловой точке к примесному атому, что приводит к увеличению длины связи между водородом и другими атомами титана и, как следствие, к их ослаблению. Примеси меньшего размера, чем атомный радиус титана, приводят к увеличению эффективного размера междоузельного пространства, что способствует внедрению водорода в седловую точку и понижению диффузионного барьера. Простые металлы уменьшают эффективный размер междоузлия, что приводит к противоположному эффекту. Этому же способствует взаимное отталкивание между этими примесями и водородом, что следует из расчетов энергии взаимодействия данных элементов.

Проведенный нами анализ показал, что водород может не только диффундировать вдоль направлений, приведенных на рис. 1, но и циркулировать вокруг атомов некоторых примесей. Увеличение коэффициента диффузии водорода предполагает уменьшение времени его пребывания в переходных конфигурациях. Это позволяет понять, почему в эксперименте не наблюдается захвата водорода рядом примесей, способствующих понижению барьеров диффузии. В целом, первопринципное изучение влияния примесей замещения на сорбцию и диффузию водорода в титане способствует более глубокому пониманию механизмов взаимодействия водорода с металлами, а также прогнозированию их поведения при эксплуатации.

Литература:

1. Blöchl P.E. Projector augmented-wave method // Phys. Rev. B. – 1994. – V. 50. – P. 17953–17979.
2. Perdew J.P., Burke K., Ernzerhof M. Generalized gradient approximation made simple // Phys. Rev. Lett. – 1996. – V. 77. – P. 3865–3868.
3. G. Henkelman, H. Jónsson. A climbing image nudged elastic band method for finding saddle points and minimum energy paths. J. Chem. Phys. – 2000. – V. 113. – P. 9901.

Работа выполнена в рамках проекта N 23.1.2 ИФПМ СО РАН. Научный руководитель: профессор, д.ф.м.н. С.Е. Кулькова.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ КИСЛОРОДА НА АТОМНУЮ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ TiAl₃

Латышев А.М.^{1,2}

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
alexlatyshev92@gmail.com

Алюминиды титана обладают целым комплексом хороших механических свойств, среди которых низкая плотность, высокая температура плавления, пластичность, высокая прочность и жаростойкость. Высокие значения удельной прочности и модуля упругости интерметаллических Ti-Al соединений по сравнению с никелевыми суперсплавами делают их перспективными для производства компонентов современных авиадвигателей и турбин, однако коррозионная стойкость сплавов остается ниже желаемой. Сплав TiAl₃ обладает самой высокой коррозионной

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

стойкостью среди других Ti-Al сплавов, однако из-за низкой симметрии структуры (D_{022}) он является достаточно хрупким материалом. Считается, что легированием можно изменить симметрию решетки до L_{12} . Для разработки новых технологий повышения коррозионной стойкости Ti-Al сплавов необходимо на микроскопическом уровне понимать механизмы взаимодействия кислорода с разно-ориентированными поверхностями сплавов в зависимости от их состава и окончания, а также начальной стадии формирования оксидных слоев при увеличении концентрации кислорода.

В настоящей работе проведено теоретическое изучение адсорбции кислорода на низко-индексных (001), (100) и (110) поверхностях сплава $TiAl_3$, а также на примере (001) поверхности детально анализируется изменение атомной и электронной структуры приповерхностных слоев при повышении концентрации кислорода до трех монослоев в зависимости от ее окончания. Показано, что на поверхности (001) независимо от ее окончания кислород предпочитает адсорбироваться в ямочной H_{Al} -позиции, а на алюминиевом окончании поверхности $TiAl_3(110)$, которая является стабильной в широком интервале изменений химического потенциала алюминия, энергетически предпочтительной для кислорода является V_1 -позиция короткого моста. Установлено, что энергии связи кислорода на смешанных окончаниях поверхностей (001) и (110) больше, чем на алюминиевом окончании независимо от позиции адсорбции. Формирование химической связи кислорода с обоими элементами приводит к появлению отщепленных состояний от дна их валентных зон, что сопровождается образованием запрещенной зоны на уровне Ферми и ослаблением металлических Ti-Al связей в сплаве. Расчеты указывают, что на алюминиевом окончании поверхностей (001) или (110) наблюдается приоритет окисления алюминия над окислением титана, что согласуется с экспериментальными данными по окислению поверхности сплава $TiAl_3$. В случае степени покрытия в два монослоя, кислород проникает в подповерхностные слои, где занимает наиболее энергетически предпочтительные тетраэдрические позиции, при этом заканчивается процесс формирования запрещенной щели. Это отражает завершение превращения металлической поверхности в оксидную. Кроме того, наблюдается формирование обогащенной алюминием приповерхностной области, что способствует образованию на поверхности сплава $TiAl_3$ плотной защитной пленки Al_2O_3 , с которой связывают его высокую коррозионную стойкость. На смешанных окончаниях низко-индексных поверхностей взаимодействие кислорода с алюминием превалирует над взаимодействием с титаном при низких концентрациях (до 1.5 монослоя), тогда как при высоких концентрациях связь кислорода с титаном сильнее, что приводит к формированию титан-обогащенного слоя и, как следствие, к образованию оксидов титана на поверхности. При этом происходит внедрение кислорода в расщепленный Ti-Al слой, в результате чего межплоскостное расстояние между атомными слоями титана и алюминия существенно увеличивается (до 1.63 \AA), что ведет к образованию смешанной оксидной структуры с внешним слоем оксида титана и внутренним слоем оксида алюминия. Имеющиеся экспериментальные данные показывают, что при высоких температурах недостаточная коррозионная стойкость алюминидов титана обусловлена именно формированием таких смешанных оксидных слоев титана и алюминия. Анализ атомных структур и их электронных характеристик указывает на то, что процесс формирования оксидных слоев на поверхности сплава $TiAl_3(001)$ со смешанным окончанием и новых связей с ионной природой практически завершается при степени покрытия кислородом в три монослоя.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-02-91150_ГФЕН).
Научный руководитель: профессор, д.ф.м.н. С.Е. Кулькова.

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА
ПОЛУПРОВОДНИК А^{III}В^V/СОБСТВЕННЫЙ ОКСИД
С НИЗКОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ИНТЕРФЕЙСНЫХ СОСТОЯНИЙ**

Бакулин А.В.^{1,2}, Кулькова С.Е.^{1,2}, Аксенов М.С.³, Валишева Н.А.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

³Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия

bakulin@ispms.tsc.ru

Полупроводники элементов третьей и пятой группы А^{III}В^V такие как InAs и GaAs, а также их квазибинарные соединения In_xGa_(1-x)As благодаря высокой подвижности носителей заряда и прямозонной структуре являются перспективными материалами для практических приложений. Однако, на границе раздела А^{III}В^V/собственный оксид имеется достаточно высокая плотность интерфейсных состояний в запрещенной зоне. При создании приборных структур на основе полупроводников А^{III}В^V активно используются различные технологии модификации поверхности, которые призваны обеспечить низкую плотность электронных состояний на границах раздела полупроводника с диэлектриком. Одним из способов модификации поверхности полупроводников при создании таких структур является контролируемый рост фторсодержащих анодных оксидных слоев (ФАОС) в различных жидких и газовых средах. Для InAs это обеспечивает низкую плотность состояний (<5·10¹⁰ эВ⁻¹см⁻² при 77К) в случае границ раздела ФАОС/InAs(111)А. Анализ фазового состава и морфологии ФАОС показывает, что хорошо упорядоченная переходная область на границе раздела с полупроводником состоит из фторидов и оксифторидов элементов полупроводника, с образованием которых и связывают устранение электронных состояний в запрещенной зоне. В настоящее время для понимания микроскопических механизмов появления/устранения интерфейсных состояний активно используется моделирование в рамках теории функционала плотности, которое позволяет детально исследовать электронное строение и химическую связь на границах раздела.

В настоящей работе методом проекционных присоединенных волн с использованием обобщенного градиентного приближения для обменно-корреляционного функционала и метода гибридных функционалов изучена адсорбция кислорода и фтора, а также их коадсорбция на нереконструированной А^{III}В^V(111)А-(1×1) поверхности полупроводников InAs и GaAs. Показано, что на нереконструированной А^{III}В^V(111)-(1×1) поверхности энергия связи кислорода на 0.82 эВ (InAs) и 0.23 эВ (GaAs) выше, чем атома фтора. Установлено, что адсорбция фтора в энергетически предпочтительной позиции над поверхностным катионом приводит к удалению поверхностного состояния, закрепляющего уровень Ферми на нереконструированной поверхности. Адсорбция кислорода на (1×1) поверхности индуцирует появление дополнительных состояний в запрещенной зоне, структура которых зависит от позиции кислорода на поверхности. Обсуждается влияние коадсорбции фтора и кислорода, а также концентрации фтора на поверхностные состояния в запрещенной зоне InAs(111)-(1×1). Показано, что поверхностные состояния, индуцированные адсорбцией кислорода, полностью или частично удаляются фтором из запрещенной зоны, если он образует связи с атомами индия, вовлеченными во взаимодействие с кислородом. При увеличении концентрации фтора наблюдаются значительные структурные изменения в приповерхностных слоях за счет проникновения в них как кислорода, так и атомов фтора, что приводит к значительному увеличению межатомного расстояния между атомами подложки, разрыву In-As связей, а также к формированию связей кислорода и фтора с мышьяком. Увеличение концентрации фтора свыше трех атомов на поверхностную (1×1) ячейку приводит к

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

появлению дополнительных состояний в щели, вследствие их опустошения вблизи вершины валентной зоны и зарядового переноса к электроотрицательным адсорбатам.

Расчеты электронной структуры показали, что использование гибридного HSE06 функционала увеличивает ширину запрещенной зоны полупроводника, что принципиально для узкозонного InAs. Хотя выявленные тенденции в поведении адсорбатов на двух полупроводниковых поверхностях, полученные в рамках стандартного PAW-GGA подхода, остаются справедливыми в HSE06 подходе, но использование последнего необходимо для лучшего понимания поведения состояний вблизи края запрещенной зоны при адсорбции.

Работа выполнена в рамках проектов РФФИ № 13-02-98017p_a и № 14-29-08124a.

ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ МАТРИЦЕЙ И ВКЛЮЧЕНИЕМ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИТА

Анисимова М.А.¹, Князева А.Г.^{1,2}

¹ НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
anisimova_mawa@mail.ru, anna-knyazeva@mail.ru

В настоящее время все чаще используются композиционные материалы, усиленные алмазными частицами. Они широко используются для управления температурным режимом электронных компонентов. Поскольку выходная мощность электронных устройств становится все выше, они генерируют больше тепла. Рабочая температура совместно с возникающими термическими напряжениями ограничивает надежность электронных деталей и требует новых материалов с высокой тепловой и электрической проводимостью и низким коэффициентом теплового расширения. К таким материалам как раз относятся композиты с металлической матрицей и алмазными включениями. Для улучшения контакта между матрицей и частицами на последние предварительно наносят покрытие, которое существенно влияет на эффективные свойства композита [1, 2].

Особый интерес представляют процессы на границе раздела фаз, определение физико-механических свойств и характеристик полученного материала. В процессе кристаллизации между матрицей и включением образуется переходный слой с новым химическим составом. Толщина данного слоя оказывает существенное влияние на свойства всего композита [3].

В данной работе мы численно проанализировали сферически симметричную задачу о формировании переходной зоны между частицей с покрытием и матрицей. Модель учитывает диффузию и формирование фаз в переходной зоне. Цель работы состоит в том, чтобы изучить влияние технологических параметров процесса изготовления композита на толщину и состав этой зоны.

Литература:

1 Yang, B., Yu, J., Chen, C. Microstructure and thermal expansion of Ti coated diamond/Al composites // Trans. Nonferrous Met. Soc. China 19 (2009), p. 1167-1173.

2 M. Anisimova, A. Knyazeva, I. Sevostianov Effective thermal properties of an aluminum matrix composite with coated diamond inhomogeneities // International Journal of Engineering Science 106 (2016), p. 142–154.

3 Johnson, W. B., Sonuparlak, B. Diamond/Al metal matrix composites formed by the pressureless metal infiltration process // J. Mater. Res. 8 (5) (1993), p. 1169-1173.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕГРАДАЦИИ МЕЖПОЗВОНОЧНОГО ДИСКА
НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СЕГМЕНТА ШЕЙНОГО ОТДЕЛА
ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ НАКЛОНЕ ВПЕРЕД**

Колмакова Т.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

kolmakova@ftf.tsu.ru

Специалисты, профессиональная деятельность которых связана как с разработкой методов коррекции органов и структур человеческого организма, так и с созданием имплантатов, сталкиваются с необходимостью прогнозирования поведения структур человеческого организма при различных внешних воздействиях. Использование методов компьютерного моделирования создает предпосылки для более глубокого понимания закономерностей функционирования человеческого организма в норме и при патологиях, способствующего разработке рекомендаций по созданию имплантатов замещающих отдельный орган или его часть и эффективных методов коррекции системы в целом.

Целью работы являлось исследование влияния деградации межпозвоночного диска на деформационное поведение сегмента шейного отдела позвоночника при наклоне вперед.

Разработан алгоритм построения геометрической модели сегмента шейного отдела позвоночника, реализованный на языке программирования APDL системы ANSYS, позволяющий автоматизировать процесс создания модели при изменении входных параметров.

Геометрическая модель сегмента шейного отдела позвоночника строилась на основе литературных данных экспериментально полученных размеров. Учитывалось наличие компактной и губчатой костных тканей тел позвонков С3 и С4.

Расчет напряженно-деформированного состояния сегмента при наклоне вперед проводился в программном комплексе ANSYS с использованием метода конечных элементов.

Под деградацией межпозвоночного диска подразумевалось снижение его высоты и увеличение модуля упругости в результате уменьшения содержания воды.

Исследование влияния дегенеративных изменений диска на деформационное поведение сегмента при наклоне вперед показало, что уменьшение высоты межпозвоночного диска и увеличение его модуля упругости приводят к снижению подвижности позвонка С3.

Разработанная модель может использоваться для анализа напряженного деформированного состояния сегментов различных отделов позвоночника в норме и при дегенеративных изменениях его структурных составляющих, а также для исследования влияния внедряемого имплантата.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ ПЕРЕНОСА БИОЛОГИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ В ИМПЛАНТАТАХ С ПОРИСТЫМИ ПОКРЫТИЯМИ.

Назаренко Н.Н.¹, Князева А.Г.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

nnelli@ispms.tsc.ru

Микродуговое оксидирование является перспективной технологией, посредством которой может быть получено кальций-фосфатное (КФ) покрытие высокого качества, и благодаря которой можно управлять химическим составом, изменяя состав и концентрацию электролита. Имплантаты с КФ покрытием должны обладать определенными физико-химическими свойствами (биосовместимость, биоинертность, биоактивность, остеоинтеграция и др.). Одной из главных характеристик покрытия любого назначения является адгезия, т.е. прочность сцепления покрытия с основой. Чтобы повысить адгезионную прочность КФ покрытий необходимо увеличить шероховатость подложки. Наличие микропористости поверхности у биоматериалов способствует пролиферации клеток, тем самым ускоряя процессы остеоинтеграции.

В целом, пористые материалы являются в природе самими распространенными: почвы, известняковые породы, пески, растительность, а также материалы, созданные человеком: ткани, керамика, сетки, волокна, порошки и др. Общим характерным признаком пористых материалов является наличие пустот в твердом теле, которые оказывают влияние на эффективные свойства материалов. Эффективные или осредненные параметры структуры, как правило, используют при описании массообменных процессов в пористых средах.

В настоящей работе проведена оценка эффективных коэффициентов диффузии переноса биологических жидкостей в имплантатах с пористыми покрытиями с разным составом.

В настоящей работе проанализирована структура КФ покрытий на двух разных подложках, выполненных из титана и сплава титан-ниобий. КФ покрытия на основе синтезированного гидроксиапатита (ГА), Zn- и Cu-замещенного ГА были нанесены на образцы при разных напряжениях процесса 200-300В. Предложенный способ оценки эффективного коэффициента диффузии основан на оценке площадей, занятых твердой фазой и пораами, на поверхности шлифов образцов, полученных экспериментально. Осуществлены оценки для нескольких представительных выбранных объемов. В результате получены средние свойства для каждого вида структуры, соответствующей заданному напряжению. В результате построены зависимости эффективных коэффициентов диффузии от напряжения процесса для разных составов покрытия и подложки. Проанализированы возможные физические причины неоднозначной зависимости эффективных коэффициентов диффузии от напряжения процесса.

Работа выполнена по теме госбюджетного проекта "Научные основы создания перспективных композитных материалов и покрытий с функционализированной структурой для биомедицинских приложений" в рамках программы III.23.2.5 приоритетного направления III.23.

**ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ПОРАЖАЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА РАЗРУШЕНИЕ
ЗАПОЛНЕННЫХ ОБОЛОЧЕЧНЫХ КОНСТРУКЦИЙ**

Радченко П.А.¹, Батуев С.П.¹, Радченко А.В.¹, Тукаев А.М.²

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,

²АО «Научно-производственная корпорация
«Конструкторское бюро машиностроения», Коломна, Россия
radchenko@live.ru, tukaev_am@mail.ru

В работе исследуется разрушение заполненных металлических оболочечных конструкций при ударе по ним поражающих элементов различной формы. Внешняя геометрия и внутренняя структура оболочечных конструкций максимально приближена к реальным образцам, которые представляют собой компоненты ракеты на твердом топливе.

Исследования проводятся численно, методом конечных элементов в трехмерной постановке с помощью авторского высокопроизводительного вычислительного комплекса EFES [1]. Данный программный комплекс основан на трехмерном подходе к описанию поведения материалов и конструкций. По сравнению с ANSYS, ABAQUS, LS-DYNA, используемый в работе авторский комплекс EFES имеет ряд существенных преимуществ:

- в нем реализован оригинальный, максимально оптимизированный алгоритм расчета контактных границ, что особенно актуально при анализе конструкций сложной геометрии;
- реализован механизм «эрозионного разрушения» контактных элементов, что позволяет сохранять регулярность конечно-элементной сетки, при приемлемом шаге интегрирования;
- нет ограничений на количество процессоров (ядер) и количество конечных элементов, как правило, в ANSYS, ABAQUS, LS-DYNA такие ограничения присутствуют.

Модели, используемые в вычислительном комплексе, позволяют описывать широкий спектр материалов: металлы, композиты на основе угле- и стеклопластиков, различные типы бетонов, с учетом анизотропии, пластичности, разрушения, влияния скорости деформации на пластичные свойства материалов. Предложенные модели и алгоритмы были протестированы на многих экспериментальных данных, которые подтвердили их адекватность.

В работе проведен анализ разрушения монолитных и разнесенных преград, являющихся элементами оболочечных конструкций. Исследован диапазон скоростей удара от 600 до 2500 м/с. Получены данные о влиянии формы ударников на механизмы макроразрушения преград: откол, пробка, прокол. Следует отметить, что данные исследования проводились комплексно – экспериментально и численно. Получено хорошее согласование экспериментальных и численных результатов по многим параметрам: запреградная скорость, размеры кратера, тип разрушения. На следующем этапе исследований моделировалось взаимодействие оболочечных конструкций с различными типами поражающих элементов. Изучено влияние геометрии ударников, наличие наполнителя (твердого топлива, ВВ), конструктивных элементов на разрушение оболочки и поражающих элементов.

Литература:

1. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Трехмерное моделирование деформации и разрушения гетерогенных материалов и конструкций при динамических нагрузках (EFES 1.0) // Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2014614671. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 06 мая 2014 г.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-31-00125 мол_a, грант № 16-38-00256 мол_a).

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

ТРЕХУРОВНЕВАЯ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЭФФЕКТА ПОРТВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ

Попов Ф.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
popovfyodor@yandex.ru

В настоящее время изготовление многих изделий из металлов и сплавов осуществляется методами обработки давлением; при деформировании имеют место как положительные (измельчение микроструктуры, упрочнение), так и отрицательные эффекты, например прерывистая текучесть. Прерывистая текучесть (ПТ), называемая также скачкообразной деформацией, – явление неустойчивости пластического деформирования, которое обнаруживается практически для всех сплавов в определенных температурно-скоростных диапазонах деформирования.

Учет эффекта Портевена–Ле Шателье (ПЛШ) важен при разработке технологических режимов штамповки листовых материалов на финишных стадиях изготовления. Поверхность материала при реализации ПТ становится шероховатой, что влияет на усталостную прочность, аэродинамические характеристики листовых панелей. Изучение и моделирование эффекта ПЛШ представляет интерес также с научной точки зрения, поскольку требует создания моделей, учитывающих взаимодействие различных механизмов и носителей деформации (дислокаций, примесных атомов, барьеров различной природы). Целью работы является разработка прямой трехуровневой модели неупругого деформирования поликристаллического образца, описывающей неустойчивость пластического течения.

Основываясь на моделях физики твердого тела и имеющихся экспериментальных данных, можно констатировать, что все процессы деформирования, в которых велика роль диффузионных процессов (диффузия точечных дефектов, неконсервативное движение дислокаций и др.), чувствительны к скорости деформации и температуре. В качестве одного из наиболее известных проявлений влияния диффузионных процессов на поведение деформируемого материала является эффект ПЛШ. Существует большой спектр работ, посвященных исследованию эффекта ПЛШ различными методами, как экспериментальными: механическими и микроструктурными, так и теоретическими, основанными на макрофеноменологических и физических теориях. Основным механизмом рассматриваемого эффекта в рамках данной работы полагается динамическое деформационное старение (ДДС). ДДС – общий эффект, возникающий в процессе пластических деформаций при котором происходит взаимодействие дислокаций с примесными атомами в результате их диффузии в направлении скоплений дислокаций.

Исходя из вышеизложенного, предлагается использование трехуровневой модели, которая подразумевает разделения материала на три масштабных уровня: макро-, мезо- и микроуровень. Модель основана на подходе, использующем внутренние переменные (на каждом из масштабных уровней).

Верхним уровнем (макроуровнем) в рассматриваемой модели является представительный макрообъем материала. Представительный макрообъем состоит из конечного числа (порядка 300-400) кристаллитов, нагружение реализуется заданием кинематических граничных условий.

Для описания деформирования кристаллитов (зерен, субзерен) используется модель мезоуровня. Объектом исследования является идеальный, не содержащий в себе субзерен, границ и фрагментов, монокристалл (представительный объем мезоуровня). К внутренним переменным относятся сдвиги, скорости сдвигов по системам скольжения (СС) и критические напряжения. Принимается гипотеза об аддитивности упругой и пластической составляющих тензора скорости деформации.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

На низшем уровне (микроуровне) рассматривается взаимодействие дислокаций, дислокационных субструктур и примесных атомов, описываемых соответствующими плотностями и концентрациями. Изменение критических напряжений на системах скольжения определяется по плотностям дислокаций на системах скольжения и их взаимодействиями с примесными атомами; определяемые на микроуровне критические напряжения на системах скольжения далее «передаются» на мезоуровень. Внутренними переменными микроуровня являются: плотность дислокаций, плотность барьеров, концентрации примесных атомов.

Для каждого из уровней осуществлена математическая постановка задачи, включающая собственно определяющие соотношения (на макро- и мезоуровнях), эволюционные и замыкающие уравнения для внутренних переменных. На примере металлов с ГЦК–решеткой рассмотрены процессы взаимодействия дислокаций различных систем скольжения, образование барьеров, взаимодействие дислокаций с примесными атомами.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РОТАЦИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЕТОК НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ МЕЗОНАПРЯЖЕНИЙ В МОДЕЛИ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА

Овчинников Е.И., Волегов П.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
efm620@gmail.com

Остаточные напряжения (ОН), возникающие в процессах механической обработки металлов, могут существенно снижать эксплуатационные характеристики материалов, в частности, прочность и долговечность. Создание математических моделей неупругого деформирования поликристаллических тел, позволяющих оценивать величину и распределение ОН, а также прогнозировать эффект от применения тех или иных способов снятия ОН, является наиболее перспективным направлением в современной механике и физике твердого тела. При этом важно учитывать физические механизмы возникновения ОН, что естественным образом можно сделать в многоуровневых моделях, основанных на физических теориях пластичности.

Исследования проводились в рамках двухуровневой упруговязкопластической модели деформирования поликристалла. Элементом макроуровня является представительный объем поликристалла, состоящий из элементов мезоуровня – кристаллитов или монокристаллических зерен. В рамках работы приняты гипотезы о кинематическом и изотермическом нагружении. Механизмом пластической деформации принято скольжение краевых дислокаций по кристаллографическим системам скольжения. ОН возникают из-за несовместности пластических деформаций отдельных зерен, поэтому в работе учитываются такие аккомодационные механизмы, как ротации (развороты) кристаллических решеток, для которых принимается модель несовместности пластических деформаций.

В рамках исследуемой модели удобно ввести термин «остаточные мезонапряжения» (ОМН), так как исследуемые ОН выпадают из общепринятой классификации остаточных напряжений по масштабу, поскольку они уравновешены на уровне представительного объема и проявляются на масштабах отдельных зерен.

При построении модели, пригодной для оценки ОМН, принципиально важной является реализация упругой разгрузки, которой предшествует процесс неупругого деформирования. Упругая разгрузка может проводиться большими количеством методом, главное требования к ним заключается в том, что после проведения разгрузки представительный объем поликристаллического агрегата должен быть освобожден от

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

внешних нагрузок. В данной работе для этой цели используется процесс, позволяющий из любой точки пространства деформаций по лучевой траектории пройти в «ноль» пространства напряжений.

В рамках исследования проведены численные эксперименты на одноосное до интенсивности деформаций в 50% и последующую разгрузку поликристаллического агрегата, состоящего из 1000 ГЦК-монокристаллов. Параметры модельного материала соответствуют характеристикам технически чистой меди. Ряд экспериментов проводился без учета ротаций кристаллических решеток, в других этот механизм был учтен.

После проведения анализа полученных результатов экспериментов можно сделать вывод о том, что включение в рассмотрение механизма ротаций кристаллических решеток снижает максимальные остаточные напряжения в зернах, что объясняется конкуренцией механизмов запасания внутренней энергии (что, в конечном счете, и выражается в появлении остаточных напряжений) и релаксации подводимой энергии за счет пластических сдвигов и ротаций решеток.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ №МК-4917.2015.1, РФФИ (грант №14-01-96008 p_урал_a).

ИССЛЕДОВАНИЕ РОТАЦИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЁТОК ЗЁРЕН ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ НЕУПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Тельканов М.А., Волегов П.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
michaelperm@gmail.com

В настоящее время всё более актуальными становятся проблемы обработки металлических материалов с целью придания им определённых, наперед заданных физико-механических свойств. Для решения подобных задач довольно часто применяются математические модели, позволяющие добиться экономии ресурсов на этапе разработки технологий обработки металлов. Обработка материалов, как правило, сопровождается интенсивными пластическими деформациями, которые, в свою очередь, приводят к существенному изменению внутренней структуры материала, в том числе к изменению ориентаций кристаллических решеток, фрагментации и дроблению зерен, что приводит к изменению физико-механических свойств материала на макроуровне. Целью данной работы является разработка математической модели деформирования поликристаллических материалов с учётом разворотов (ротаций) решёток кристаллитов, а также фрагментации и дробления зерен [1].

Для описания таких эффектов, как фрагментация и дробление зерен, как правило, используют трехуровневые модели, где нижним масштабным уровнем является фрагмент зерна с однородной ориентацией кристаллической решетки. В настоящей работе предлагается использовать двухуровневый подход с выделением промежуточного масштабного квазиуровня. Иными словами, под зерном здесь будет пониматься совокупность одинаково ориентированных или слаботоразориентированных фрагментов, которая в данный момент обладает некоторым общим спином. Верхним масштабным уровнем модели является представительный объём поликристаллического агрегата.

Для описания ротаций применена модифицированная модель, связанная с несовместностью пластических сдвигов в соседних кристаллитах [2]:

$$\begin{cases} (\dot{\mathbf{m}})^l = \lambda \mathbf{N}^l \times \left(\sum_k^K \dot{\gamma}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} - \sum_j^K \dot{\gamma}^{(j(l))} \mathbf{n}^{(j(l))} \mathbf{b}^{(j(l))} \right) \cdot \mathbf{N}^l, \\ \mathbf{M}_{(i)} = \frac{1}{V_{(i)}} \sum_{l=1}^M \left[\mathbf{m}^l S_{(i)}^l + \mathbf{r}^l \times (\mathbf{N}_{(i)}^l \cdot \boldsymbol{\sigma}_{(i)}) S_{(i)}^l \right], \end{cases} \quad (1)$$

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

где \mathbf{m}^l – вектор поверхностного вращательного момента на границе с элементом ротации (ЭР) l , $\mathbf{M}_{(i)}$ – объёмный вращательный момент, действующий на ЭР i , λ – экспериментально определяемый параметр, \mathbf{N}^l – внешняя для анализируемого ЭР единичная нормаль к границе с соседним l -м ЭР, $V_{(i)}$ – объём анализируемого ЭР, \mathbf{r}^l – радиус-вектор, проведённый от центра масс данного ЭР к средней точке фасетки l , $S_{(i)}^l$ – площадь данной фасетки.

Мгновенная ось вращения решётки принимается соосной вектору объёмного момента, а скорость вращения пропорциональна его величине. В модели введён критерий начала пластических разворотов: они начинаются только тогда, когда объёмный вращательный момент достигнет критической величины:

$$\dot{\phi}_{(i)} = \begin{cases} \frac{1}{A} |\dot{\mathbf{M}}_{(i)}| + \frac{1}{H} |\mathbf{M}_{(i)}|, & |\mathbf{M}_{(i)}| = M_{c(i)} \text{ и } \mathbf{M}_{(i)} \cdot \dot{\mathbf{M}}_{(i)} \geq 0, \\ \frac{1}{A} |\dot{\mathbf{M}}_{(i)}|, & \text{в противном случае} \end{cases} \quad (2)$$

где A , H – экспериментально определяемые параметры материала, $M_{c(i)}(\phi_{(i)})$ – критический вращательный момент решётки ЭР.

В модели предлагается наложение вращений ЭР по принципу сверху-вниз: вращение фрагмента состоит из собственного вращения и поворота того зерна, в состав которого входит фрагмент. Это отразилось на соотношениях, описывающих спин ЭР. Собственное вращение ЭР записывается следующим образом:

$$\boldsymbol{\omega}_{\text{соб}} = -\mathbf{E} \cdot \mathbf{a}, \quad (3)$$

где \mathbf{E} – тензор Леви-Чивита, \mathbf{a} – мгновенная ось вращения решётки ЭР.

Спин фрагмента записывается в виде суммы трёх слагаемых, первое из которых полностью совпадает со спином из модели стеснённого поворота по Тейлору [3]:

$$\boldsymbol{\omega}_{\text{фр}} = \mathbf{w} - \sum_{k=1}^K \frac{1}{2} \dot{\gamma}_{(i)}^{(k)} (\mathbf{n}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} - \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)}) + \boldsymbol{\omega}_{\text{соб}} + \boldsymbol{\omega}_{\text{зерна}}, \quad (4)$$

где \mathbf{w} – тензор вихря, $\dot{\gamma}_{(i)}^{(k)}$ – скорость сдвига по k -ой системе скольжения, $\mathbf{n}^{(k)}$ и $\mathbf{b}^{(k)}$ – соответственно вектора нормали и Бюргера кристаллографической системы скольжения.

В работе построены диаграммы НДС поликристалла, а также полюсные фигуры для поликристаллов, подверженных различным схемам нагружения. Анализируется процесс разворотов решёток ЭР, а также приводится физическое описание наблюдаемых эффектов.

Литература:

1. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности: учебное пособие. Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2013. – 244 с.
2. Трусов П.В., Волегов П.С., Нечаева Е.С. Многоуровневые физические модели пластичности: теория, алгоритмы, приложения // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2011. – № 4-4. – С. 1808-1810.
3. Швейкин А.И., Ашихмин В.Н., Трусов П.В. О моделях ротации решетки при деформировании металлов // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2010. – №1. – С. 111-127.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ №МК-4917.2015.1, РФФИ (грант №14-01-96008 p_урал_a).

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРОЧНЕНИЯ ЗА СЧЕТ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МНОГОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Озерных В.С., Волегов П.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
ozernykh@yandex.ru

В настоящее время проблема создания новых или разработки технологий обработки существующих материалов, которые можно использовать при повышенных, в том числе экстремальных, нагрузках, является одной из наиболее актуальных. Границы диапазона предельных нагрузок, в котором может эксплуатироваться тот или иной материал, определяет величина предела текучести материала. Таким образом, необходимо разрабатывать такие способы повышения предела текучести материала, которые при этом не приводили бы к ухудшению других физико-механических свойств материала.

Под упрочнением на макроуровне понимается увеличение предела текучести материала, на уровне материала при этом основной физической причиной упрочнения является увеличение критических сдвиговых напряжений на системах скольжения дислокаций. Физические причины, приводящие к упрочнению на мезоуровне, связывают с взаимодействием дислокаций друг с другом, со скоплениями дислокаций; также существенное влияние на упрочнение оказывает наличие границ зерен в поликристаллическом агрегате. В связи с этим, возникает необходимость физически корректного описания различных эффектов, связанных с взаимодействием дислокаций друг с другом, а также с границами зерен.

В работе используется двухуровневая упруговязкопластическая математическая модель поликристалла, в которой элемент макроуровня представляет собой представительный объем поликристалла, состоящий из элементов мезоуровня – отдельных монокристаллических зерен.

Исследовано поведение ГЦК-поликристалла, состоящего из 1000 зерен, при неупругом деформировании. Особенностью работы в части описания зернограничного упрочнения является то, что мера разориентации системы скольжения данного зерна, соседнего зерна и границы явным образом не вводилась. Вектор Бюргерса дислокации ориентационного несоответствия раскладывался по направляющим в границе и вектору, перпендикулярному этой границе зерен, далее учитывалась кинетика накопления ДОНов в границе и упругие поля ДОНов, препятствующие приближению дислокаций к границе зерен. Этот подход позволяет учитывать меру разориентации зерен не в явном виде, а через геометрические и физические соотношения, что представляется физически более корректным.

Исследовано явление зернограничного упрочнения при переходе дислокаций из одного зерна в другое в двухфазном (ОЦК-ГЦК) поликристалле, характеристики фаз которого соответствуют дуплекс стали.

Для двухфазного поликристалла проведен ряд экспериментов, в которых было исследовано влияние упругих и пластических характеристик фаз на кривые деформирования, а также на особенности передачи скольжения дислокаций через границу зерен. Проведены расчеты для фаз с различными упругими параметрами, различными критическими сдвиговыми напряжениями на системах скольжения, различных параметрах закона упрочнения. В ходе анализа результатов экспериментов было выявлено: для получения кривой деформирования, удовлетворительно согласующейся с экспериментальными данными, необходимо, чтобы характеристики фаз были близки друг к другу.

Проведено исследование влияния среднего размера зерна, вида закона распределения зерен по размерам и его параметрам на деформационное поведение

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

двухфазного поликристалла. Проведено сравнение получаемых данных с результатами натуральных экспериментов, получено удовлетворительное соответствие экспериментальным данным.

Таким образом, в работе исследовано явление зернограничного упрочнения в одно- и двухфазном поликристалле. Выявлено, что в многофазных материалах необходима близость характеристик закона упрочнения фаз для согласованности результатов моделирования с экспериментальными данными. Изучено влияние среднего размера зерна на поведение поликристалла при деформировании.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ №МК-4917.2015.1, РФФИ (грант №14-01-96008 р_урал_a).

ПРОГНОЗ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ С МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ ПОРОВОЙ СТРУКТУРОЙ

Лейцин В.Н.¹, Дмитриева М.А.¹, Ивонин И.В.², Пономарев С.В.², Полюшко В.А.²
¹Балтийский федеральный университет им. И. Канта, Калининград, Россия,²Томский государственный университет, Томск, Россия

Консолидация дисперсии в процессе спекания низкотемпературной керамики определяется, главным образом, процессами образования непрерывной фазы композиционной структуры материала, формируемой смесью частиц легкоплавких и ультрадисперсной (нано) фракции тугоплавких компонентов при температуре, не превышающей температур плавления или деструкции (диссоциации) каких-либо ответственных компонентов исходной дисперсии. Процесс спекания, определяемый действием сил поверхностного натяжения [1], сопровождается и ограничивается возможностью уменьшения свободных границ частиц исходных компонентов и относительного объема пор. В нашем случае достижение консолидации, т.е. достижение некоторого предельного для рассматриваемой исходной дисперсии состояния спеченного тела с заданной на различных уровнях структуры пористостью, определяется возможностью формирования плотной упаковки взаимодействующих частиц различных крупнодисперсных фракций тугоплавких компонентов. На разных структурных уровнях, определяемых размерами фракции, плотные упаковки формируют некоторый каркас спекаемого тела, обеспечивающий прочность и устойчивость структуры, но, с момента его окончательного формирования, ограничивающий дальнейшую консолидацию дисперсии внутри каркаса.

Наилучшим образом для базовой модели дисперсии, которую планируется развить в процессе исследований, подходит модель Г.С. Ходакова [2], в которой заложена возможность учета доли легкоплавкого компонента, окклюзированной внутри агрегатов тугоплавких компонентов и учета доли компонентов, присоединенных к поверхности крупных тугоплавких частиц. В основу анализа геометрических характеристик положено условие достижения плотной упаковки смеси отдельных фракций d_i частиц. С учетом результатов многочисленных исследований отношение размеров отдельных фракций порошковых частиц должно удовлетворять отношению $d_{i-1} < 0.25 d_i$, в этом случае частицы мелкой фракции при уплотнении спекаемой керамики располагаются между частицами крупной, не создавая стесненные условия упаковки. Для тугоплавких частиц, способных сформировать каркас спеченной керамики, условие достижения плотной упаковки может быть сформулировано следующим образом: уменьшение пористости исходного тела в процессе спекания возможно до достижения объемной концентрации рассматриваемой доли крупных частиц тугоплавкого компонента смеси некоторого предельного значения T_i ,

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

определяемого для частиц каждой фракции. Этот каркас будет препятствовать процессу дальнейшего уменьшения пористости.

Макрокаркас образуется, если текущее значение концентрации доли D_{max} частиц тугоплавкого компонента смеси максимального размера в процессе спекания $D_{max} \cdot C_{Refractory} / (1 - C_p)$, где $C_p = C_{Pore}$ - исходная концентрация пор, достигнет величины предельной объемной концентрации T_{max} . При спекании исходной смеси пористость уменьшается и при её уменьшении на величину $C_{p1} = 1 - D_{max} \cdot C_{Refractory} / T_{max}$ крупные тугоплавкие частицы начинают контактировать друг с другом, образуя силовой макрокаркас, препятствующий дальнейшей консолидации тела, т.е. препятствующий дальнейшему локальному уменьшению пористости.

Если для фракции d_{midi} тугоплавких частиц, меньших d_{max} , в свою очередь выполняется условие достижение плотной упаковки, то его можно рассматривать как условие формирования некоторого мезокаркаса, ограничивающего процесс уменьшения объема пор лишь в части локального объема, расположенного внутри каркаса взаимодействующих частиц фракции d_{midi} . Эта часть локального объема определяется вычитанием из исходного объема крупной фракции и присоединенной к ней доли дисперсионной среды. Мезокаркас частиц d_{midi} фракции тугоплавких компонентов формируется в процессе спекания, если возможно уменьшение исходной пористости на величину $C_{p2} = 1 - D_{midi} \cdot C_{Refractory} / T_{midi} - \varphi_0 \cdot D_{max} \cdot C_{Refractory}$, где $\varphi_0 > 1$ определяет присоединенный к крупным тугоплавким частицам объем дисперсионной среды.

Литература:

1. Скороход В.В. Реологические основы теории спекания. Киев:Наукова думка,1972.-152с.
2. Ходаков Г.С. Реология суспензий. Теория фазового течения и ее экспериментальное обоснование. //Рос.хим.ж. (Ж.Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева), 2003, т.XLVII, №2. С.33-44.

ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ БАРЬЕРОВ НА УПРОЧНЕНИЕ ПРИ НЕУПРУГОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Котельникова Н.В., Волегов П.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия

kotelnickova@gmail.com

Эволюция дефектной структуры материала при деформировании влечет за собой значительные изменения его свойств на макроуровне. Следовательно, актуальным остается моделирование технологических процессов обработки материалов с целью прогнозирования их свойств после окончания воздействия, а также с целью управления формированием заданной внутренней структуры, в том числе – повышения прочностных характеристик. Под упрочнением (на уровне материала) понимают увеличение критических напряжений движения дислокаций, основной причиной которого на уровне кристаллической решетки является формирование барьеров, препятствующих движению дислокаций внутри зерен.

Целью работы является описание упрочнения, основанное на представлениях о механизмах неупругого деформирования монокристаллов в рамках физических теорий пластичности. В рамках исследования модифицирована упруговязкопластическая модель неупругого деформирования монокристалла, одним из ключевых составляющих которой является закон упрочнения (соотношение, которое описывает эволюцию критических напряжений сдвига дислокаций на системах скольжения). В теориях пластичности эти законы содержат некоторую комбинацию параметров (сдвиги, энергия дефекта упаковки, учет влияния границ, температура и т.д.). Закон упрочнения рассматривается как совокупность нескольких слагаемых:

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

$$\dot{\tau}_c^{(k)} = f^{(k)} + f_b^{(k)}, \quad k = 1, \dots, K, \quad (1)$$

где $\dot{\tau}_c^{(k)}$ – скорость изменения критических напряжений, k – номер системы скольжения. Слагаемое $f^{(k)}$ описывает «чистое» скольжение полных дислокаций и их взаимодействие с препятствиями, включая пересечения дислокаций других систем скольжения. Таким образом, слагаемое $f^{(k)}$ должно учитывать накопленные сдвиги по системам скольжения, и записывается в виде следующего соотношения:

$$f^{(k)} = \tau_{c0}^{(k)} \left(\sum_{i=1}^{24} a_i^{(k)} \left(\frac{\gamma^{(i)}}{\sum_{j=1}^{24} \gamma^{(j)}} \right)^\psi \left(\frac{\dot{\gamma}^{(i)}}{\dot{\gamma}_0} \right)^\delta \right), \quad (2)$$

$$k, j = 1, \dots, K, \quad \delta, \psi > 0, \quad \gamma^{(i)} > 0,$$

где ψ и δ – параметры модели, первый из которых отвечает за чувствительность скорости критических напряжений к накопленному сдвигу, а второй – за чувствительность к скорости сдвига, $a_i^{(k)}$ – модули упрочнения. Выражение (2) дает упрочнение при любых ненулевых сдвигах (по любым системам скольжения).

В слагаемом $f_b^{(k)}$ в выражении (1) учтено взаимодействие дислокаций различных систем скольжения друг с другом, в результате которого могут образоваться дислокационные барьеры различных типов (Хирта, Ломера-Коттрелла и др.), которые являются препятствием для движения дислокаций и значительно упрочняют материал. Такие барьеры возникают в результате взаимодействия головных частей расщепленных дислокаций и образования так называемых сидячих дислокаций. Если взаимодействие расщепленных дислокаций разных систем скольжения может привести к образованию барьеров, то такие системы скольжения называются сопряженными.

Слагаемое, описывающее возникновение барьеров, выглядит следующим образом:

$$f_b^{(i)}(\gamma_{ЭДУ}, \dot{\gamma}^{(i)}, \gamma^{(j)}) = \xi_1 \tau_{c0}^{(i)} \left(1 - \frac{\gamma_{ЭДУ}}{\gamma_{ЭДУ}^*} \right) H \left(1 - \frac{\gamma_{ЭДУ}}{\gamma_{ЭДУ}^*} \right) \left(\int_0^t f_b^{(i)} d\tau + f_0^{(i)} \right)^{-1} \dot{\gamma}^{(i)} \left(\sum_{j \neq i}^{N^*} \gamma^{(j)} + \gamma_0^b \right), \quad (3)$$

где $\gamma_{ЭДУ}^*$ – критическая ЭДУ, N^* – число систем скольжения, сопряженных к данной, ξ_1 – материальная константа, γ_0^b – малый параметр, отвечающий за начальную плотность барьеров.

Таким образом, в работе рассмотрена классификация упрочнения, основанная на разделении законов упрочнения на слагаемые, связанные с различными механизмами. Для модели получен вид этих слагаемых, описывающих упрочнение в монокристалле, вызываемое разными типами взаимодействия дислокаций. Учтено скольжение как полных, так и расщепленных дислокаций, а также накопление этих дислокаций. Также в законе упрочнения учитывается накопление сдвигов и барьеров по системам скольжения.

С использованием разработанной модели проведены численные эксперименты по деформированию монокристалла меди с использованием различных схем деформирования. Проведена идентификация и верификация модели упрочнения. Выполнены расчёты с использованием законов упрочнения, включающих как только первое слагаемое в соотношении (1), так и совокупность базового слагаемого и слагаемого, описывающего барьеры. В результате установлено, что интенсивность напряжений в модели, учитывающей образование барьеров, повышается на 7%.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ №МК-4917.2015.1, РФФИ (грант №14-01-96008 р_урал_а).

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА МАГНИЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ОДНООСНОГО НАГРУЖЕНИЯ: ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СКОЛЬЗЯЩИХ И ДВОЙНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ

Власова А.М.^{1,2}, Никонов А.Ю.³, Журавлев А.К.¹, Кесарев А.Г.¹

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

²Уральский федеральный университет имени Первого президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
alisa@imp.uran.ru

Магний и сплавы на его основе широко применяются в ракетостроении, космостроении, а также авиационной промышленности. Магний проявляет температурную аномалию предела текучести при деформации вдоль кристаллографической оси $\langle 0001 \rangle$, и является перспективным материалом для применения в водородной энергетике, благодаря способности обратимо накапливать водород. Из-за низкой симметрии гексагональной решетки, сильно выражена анизотропия свойств кристаллов магния ($c/a = 1,624$), взятого в данной работе в качестве материала для исследования. Рассматриваются три варианта оси одноосного сжатия $\mathbf{x}, \mathbf{y}, \mathbf{z}$, кристаллографические индексы которых $\mathbf{x} = \langle \bar{1}100 \rangle$, $\mathbf{y} = \langle 1\bar{1}20 \rangle$ либо $\mathbf{z} = \langle 0001 \rangle$.

В данной работе подробно рассматривается образование скользящих и двойникующих дислокаций при температуре 300 К в результате деформирования магния путем одноосного сжатия вдоль взаимно ортогональных кристаллографических осей гексагональной кристаллической решетки. Исследованы отличающиеся одна от другой системы скользящих и двойникующих дислокаций, которые вступают в сложные взаимодействия, а также их эволюция.

Молекулярно-динамическое моделирование проводилось посредством свободно распространяемого программного пакета LAMMPS, с применением параллельных вычислений. Потенциалы межатомного взаимодействия, определяемые методом погруженного атома (EAM) получены в работах [1,2]. Моделируемый кластер в форме прямоугольного параллелепипеда с ребрами вдоль кристаллографических направлений $\mathbf{x} = \langle \bar{1}100 \rangle$, $\mathbf{y} = \langle 1\bar{1}20 \rangle$, $\mathbf{z} = \langle 0001 \rangle$ содержал порядка 600 000 атомов. Граничные условия по направлениям $\mathbf{x}, \mathbf{y}, \mathbf{z}$ задавались как свободные. После релаксации атомам плоскостей поверхности кластера в направлении оси деформирования и в противоположном направлении задавались скорости порядка 2 м/с.

Деформация осуществляется либо попеременной сменой мод скольжения и двойникования, либо одновременным их действием в различных частях кристалла. На начальных этапах наблюдается образование и последующее скольжение \mathbf{a} -дислокаций по системе $\{0001\} \langle 1\bar{1}20 \rangle$ с известным из классических работ расщеплением краевых сегментов \mathbf{a} -дислокаций с образованием дефектов упаковки (ДУ) [3]:

$$\frac{1}{3} \langle 1\bar{1}20 \rangle \rightarrow \frac{1}{3} \langle 10\bar{1}0 \rangle + \frac{1}{3} \langle 01\bar{1}0 \rangle, \quad (1)$$

Длинные сегменты параллельных двойникующих дислокаций краевой ориентации, имеющие векторы Бюргерса $b_1 = \frac{1}{18} \langle 04\bar{4}3 \rangle$, $b_2 = \frac{1}{18} \langle 02\bar{2}3 \rangle$ под действием приложенных напряжений взаимодействуют с частичными, образуя дислокационные сетки:

$$\frac{1}{18} \langle 04\bar{4}3 \rangle + \frac{1}{3} \langle \bar{1}100 \rangle \rightarrow \frac{1}{18} \langle 6\bar{2}43 \rangle, \quad (2)$$

$$\frac{1}{18} \langle 02\bar{2}3 \rangle + \frac{1}{3} \langle \bar{1}100 \rangle \rightarrow \frac{1}{18} \langle 6\bar{4}23 \rangle. \quad (3)$$

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Эти взаимодействия, как мы полагаем, приводят к наблюдаемому экспериментально искривлению границ двойников (рис. 1а,б).

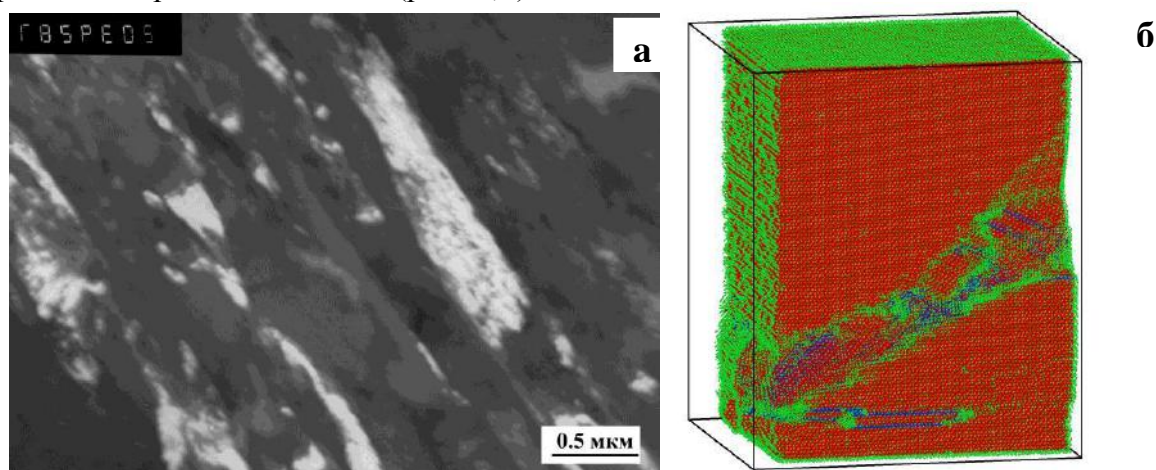
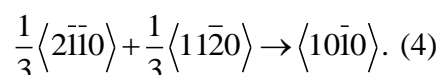


Рис. 1. Искривленные двойниковые границы

а) Просвечивающая электронная микроскопия, б) молекулярная динамика.

Наблюдались также полные дислокации с вектором Бюргерса $b = \langle 10\bar{1}0 \rangle$, образующиеся по реакции:



Литература:

1. X.-Y. Liu, P.P. Ohotnicky, J.B. Adams, C. Lane Rohrer, R.W. Hyland, Jr. Anisotropic surface segregation in Al-Mg alloys. Surf. Sci. 373, 357 (1997).
2. D. Y. Sun, M. I. Mendeleev, C. A. Becker, K. Kudin, Tomorr Naxhimali, M. Asta, J. J. Hoyt, A. Karma, and D. J. Srolovitz Crystal-melt interfacial free energies in hcp metals: A molecular dynamics study of Mg. Phys. Rev. B 73, 024116 (2006).
3. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М., Атомиздат, 1972 г. 599 с.

Расчеты проводились на суперкомпьютере «Уран» ИММ УрО РАН.

Автор благодарит Российский фонд фундаментальных исследований за финансовую поддержку (грант № 16-33-60027 мол_а_дк).

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ НАГРУЖЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК С УЧЕТОМ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ КОМПОНЕНТОВ

Маевский К.К., Кинеловский С.А.

Институт гидродинамики СО РАН им. М.А. Лаврентьева, Новосибирск, Россия
konstantinm@hydro.nsc.ru, skin@hydro.nsc.ru,

Возможность изменения структуры и фазового состава керамики под действием ударных волн представляет определенный интерес для решения задачи создания керамики с заданными свойствами иерархической структуры. В докладе представлены результаты численного моделирования ударно-волнового нагружения многокомпонентных смесей. Особое внимание уделяется смесям, включающим в свой состав компоненты, испытывающие фазовый переход, в частности, кварц SiO_2 , нитриды кремния Si_3N_4 , алюминия AlN . Материалы с фазовым переходом дают возможность расширять область достижимых термодинамических параметров.

Численные расчёты проводятся в рамках модели [1, 2], основанной на предположении, что все компоненты смеси, включая газ, при ударно-волновом нагружении находятся в термодинамическом равновесии (thermodynamic equilibrium

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

components – модель ТЕС). Рассматривая исследуемый материал в области фазового перехода как смесь фаз низкого и высокого давления, модель ТЕС позволяет достоверно описывать, в том числе, и область полиморфного фазового перехода [3]. Результаты моделирования позволяют описывать термодинамические параметры смеси в том числе с компонентами, испытывающими фазовый переход при высоких динамических нагрузках. Для расчета ударно-волнового воздействия на такие смеси используются параметры уравнения состояния только их компонентов. Предполагается, что начало фазового перехода компонентов при ударно-волновом нагружении происходит при тех же параметрах, что и в чистых веществах.

Наличие экспериментальных данных позволило оценить достоверность расчетов с учетом предположений, использовавшихся в модели. Результаты моделирования хорошо соответствуют известным данным различных авторов, полученным на основании экспериментов для кварца, нитридов, висмута, графита, а также для смесей кварца с различными материалами [3]. Показано, что модель ТЕС позволяет моделировать термодинамические параметры смесей при ударно-волновом нагружении, при этом в состав исследуемой смеси могут входить несколько компонентов, испытывающих фазовый переход. Расчетные термодинамические параметры соответствуют данным, определенным на основании экспериментов для смеси AlN с оксидом магния MgO, а также для смеси Si₃N₄ с бромидом калия KBr.

Полученные результаты показывают перспективность использования материалов с фазовым переходом в виду того, что они дают возможность изменять значения температуры в более широком диапазоне значений, расширяя область достижимых термодинамических параметров

Литература:

1. Кинеловский С.А., Маевский К.К. Модель поведения алюминия и смесей на его основе при высоком динамическом воздействии //ТВТ. 2014. Т. 52. № 6. С. 843-851.
2. Кинеловский С.А., Маевский К.К. Оценка термодинамических параметров ударно-волнового воздействия на высокопористые гетерогенные материалы // ЖТФ. 2016. Т. 86. № 8. С. 125-130.
3. К. К. Maevskii, S.A. Kinelovskii Thermodynamic parameters for mixtures of quartz under shock wave loading in views of the equilibrium model // AIP Conference Proceedings. 2015. V. 1683. P. 020132 (1 - 4).

PLASTIC DEFORMATION NUCLEATION IN ELASTICALLY LOADED CuNi ALLOY DURING NANOINDENTATION

Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,
National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

Nowadays the production of different micro- and nanoelectromechanical systems is being actively developed. Many components of such systems while in operation are in mechanical contact with each other. Understanding the mechanisms of their interaction on the atomic scale is important for improvement of mechanical properties of available systems and for development of new ones. Along with experimental research, computer simulation of the behavior of materials during nanoindentation has been actively developed in the last decades. In the context of the foregoing, the objective of the present work is the study of the features of nucleation and development of plastic deformation in previously elastically deformed CuNi crystallites during nanoindentation. The many-body potential in approximation of the embedded atom method was used to describe the interatomic interactions in simulated samples. The calculations were performed using the LAMMPS package. Identification of structural defects was conducted by common neighbor analysis.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Simulation showed that the plastic deformation under uniaxial tension of the crystallites begins to nucleate at the free surface. It was found that the character of the nucleation of the plastic deformation depends on the stoichiometric composition. So, the extrinsic and intrinsic stacking faults are formed at the nucleation of plastic deformation in the crystallites with small concentrations of nickel. The twinning mechanism starts to make sufficient contribution to plasticity at high concentrations of nickel. Threshold values of deformation for pure copper and nickel are significantly different. Since the CuNi alloy is a solid solution, it can be expected that the threshold deformation will change in proportion to the concentration of the elements. Indeed, the threshold deformation is almost linearly dependent on the concentration of the second element.

Based on the obtained threshold values of deformation, four values were chosen for each concentration of nickel, including zero and close to the threshold. The results of simulation showed that the threshold value of indentation, at which plastic deformation begins to nucleate, decreases with increasing elastic pre-stretching of copper samples. This behavior at nanoindentation is also characteristic for CuNi alloys and pure nickel. As in the case of uniaxial tension, stacking faults are formed in the indented crystallites. It should be noted that at small values of the elastic pre-stretching, the defect nucleation occurs in the region where indenter contacts with the crystallite. However, in the case of elastic pre-stretching close to the threshold value, the region of defect nucleation is shifted. The attraction of the contact zone to indenter results in a distortion of a neighboring region and leads to the appearance of excess stresses. As a result, the structural defects begin to nucleate in distorted region. The formed defect structure in this case is more complex than for small elastic pre-stretching.

COMPUTATIONAL STUDY OF THE MECHANICAL BEHAVIOR OF STEEL PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING

Zinovieva O.^{1,2}, Zinoviev A.^{1,2}, Ploshikhin V.², Romanova V.¹, Balokhonov R.¹

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,

²Airbus Endowed Chair for Integrative Simulation and Engineering of Materials and Processes, University of Bremen, Bremen, Germany

emelyanova@ispms.tsc.ru

Selective laser melting (SLM) is the metal additive manufacturing technology that employs a laser beam to heat and melt a bed of powder to produce metal parts of highly complex geometries in a layer-by-layer fashion. Given that SLM is a complex multiphysical process, it is a challenge to understand processing-microstructure-property relationships in a material so produced. In this work, a two-dimensional numerical analysis of the evolution of grain structure observed during SLM and of the mesomechanical behavior of additive manufactured specimens is performed.

Cellular automata finite-difference (CAFD) model is developed to simulate the evolution of grain structure. A heat equation is solved with the use of the classical FD scheme. The CA model for the simulation of microstructural evolution is based on the approach put forward by Rappaz and Gandin. The double ellipsoid heat source model is adopted to describe the heat input during SLM process.

The process of selective laser melting is simulated as follows. First, the polycrystalline steel substrate is generated. Then a powder layer is deposited on the substrate and is locally melted by the laser beam, which moves in a certain predetermined way. On laser irradiation and cooling of the powder layer, another powder layer is deposited on the resulting solid structure and the procedure is repeated until a predetermined number of layers is reached.

Then the resulting microstructure is cut off from the substrate and subjected to uniaxial tension. An elastoplastic constitutive model including isotropic strain hardening is used to describe the mechanical response of additive manufactured specimens on the mesoscopic

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

scale. A dynamic boundary-value problem in a plane strain formulation is solved numerically with the use of a Wilkins-type FD scheme.

The mesoscopic stress-strain state of additive manufactured specimens subjected to the uniaxial tension is analyzed. The focus is on the role of the inhomogeneous material microstructure in the evolution of the stress-strain state. A combined effect of grain structure and boundary conditions is investigated.

The work was performed in the framework of international cooperation among University of Bremen and Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS. Support of the Bremen Research Scholarship Grant and Fundamental Research Program (23.1.1) of the Russian Academy of Sciences for 2013–2020 is gratefully acknowledged.

СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ 3D И 2D МОДЕЛИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРНО НЕОДНОРОДНЫХ СРЕД

Кректулева Р.А.¹, Черепанов О.И.², Черепанов Р.О.³

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

rakrekt@mail.ru, oi_cherepanov@mail.ru, rcherepanov82@gmail.com

Численное моделирование структурно-неоднородных сред является основным инструментом теоретического исследования процессов нагружения и деформирования конструкционных материалов. В силу большой вычислительной трудоемкости трехмерного моделирования часто исследователи вынуждены использовать упрощенные двумерные модели, и обобщать соответствующие результаты расчетов на трехмерные случаи, однако, вопрос правомерности такого переноса результатов с двумерных постановок на трехмерные для неоднородных сред подробно не изучен. В данной работе рассматривается ряд модельных задач нагружения структурно-неоднородных сред с различными типами неоднородностей в двумерной и трехмерной упруго-статической постановке. Особенностью исследования является то, что для решения трехмерных задач используется многосеточная вариационная схема с применением вейвлет-преобразования Хаара. Данный подход планируется применить к решению динамических задач, но (как промежуточный результат) он оказался удобен для решения статических задач упруго-пластического нагружения.

В основе метода лежит вариационное уравнение Лагранжа:

$$\delta E^{n+1} = \int_V \left(\sigma_{ij}^{(n)} + \Delta \sigma_{ij}^{(n+1)} \right) \cdot \delta \varepsilon_{ij} dV + \int_S P_{ij}^{(n+1)} \cdot \delta u_i \cdot dS_j^{n+1} = 0, \quad (9)$$

где $\sigma_{ij}^{(n)}$, $\Delta \sigma_{ij}^{(n+1)}$ компоненты тензора напряжений и его приращения, $\varepsilon_{ij}^{(n)}$ и $\delta \varepsilon_{ij}$ компоненты тензора деформации и их вариация, $P_{ij}^{(n+1)}$ поверхностные напряжения, δu_i – вариация перемещений, dS_j^{n+1} – компоненты векторного элемента поверхности (для той части границы, на которой заданы граничные условия в напряжениях).

Вейвлет-преобразование Хаара применяется к независимым компонентам тензора деформации, что дает соответствующий трехмерный вейвлет-спектр, компоненты вектора перемещений выражаются через коэффициенты преобразования Хаара от деформаций. После преобразований, из исходного вариационного уравнения Лагранжа следует система линейных уравнений относительно неизвестных коэффициентов разложения Хаара для компонент поля перемещений. Эта СЛАУ эффективно решается итерационными методами, решение быстро сходится, при этом и высоко-частотные, и

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

низко-частотные составляющие пространственного распределения невязки быстро убывают с ростом количества итераций.

Такой подход позволяет в статической постановке рассматривать трехмерные расчетные сетки с количеством ячеек порядка 10^6 - 10^7 , и таким образом, хорошо подходит для моделирования сред с довольно мелкими масштабами неоднородности. Сравнения усредненных характеристик сред, полученных в 2D и 3D постановках, а также значения предельных нагрузок до разрушения и исследование процессов локализации пластических деформаций в трехмерных и двумерных расчетах позволяют оценить границы применимости двумерных моделей и определить степень достоверности результатов для различных типов и форм неоднородностей.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №16-19-10264).

COMPUTATIONAL ANALYSIS OF MESOSCALE PLASTIC STRAIN LOCALIZATION IN TITANIUM WITH MODIFIED SURFACE LAYER

Balokhonov R.R.^{1,2}, Martynov S.A.¹, Romanova V.A.¹, Panin A.V.¹, Kazachenok M.S.¹

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,

³ National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

rusy@ispms.tsc.ru

A numerical simulation is performed to investigate the mesoscale stress-strain localization in a surface-modified commercial titanium alloy (VT1-0 according to Russian classification). The calculated crystalline microstructure corresponds to that observed in experiments and is accounted for in an explicit way as initial conditions of a dynamic boundary-value problem (Fig.1). The latter is stated in terms of plane strain developing in microstructure subjected to tension and is solved numerically by the finite-difference method. Elastic-plastic constitutive models were built to describe the experimental mechanical response both of the substrate and of the modified layer.

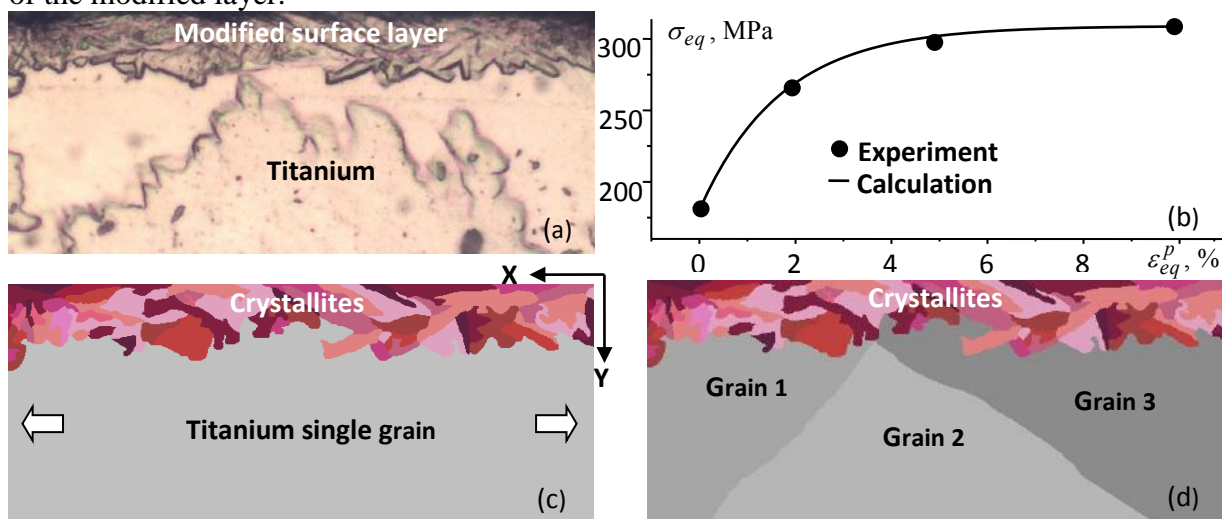


Fig. 1 Experimental (a) and simulated microstructures (b)–(c) of a commercial VT1-0 titanium substrate with a modified surface layer and a plastic potential for a titanium sample (d).

Plastic strain patterns in a microcrystalline modified surface layer lying over titanium grains of different orientations relative to the loading direction are found to be dramatically different. Plastic strain localization is most pronounced in titanium grains undergoing high

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

resolved shear stresses, and the plastic strain localization bands assume a curvilinear form due to grain rotation.

References:

1. A.V. Panin, M.S. Kazachenok, O.M. Kretova, O.B. Perevalova, Y.F. Ivanov, A.M. Lider, O.M. Stepanova, M.H. Kroening, The effect of electron beam treatment on hydrogen sorption ability of commercially pure titanium, *Applied Surface Science*. 284 (2013) 750-756.
2. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova, S. Schmauder, S.A. Martynov, Zh.G. Kovalevskaya, A mesomechanical analysis of plastic strain and fracture localization in a material with a bilayer coating, *Composites: Part B*. 66 (2014) 276–286.
3. R. Balokhonov, A. Zinoviev, V. Romanova, O. Zinovieva, The computational micromechanics of materials with porous ceramic coatings, *Meccanica* 51 2 (2016) 415-428.

This work is supported by Russian Science Foundation (project № 14-19-00766).

КОНСЕРВАТИВНЫЙ МЕТОД ГЛАДКИХ ЧАСТИЦ ПЕРВОГО ПОРЯДКА ТОЧНОСТИ ДЛЯ РАСЧЕТА УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ТЕЧЕНИЙ С ГРАНИЧНЫМИ УСЛОВИЯМИ НА СВОБОДНЫХ И КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ.

Черепанов Р.О., Герасимов А.В..

НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

RCherepanov82@gmail.com

В работе предложен консервативный по массе, импульсу и энергии вариант метода гладких частиц, имеющий первый порядок точности аппроксимации пространственных производных на границах и разрывах (с повышением до второго при равномерном распределении узлов).

Главной идеей метода является переход от дифференциальной постановки задачи к вариационной. Для этого движение упругопластической деформируемой среды рассматривается не локально, в точке, а как "взаимодействие" полей деформаций и напряжений. Закон сохранения энергии требует, чтобы на реальном перемещении выполнялся баланс между изменением кинетической и потенциальной энергии всей системы:

$$\delta E_p + \delta E_k = 0 \quad (0.1)$$

Изменение потенциальной энергии связанное с движением среды определяется работой внешних сил и работой поля деформации:

$$\delta E_p = \int \sigma_{ij} \delta \varepsilon_{ij} dV + \int_S P_{ij} dS_j du_i \quad (0.2)$$

где σ_{ij} , ε_{ij} - компоненты тензоров напряжений и деформаций, S - поверхность тела, P_{ij} - поверхностные силы, u_i - компоненты вектора перемещений.

Изменение кинетической энергии связано с изменением поля скоростей:

$$\delta E_k = \int \rho v_\gamma a_\gamma dt dV \quad (0.3)$$

В (0.2) выразим изменение деформаций через соответствующие изменения перемещений, то есть, выразим вариация поля деформаций через вариацию поля перемещений:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial r_j} + \frac{\partial u_j}{\partial r_i} \right) \quad (0.4)$$

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Применив к (0.4) SPH-аппроксимацию частных производных с восстановлением узловой согласованности (согласно M.B. Liu, G.R. Liu "Restoring particle consistency in smoothed particle hydrodynamics" Applied Numerical Mathematics, V.56, Issue 1, January 2006.– P. 19–36.), получим

$$\delta E_p = \sum_k V^k \sigma_{ij}^k \sum_m V^m (\delta_{i\gamma} W_{,\beta}^{km} T_{j\beta}^k + \delta_{j\gamma} W_{,\beta}^{km} T_{i\beta}^k) v_\gamma^m dt / 2 \quad (0.5)$$

где k,m- номер частицы и ее соседа, V^k - ее объем, $W_{,\beta}^{km}$ - компоненты градиента функции сглаживания, $T_{j\beta}^k$ - компоненты матрицы коррекции (по Лиу), v_γ^m - компоненты вектора скорости. SPH-аппроксимация (0.3) тривиальна:

$$\delta E_K = \int \rho v_\gamma a_\gamma dt dV = \sum_k M^k v_\gamma^k a_\gamma^k dt.$$

Приравнивая выражения, получим:

$$dt \sum_m V^m v_\gamma^m \left(\sum_k V^k \sigma_{\gamma j}^k T_{j\beta}^k W_{,\beta}^{km} \right) = -dt \sum_m v_\gamma^m (M^m a_\gamma^m) \quad (0.6)$$

или,

$$a_\gamma^m = - \left(\sum_k V^k \sigma_{\gamma j}^k T_{j\beta}^k W_{,\beta}^{km} \right) v_\gamma^m / M^m \quad (0.7)$$

Выражение (0.7) для ускорения отдельных узлов по построению удовлетворяет закону сохранения энергии, в силу симметрии функции сглаживания автоматически выполняется закон сохранения импульса, и в силу того, что масса частиц не меняется в ходе расчета, обеспечивается выполнение закона сохранения импульса. При этом, процедура восстановления узловой согласованности гарантирует аппроксимацию пространственных производных минимум первого порядка, даже при наличии вблизи от точки аппроксимации границ, свободных поверхностей или разрывов. Предложенная схема реализована и применена для решения некоторых задач соударения твердых тел, в частности, распространение ударных волн в неоднородном материале и многочастичное соударение. Приводятся результаты расчетов и их обсуждение.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №16-19-10264).

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОСАЖДЕНИЯ ТЕТРАГИДРОБОРАТА ЦИРКОНИЯ $Zr(VH_4)_4$ НА ПОДЛОЖКУ

Игошкин А.М., Игуменов И.К.

Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия,
igoshkin@niic.nsc.ru, igumen@niic.nsc.ru

Дизайн новых веществ с заданными свойствами, проводимый на основе различных математических методов моделирования, является одной из актуальных задач современной химии. Для ее решения используются различные квантово-химические подходы, молекулярная динамика и метод Монте-Карло. Первая методологическая проблема, возникающая в данной задаче – это построение физико-математической модели на базе одного или нескольких методов моделирования, из которой можно получить интересующие исследователя параметры.

Работа посвящена исследованию применимости метода молекулярной динамики в комбинации с ab initio подходами к решению конкретной задачи – поиску высоколетучего соединения циркония. Этот элемент является основой группы промышленных сплавов для ядерного реакторостроения и имеет значительный

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

потенциал для создания малоактивируемого материала на основе изотопа ^{90}Zr . Для обогащения (разделения) природных изотопов циркония центробежным методом необходимо высоколетучее химическое соединение. Круг известных высоколетучих соединений циркония ограничен двумя тетракис-алкоксидами [1] и борогидридом $\text{Zr}(\text{BH}_4)_4$ [2]. Неустойчивость алкоксидов к гидролизу и взрывоопасность борогидрида вследствие медленного выделения водорода делает эти соединения технологически неприемлемыми. Несмотря на это, их использование в качестве модельных в рамках численных подходов ничем не ограничено. Предполагается, что исследование внутримолекулярных и межмолекулярных взаимодействий для этого соединения позволит получать оценки свойств материалов непосредственно из расчетов, не проводя их синтез.

В рамках данной работы произведено моделирование осаждения на медную поверхность и испарение с нее молекул $\text{Zr}(\text{BH}_4)_4$ методом молекулярной динамики на основе эмпирических потенциалов с параметрами, полученными из ab initio подходов. Для внутримолекулярных взаимодействий использовалось валентно-силовое приближение, межмолекулярные взаимодействия описывались потенциалом Леннарда-Джонса. Процесс конденсации $\text{Zr}(\text{BH}_4)_4$ на медную подложку моделировался посредством осаждения отдельных молекул этого вещества на поверхность с заданной температурой.

В работе исследовано влияние температуры медной подложки на структуру формирующегося на ее поверхности покрытия $\text{Zr}(\text{BH}_4)_4$. Показано, что увеличение температуры формирования в диапазоне от 50К до 300К приводит к увеличению средней энергии связи в пленке модельного вещества. Также исследовано влияние толщины слоя осажденного $\text{Zr}(\text{BH}_4)_4$ на его внутреннюю структуру. В ходе исследований выявлено, что увеличение толщины пленки и температуры подложки в совокупности приводят к формированию пленки со структурой более близкой к той, что была получена в ходе экспериментальных исследований $\text{Zr}(\text{BH}_4)_4$ [3]. Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №15-03-06588а.

Литература:

1. Bradley D.C., Mehrotra R.C., Swanwick D. // J. Chem. Soc. 1959. P 748.
2. Hoekstra H.R., Katz J. J. // J. Am. Chem. Soc. 1949. Vol. 71, Iss. 7. P. 2488.
3. Rude L.H., Corno M., Ugliengo P., Baricco M., Lee Y.-S., Cho Y.W., Besenbacher F., Overgaard J., Jensen T.R. // J. Phys. Chem. C. 2012. Vol. 116, Iss. 38. P. 20239.

ГЕОМЕТРИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТОВ С ГРАНУЛАМИ АЛЮМИНИЯ

Халевицкий Ю.В., Коновалов А.В.

Институт машиноведения УрО РАН г. Екатеринбург, Россия
me@dijkstra.ru

В моделях материалов с иерархической структурой на различных масштабных уровнях может проявляться значительно различающееся поведение в части, касающейся сопротивления деформации и разрушению. Для численного исследования поведения таких материалов на микромасштабном уровне необходимо создание геометрических моделей, описывающих форму и размер составляющих их компонентов. Компьютерное конструирование подобных геометрических моделей является самостоятельной задачей, которой посвящены отдельные главы монографий и научные статьи.

Для создания геометрической модели металломатричного композита, упрочнённого частицами необходимо вычислить допустимые координаты моделей

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

частиц. Одним из способов решения такой задачи является случайное распределение моделей частиц с последующей проверкой частиц на пересечения. Кроме этого можно использовать диаграммы Вороного или различные тесселяции. Однако, такие способы не позволяют создавать модели композитов с высокой объёмной долей частиц.

Для создания моделей с высоким заполнением частиц авторами предлагается предварительно моделировать перемещение частиц в поле тяжести, при этом сами частицы полагаются абсолютно твёрдыми телами. Это позволяет получить достаточно плотную упаковку частиц произвольной формы. Необходимого расстояния между границами частиц можно достичь, используя алгоритм эрозии. Такой подход можно использовать и для создания более сложных моделей, например, композитов, созданных методами порошковой металлургии, включающих в себя крупные гранулы металла. В таком случае моделируется перемещение в поле тяжести всех компонентов композитного материала. В случае, если размер частиц слишком мал в сравнении с размером гранул для построения конечно-элементной модели внутренней структуры, возможно моделировать слой частиц упрочнителя с помощью однородной среды.

Для создания представительного объёма металломатричного композита, полученного спеканием гранул алюминиевого сплава В95 и частиц карбида кремния, была разработана компьютерная программа. Программа использует алгоритмы свободно распространяемой библиотеки `bullet3` [1] для моделирования взаимодействия сферических гранул в поле силы тяжести. Перемещение гранул ограничивается пятью плоскостями. Гранулы вводятся в расчёт по одной, после чего вычисляется перемещение объектов в системе. Последовательное введение гранул позволяет получить их взаимное расположение. Радиус сферических гранул корректируется в соответствии со стереологической информацией.

После окончания расчёта информация о геометрии полученного объёма преобразуется во входную информацию для конечно-элементного комплекса. Геометрическая информация может быть использована для построения вычислительной сетки и дальнейшего создания конечно-элементной модели.

Подобный подход может быть применён для создания геометрически неоднородных объёмов других композитных материалов, включая материалы, обладающие сложной геометрией и высокой неоднородностью форм и размеров частиц.

Литература:

1. <http://bulletphysics.org/wordpress/> (дата обращения: 20 июня 2016 года)

Работа выполнена при поддержке РФФ, проект №14-19-01358.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СКОЛЬЖЕНИЯ В СЛОЕ ТРЕНИЯ ТРИБОПАРЫ АВТОМОБИЛЬНОЙ ТОРМОЗНОЙ СИСТЕМЫ ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ КОНЦЕНТРАЦИИ НАНОЧАСТИЦ УГЛЕРОДА И МЕДИ

Дмитриев А.И.^{1,2}, Ёстерле В.³

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Федеральный институт исследования и тестирования материалов, Берлин, Германия
dmitr@ispms.ru

Медь в различных ее формах и соединениях является одним из наиболее важных компонентов в тормозных колодках и ее количество может достигать до 14%. Одной из причин использования меди в качестве ингредиента для фрикционного композита является ее высокие теплопроводные свойства. Вторая причина заключается в ее способности обеспечить условия плавного скольжения и уменьшить вероятность

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

генерации шума при повышенных температурах. С другой стороны, в настоящее время наблюдается ярко выраженная тенденция не только к сокращению объема включений с медной основой, но и полная замена меди в тормозных колодках в первую очередь из-за проблем, связанных эмиссией медных частиц нанометрового масштаба. Таким образом, для разработки нового состава тормозных колодок с возможной полной заменой в них наночастиц меди, очень важно понимать не только функциональность медного ингредиента в тормозной колодке, но и иметь информацию о влиянии наночастиц меди на фрикционные характеристики трибопары.

В настоящей работе проведено теоретическое исследование роли частиц меди в качестве одного из ингредиентов материала автомобильной тормозной колодки. Исследования выполнены с использованием моделирования методом подвижных клеточных автоматов (МСА). Этот выбор был обусловлен особенностями метода МСА, позволяющими моделировать такие сложные процессы, как перемешивание масс, генерацию и накопление повреждений, растрескивание материала и другие явления, связанные с интенсивным нарушением сплошности, что особенно важно при описании процессов трения и износа.

Несмотря на то, что подобные исследования проводились авторами ранее, в настоящей работе было выполнено систематическое изучение изменения характера поведения трибослоя в зависимости от постепенного изменения концентрации наночастиц со свойствами меди. Кроме того, было проведено сравнение результатов исследования с данными, полученными в рамках воспроизведения искусственного трибослоя на установке трения по схеме – «палец-диск». Результаты показали хорошее согласие экспериментальных и теоретических данных при определенных условиях нагружения. Для сравнения в работе также проводились аналогичные теоретические исследования, где в качестве частиц включений использовались автоматы со свойствами наночастиц графита.

Полученные результаты имеют важную практическую значимость, поскольку позволяют понять роль частиц меди в трибослое и определить возможные материалы, способные заменить медь в композите колодки автомобильной тормозной системы.

ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОЖНОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА С УЧЕТОМ ЭВОЛЮЦИИ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ

Лоевец Д.А., Волегов П.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
loevetsda@gmail.com

При пластическом деформировании представительного объема поликристалла существенно меняется внутренняя структура материала причем изменение происходит на всех масштабных уровнях: меняется дефектная структура, зеренная структура, эволюционирует сеть микроповреждений и т.д., поэтому при разработки новых материалов или технологий их обработки необходимо уметь управлять свойствами этих материалов для улучшения прочностных характеристик конструкций, изготавливаемых из данных материалов. Также при описании процессов, сопровождающих интенсивные (в смысле больших градиентов деформации) и большие (в смысле накопленной деформации) пластические деформации бывает удобно использовать представление мер напряженно-деформированного состояния предложенные в теории упругопластических процессов А.А. Ильюшина.

При моделировании напряженно-деформированного состояния представительного объема поликристалла использовалась двухуровневая математическая модель, основанная на физических теориях пластичности. В рамках данной модели выделяется два масштабных уровня, связанных между собой гипотезой

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Фойгта. В рамках каждого масштабного уровня записывается определяющее соотношение, которое представлено законом Гука в скоростной релаксационной форме.

Одним из известных способов, используемых для увеличения прочностных характеристик материала, является циклическое нагружение, который заключается в знакопеременном нагружении представительного объема поликристаллического агрегата. Так, например, известно, что при последовательном растяжении сжатии образца, а также кручении предел текучести материала увеличивается на десятки процентов. Также изменять прочностные характеристики материала можно за счет управления траекторией деформирования так называемое сложное деформирование.

Во многих экспериментах хорошо известны и многократно получены некоторые эффекты, оказывающие сильное влияние на физико-механические свойства материала, связанные со сложным или циклическим деформированием поликристалла. К числу наиболее известных эффектов относится: эффект Баушингера, который заключается в уменьшении предела текучести после разворота траектории деформирования по сравнению с пределом текучести при деформировании в «прямом» направлении, «нырок» напряжений, который наиболее сильно проявляется при изломе траектории во время сложного нагружения, а также запаздывание векторных и скалярных свойств

Целью работы является построение математической модели, позволяющей описывать напряженно-деформированное состояние представительного объема поликристалла на макроуровне, описание внутренней структуры материала, а также описание эффектов, возникающих при сложном или циклическом деформировании представительно объема поликристалла.

В работе представлены результаты численных экспериментов по циклическому и сложному деформированию представительного объема поликристалла. По результатам данных экспериментов были получены кривые напряженно-деформированного состояния поликристалла. Данные результаты качественно совпадают с экспериментальными данными, следовательно, предложенная математическая модель позволяет описывать эффекты, возникающие при сложном или циклическом деформировании. В ходе исследования проводились эксперименты, позволяющие описать эффект Баушингера с учетом и без учета упрочнения материала, проводились эксперименты, показывающие наличие «нырка» при изломе траектории при сложном деформировании, также после анализа полученных данных были установлены некоторые параметры проявившихся эффектов, например, такие как глубина «нырка», время за которое напряжение выйдет на предыдущий уровень и зависимость глубины «нырка» от угла излома траектории. Также проводилась серия экспериментов, позволяющая описать эффект запаздывания векторных и скалярных величин.

АНАЛИЗ НЕЛИНЕЙНЫХ ДЕМПИРУЮЩИХ СВОЙСТВ УГЛЕПЛАСТИКОВ

Казакова О.И.^{1,2}, Смолин И.Ю.^{1,3}, Безмозгий И.М.^{1,2,3}

¹Томский государственный университет, Томск, Россия,

²ОАО "Ракетно-космическая корпорация "Энергия" имени С.П. Королёва",
Королёв, Московская обл., Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
okazakova.rsk@gmail.com

Создание конечно-элементных моделей современных конструкций космической техники из композиционных материалов требует применения многоуровневого подхода. Для верификации этих моделей требуется также выполнение экспериментальных исследований с образцами различного масштабного уровня. Целью данной работы является экспериментальное определение эффективных параметров демпфирования углепластиков разной структуры. Для проведения испытаний были изготовлены

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

плоские композитные образцы в виде прямоугольных пластин с постепенным усложнением схемы укладки от однослойной до двенадцатислойной структуры. Экспериментальные исследования проводились тремя методами. Модальный анализ проведен с использованием сканирующего доплеровского виброметра фирмы Polytec. При малых амплитудах определены собственные частоты, формы и коэффициенты демпфирования в широком диапазоне частот. С помощью контактных систем виброметрии в режимах гармонического нагружения и свободных затухающих колебаний определены первые собственные частоты и параметры демпфирования в широком диапазоне амплитуд колебаний. Все испытания проводились при консольном закреплении пластин.

На основе экспериментов с затухающими колебаниями определены зависимости коэффициента относительного демпфирования от амплитуды колебаний и уровня действующих напряжений в образцах. Эти зависимости различаются для образцов с разными системами укладки. Сильно нелинейные зависимости получены при меньшем количестве слоев в образцах.

Было также выполнено численное моделирование с использованием системы конечно-элементного моделирования ANSYS. Основной задачей моделирования является определение параметров демпфирования материала образца, обеспечивающих максимальное приближение к экспериментальным значениям при различных уровнях нагружения. Для первых собственных частот результаты экспериментов хорошо согласуются между собой и с результатами расчетов.

В работе использованы результаты, полученные в ходе выполнения проекта (№ 8.2.19.2015), в рамках Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2015–2016 гг.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С КРИВОЛИНЕЙНОЙ ГРАНИЦЕЙ РАЗДЕЛА «МЕТАЛЛИЧЕСКАЯ ПОДЛОЖКА – ХРУПКОЕ КЕРАМИЧЕСКОЕ ПОКРЫТИЕ»

Мартынов С.А., Балохонов Р.Р., Романова В. А.,
Зиновьева О. С., Зиновьев В. А., Батухтина Е. Е

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
martynov@ispms.tsc.ru

В работе исследованы особенности локализации деформации и разрушения композита «стальная подложка – боридное Краевая динамическая задача решается численно методом конечных разностей в постановке плоской деформации. Рассмотрена реальная структура образца с экспериментально наблюдаемым игольчатым профилем границы раздела «покрытие - подложка», а также модельная структура с идеальной синусоидальной формой данной границы. Для реальной структуры установлено, что место разрушения зависит от прочности покрытия. Показано, что характер растрескивания покрытия зависит от скорости деформирования и от вида нагружения (растяжение/сжатие). Изучено влияние толщины покрытия на механическое поведение композиции «стальная подложка – боридное покрытие». Установлено, что при малых средних толщинах с увеличением толщины покрытия величина концентрации напряжений в области границы раздела «покрытие-подложка» нелинейно уменьшается до некоторого значения и далее не меняется.

Для исследования влияния параметров кривизны границы раздела на оптимальную толщину покрытия использовалась модельная структура с профилем границы раздела в виде идеальной синусоидой. Установлено, что амплитуда

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

синусоидальной границы раздела «покрытие – подложка» не влияет на оптимальную толщину покрытия. Показано что, при увеличении периода оптимальная толщина сплошного слоя увеличивается. Исследование формирования деформационного рельефа на поверхности материала с прочным пластичным покрытием при растяжении показало, что сопряженные полосы локализованного сдвига в покрытии способствуют формированию специфического деформационного рельефа на поверхности покрытия, зависящего от толщины покрытия. При толщине покрытия кратной периоду синусоиды сопряженные полосы локализации интерферируют, компенсируя изгибы поверхности покрытия в противоположных направлениях, в результате чего поверхность остается квазиплоской.

Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 14-19-00766).

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ОБЛУЧАЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Крыжевич Д.С.^{1,2}, Корчуганов А.В.^{1,2}, Зольников К.П.^{1,2}, Псахье С.Г.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

kryzhev@ispms.ru

Механические и физико-химические свойства поверхностных слоев играют важную роль при зарождении пластической деформации в металлах. Это делает исследование поверхностных и приповерхностных слоев материала одной из актуальных задач современного материаловедения. Одним из методов изменения свойств поверхности является облучение потоками ионов и электронов. Первичные атомные перестройки, вызванные энергетическим воздействием, характеризуются высоким пространственным и временным разрешением. В этом случае одним из эффективных инструментов исследования является метод молекулярной динамики. Данная работа посвящена изучению особенностей зарождения пластической деформации в ГЦК алюминии с различной кристаллографической ориентацией облучаемой поверхности в условиях ионной имплантации с учетом предварительного упругого механического нагружения.

Моделирование проводилось с помощью программного пакета LAMMPS. Потенциалы межатомного взаимодействия для алюминия описывались в рамках метода погруженного атома. Размеры кристаллитов алюминия варьировались от 75 000 до 1 000 000 атомов. Использовались как ненагруженные образцы, так и образцы с предварительной упругой одноосной деформацией 4%. Облучению подвергались поверхности кристаллита с ориентациями {100}, {110} и {111}.

Проведенное молекулярно-динамическое моделирование показало, что кристаллографическая ориентация облучаемой поверхности оказывает влияние на особенности зарождения пластической деформации. Так, для образцов с облучаемой поверхностью {100} у отдельных атомов наблюдалась локальная перестройка симметрии ближайшего окружения. Однако формирование дефектов структуры не происходило. Предварительная упругая деформация не оказывала значительного влияния. В случае облучаемой поверхности {111} недеформированного кристаллита в приповерхностной области в плоскостях (111) формируются дефекты упаковки вычитания и внедрения. Предварительная деформация приводит к тому, что дефекты упаковки начинают формироваться в смежных направлениях. При облучении поверхности {110} появляются атомы с изменённой локальной симметрией ближайшего окружения, часть которых восстанавливает симметрию своего окружения,

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

а другая часть образует дефекты упаковки. С ростом предварительной упругой деформации происходит увеличение размера дефектов. Дефекты упаковки формируются по смежным направлениям и могут взаимодействовать друг с другом, образуя вакансионные цепочки. Это вызывает замедление накопления дефектов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН № 13 «Теплофизика высоких плотностей энергии».

ОПТИМИЗАЦИЯ ПОИСКА КОНФИГУРАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА ПРИ РАСЧЁТАХ «ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ»

Никонов А.Ю.^{1,2}, Дмитриев А.И.^{1,2}, Жармухамбетова А.М.¹

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
anickonoff@ispms.ru

Стремительное развитие современных технологий существенно повышает требования к свойствам существующих материалов, а также стимулирует разработку и создание новых материалов и сплавов с заранее заданными характеристиками. Это делает проблему определения физико-механических свойств кристаллических материалов одной из фундаментальных задач физики прочности и пластичности. Современные подходы поиска новых материалов помимо экспериментальных исследований включают в себя методы компьютерного моделирования. Данные методы позволяют получить надёжные предсказания для термодинамических, механических, электрических и магнитных свойств металлов без подгоночных параметров, полученных из эксперимента. Однако даже применение высокопроизводительных вычислительных систем требует расчётов, занимающих недели и месяцы. Обычно результатом моделирования являются характеристики сплавов с концентрациями компонентов, варьирующимися в диапазоне от 0 до 100%. При этом зачастую целью исследований является не изучение всех возможных сплавов, а поиск точных концентраций компонентов сплава с требуемыми параметрами. В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы является разработка алгоритма, позволяющего оптимизировать объём вычислений «из первых принципов» для поиска химического состава многокомпонентного сплава с заранее заданными свойствами.

Для разработки алгоритма использовались данные, полученные для сплава $Ti_xNb_yZr_z$. Расчёты проводились с использованием метода Точных МТ-орбиталей в приближении когерентного потенциала. В основе алгоритма лежит градиентный метод нахождения экстремума функции. Суть алгоритма заключается в следующем. Тернарный график зависимости искомой величины от концентрации компонентов сплава разбивается на треугольные сегменты с шагом концентрации 10%. Рассчитываются значения искомой переменной в трёх соседних точках, расположенных в вершинах сегмента. Оптимальным является выбор треугольника, расположенного в центральной части всех рассматриваемых конфигураций трёхкомпонентного сплава. Сопоставляя полученные значения, соответствующие вершинам рассматриваемого треугольника, находим наибольшее/наименьшее значение из трёх. Наибольшее значение выбирается в случае, если все три значения больше искомого и наоборот – наименьшее в случае, если все три значения меньше искомого. Следующий рассматриваемый треугольник в алгоритме поиска требуемой конфигурации будет иметь общую грань с первым треугольником. Эта грань расположена между двумя точками, имеющими меньшее/большее значение вычисляемого параметра. Таким образом, для того, чтобы определить направление дальнейшего движения, нужно вычислить значение искомого параметра только в одной

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

вершине, поскольку два других значения уже известны из предыдущего треугольника. Далее последовательность действий повторяется и таким образом можно найти треугольник, в котором значения искомого параметра будут максимально близки к заданному значению.

Предложенный алгоритм позволяет существенно сократить необходимый объем вычислений. Оценки показывают, что в определённых случаях число вычислений может быть уменьшено не только в несколько раз, но и на порядок. Ограничением предлагаемого алгоритма поиска оптимальной конфигурации многокомпонентного сплава, обладающего заданными свойствами, является проблемы возможного существования, так называемых локальных минимумов и «плато». В том и другом случае, если получаемые конфигурации сплавов не соответствуют искомым характеристикам, могут быть использованы стандартные методики выхода из локальных минимумов или «плато», применяемые в различных алгоритмах по оптимизации. Одним из способов, например, является задание некоторого случайного значения, для того, чтобы покинуть «плато» или локальный минимум. В любом случае, при расчёте свойств сложных многокомпонентных сплавов использование алгоритма по оптимизации вычислений представляется оправданным.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ОТНОСИТЕЛЬНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ Ni С АМОРФНО-ПОДОБНЫМ ПОКРЫТИЕМ Ni-P

Никонов А.Ю.^{1,2}, Дмитриев А.И.^{1,2}

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
anickonoff@ispms.ru

Благодаря своим уникальным свойствам покрытия на основе различных соединений никеля представляют значительный интерес для различных отраслей промышленности. Так покрытия на основе никель-фосфора характеризуются высокой стойкостью в щелочных растворах, безвредностью соединений, высокой гидростойкостью и значительной износостойкостью. Основное назначение никель-фосфорных покрытий – это повышение твёрдости и сопротивления механическому износу. Еще в середине прошлого века было установлено [1], что в зависимости от концентрации фосфора никель-фосфорные соединения могут образовывать различные структурные фазы. В частности, при концентрации фосфора в никеле >8,5 мас.% наблюдается образование аморфной фазы. В ряде работ показано, что подобные покрытия используются, в том числе, в качестве твёрдой смазки. Целью настоящей работы было исследование особенностей механизмов относительного проскальзывания кристаллического никеля с аморфно-подобным покрытием и без него.

Для достижения поставленной цели в работе с использованием метода молекулярной динамики было проведено исследование поведения никель-фосфорного соединения в аморфно подобном состоянии в условиях сдвигового нагружения с постоянной скоростью. Дополнительно прикладывалась сжимающая сила, величина которой варьировалась в различных задачах. Взаимодействие между атомами описывалось в рамках метода погруженного атома [2].

Первоначально моделировался образец, состоящий из двух кристаллитов никеля с аморфной прослойкой без фосфора. Подобная структура является метастабильной, и сдвиговое нагружение приводит к кристаллизации аморфной прослойки. При дальнейшем нагружении происходит формирование дефектов структуры различного типа. На следующем этапе моделировался аморфный слой из атомов никеля и фосфора. В результате нагружения такого образца кристаллизации аморфного слоя не

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

наблюдается. Сдвиговая деформация приводит к только перемешиванию атомов в никель-фосфорном слое. Анализ показал, что силы сопротивления сдвигу в образце с аморфным слоем, содержащим фосфор, в ≈ 3 раза меньше по сравнению с образцом из чистого никеля. Таким образом, показано, что никель-фосфорное покрытие в аморфно-подобном состоянии может проявлять низкие фрикционные свойства, а, следовательно, выступать в качестве частиц твердой смазки.

Литература:

1. Моисеев В.П. Методика определения атомной осадков химически восстановленного никеля // Изв. АН СССР. Сер. Физическая. – 1962. – Т. 26. – №3. – С. 378-383.
2. Sheng H.W., Ma E., Kramer M. J. Relating Dynamic Properties to Atomic Structure in Metallic Glasses // JOM – 2012. – Vol. 64. – Is. 7. – P. 856-881.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ФАЗОВОГО СОСТАВА В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА С ТОНКИМ ПОКРЫТИЕМ В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПОТОКА ЭЛЕКТРОНОВ

Крюкова О.Н., Князева А.Г., Маслов А.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

okruk@ispms.tsc.ru

Широкое практическое применение в медицине получил никелид титана и сплавы на его основе. В медицине этот материал в чистом виде имеет ограниченное использование из-за токсичности никеля. Поэтому основная задача – создать барьерный слой или покрытие на поверхности никелида титана, которое будет минимизировать или предотвращать высвобождение токсичного для организма никеля. Необходимо учесть, что при формировании покрытий рельеф поверхности может изменяться в результате структурных мартенситных превращений, поэтому следует уделять особое внимание адгезионной прочности покрытий и способам ее повышения. Для решения данных задач может быть использован комплексный подход, который состоит из нанесения покрытия ионно-плазменным методом с последующей его обработкой низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком [1, 2].

Эволюцию фазового состава поверхностных слоев материала невозможно наблюдать непосредственно в процессе обработки. Поэтому значительный интерес представляет моделирование неравновесных условий обработки. Результатом численного исследования является фазовый состав поверхностных слоев, что в дальнейшем можно использовать для оценки физико-механических свойств получаемых материалов.

В данной работе сформулирована математическая модель перераспределения элементов между покрытием (Si или Ta) и подложкой (TiNi) при воздействии электронного импульса, учитывающая особенности диффузионных и тепловых процессов в окрестности границы раздела. Наличие неидеального контакта может привести к особенностям в формировании фазового состава в процессе обработки. В имеющейся математической модели [3] модифицированы граничные условия. Дополнительно учтено формирование нескольких фаз (между Si, Ta и TiNi). В модели учитывается наличие термического сопротивления на границе раздела покрытия и подложки. В результате получаем неоднородный фазовый состав. Исследуется влияние параметров моделей на распределение концентраций. предлагается модель эволюции фазового состава для систем TiNi+Si и TiNi+Ta в неравновесных условиях воздействия низкоэнергетических потоков электронов.

В работе показано, что в результате импульсного электронного воздействия на образец из нитинола с покрытием в поверхностном слое образуются твердые растворы. Дополнительно в модели учитывается, что на поверхности покрытия всегда

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

присутствует остаточный кислород, поэтому в процессе модификации материала образуются оксиды металлов.

Литература:

1. Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю., Захарова М.А. Рентгенодифракционные исследования структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях никелида титана, модифицированных электронно-пучковой обработкой // Известия Томского политехнического университета. 2014. Т. 324. No 3. С. 36–43.
2. K.M. Zhang, D.Z. Yang, J.X. Zou, T. Grosdidier, C. Dong Improved in vitro corrosion resistance of a NiTi alloy by high current pulsed electron beam treatment // Surface and Coatings Technology. – 2006. – V. 201 (6). – P. 3096–3102.
3. Kryukova O.N., Maslov A.L. Simulation of oxide phases formation under pulsed electron beam // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 124 (2016) 012034.

Работа выполнена по Программе фундаментальных исследований ГАН на 2013-2020 гг. Проект: 23.2.1.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ С УЧЕТОМ ПОЛИДИСПЕРСНОСТИ ИСХОДНЫХ ТУГОПЛАВКИХ КОМПОНЕНТОВ

Лейцин В.Н.¹, Дмитриева М.А.¹, Товпинец А.О.¹, Ивонин И.В.², Пономарев С.В.²

¹Балтийский федеральный университет им. И. Канта, Калининград, Россия,

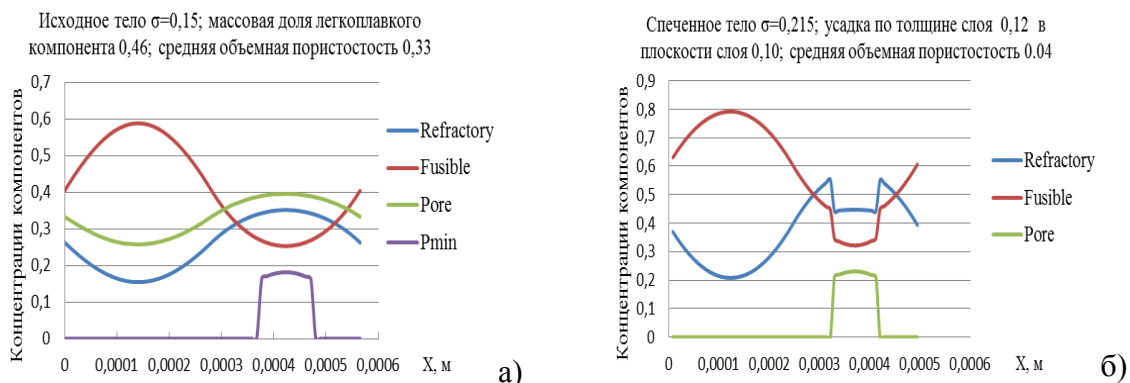
²Томский государственный университет, Томск, Россия

Низкотемпературная керамика представляет перспективный класс материалов, получаемых аддитивными технологиями: исходное тело формируется послойно из смеси компонентов; консолидация исходной дисперсной системы обеспечивается наличием в исходной смеси легкоплавких компонентов, формирующих матрицу материала в процессе спекания при температуре, меньшей их температуры плавления. Модельная структура исходного порошкового компакта представляется периодической системой представительных объемов – ячеек периодичности. В качестве степени неоднородности концентраций компонентов исходной дисперсии удобно рассматривать среднее квадратичное отклонение σ . Для модельного двухкомпонентного пористого порошкового тела исследуются одномерные распределения концентраций по толщине слоя смеси.

Оценки минимальной пористости спеченного тела на разных структурных уровнях, определяемых размерами фракций тугоплавких частиц, получаются из условий формирования плотных упаковок частиц каждой фракции, формирующих некоторый каркас спекаемого тела, ограничивающий дальнейшую консолидацию дисперсии внутри каркаса. Полученный прогноз минимальной пористости приведен на рисунке а) вместе с распределениями по толщине слоя значений исходных объемных концентраций всех компонентов. Важно, что для каждого сечения X представительного объема минимальная пористость P_{\min} представляет собой минимальную границу, к которой может стремиться локальная величина относительного объема пор в процессе спекания.

После спекания объем пор уменьшился до минимально возможного при ограничениях на минимальную пористость, связанных с формированием каркаса частиц керамики на макро или мезо уровнях. Значения истинных концентраций компонентов в спеченном модельном компакте, рассчитанных с учетом усадки спеченного тела, приведены на рисунке б).

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой



Наблюдаемое на рисунке б) локальное падение концентраций компонентов керамики в зоне представительного объема, характеризующейся значительной остаточной пористостью, отражает факт формирования плотного контакта частиц – каркаса тугоплавких частиц исходного тела. Результаты моделирования структуры спеченной низкотемпературной керамики свидетельствуют, что возможность формирования каркаса тугоплавких компонентов на различных иерархически расположенных уровнях структуры вносит решающий вклад в формирование поровой структуры. При этом вклад фракции тугоплавких частиц наименьшего размера, способных формировать каркас спеченной керамики, является наиболее существенным.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРОВ

Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Люкшин П.А.¹, Люкшин Б.А.^{1,2,3}, Панин С.В.^{1,4},
Бочкарева С.А.^{1,2}, Реутов Ю. А.^{1,2}, Матолыгина Н.Ю.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³ НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

⁴ НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

petrljuk@ispms.tsc.ru, svetlanab7@yandex.ru, lba2008@yandex.ru

В работе исследуются возможности создания теплопроводящих композиций на полимерной основе структурной модификацией путем наполнения их армирующими частицами, теплофизические характеристики которых значительно отличаются от соответствующих свойств матрицы. При этом рассматриваются как случаи повышения теплопроводности полимеров за счет наполнения их порошками металлов, так и уменьшения теплопроводности при наполнении пузырьками воздуха.

Анализ существующих аналитических методов прогноза теплофизических свойств неоднородных материалов показал, что получаемые оценки могут использоваться в ограниченных интервалах степеней наполнения и характеристик фаз, в противном случае погрешности такого определения становятся неприемлемыми.

Описаны способы расчета коэффициента теплопроводности многофазных материалов разными методами, в том числе основанными на решении задачи теплопроводности методом конечных элементов. Применительно к определению коэффициента теплопроводности основная задача решается путем получения некоторых осредненных значений этого коэффициента, использование которого для модельной эквивалентной однородной среды приводит к таким же значениям теплового потока, как для исходного композита.

В работе проведен сравнительный анализ результатов определения коэффициента теплопроводности наполненных материалов, полученных расчетными методами. Это позволило оценить преимущества одного из подходов, основанного на решении задачи

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

теплопроводности, в которой на одной стороне расчетной области задается поток тепла, а на другой – температура. Они связаны с тем, что в других способах расчета есть известная неопределенность в определении характерного времени, влияющая на точность определения коэффициента теплопроводности.

На примере ряда композиций показана возможность направленного изменения их физико-механических свойств, как за счет использования в качестве включений материалов с различными теплофизическими характеристиками, в частности, разными коэффициентами теплопроводности, так и путем изменения степени наполнения. При этом в качестве матриц использовались бутадиен-стирольный каучук, политетрафторэтилен, силикон. Включениями служили порошок меди (средний размер частиц 50 мкм) или пузырьки воздуха. Таким образом, приведенные результаты получены для материалов на основе разных полимерных матриц с различными теплофизическими свойствами и с использованием различных типов армирующих включений.

Были изготовлены в лабораторных условиях образцы, для которых экспериментально получены значения коэффициентов теплопроводности. Сопоставление теоретически полученных значений эффективных характеристик наполненных композиций с соответствующими полученными в эксперименте данными показывает, что получаемые с его помощью значения эффективного коэффициента теплопроводности не только качественно, но и количественно согласуются с экспериментальными данными.

Важно отметить, что предложенный и реализованный в работе подход, в отличие от упомянутых выше аналитических моделей, применим в достаточно широком диапазоне степеней наполнения композиций, теплофизических свойств и геометрии фаз.

КОМПЬЮТЕРНОЕ КОНСТРУИРОВАНИЕ НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ С ЗАДАНЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Люкшин Б.А.^{1,2,3}, Люкшин П.А.¹, Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Панов И.Л.^{2,3}, Бочкарева С.А.^{1,2},

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³ НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

lba2008@yandex.ru, anohina@mail2000.ru

Подход к решению задач получения заданных эффективных деформационно-прочностных характеристик материалов с помощью управляющих параметров, определяющих состав и структуру материала, распространен на задачи об эффективных теплофизических и электрических характеристиках. В соответствии с ним на основе решения ограниченного числа прямых задач (задач моделирования), в которых определяются эффективные характеристики по заданному составу и структуре, в пространстве состояний строятся соответствующие поверхности отклика электрических, теплофизических и деформационно-прочностных характеристик на значения управляющих параметров. В качестве последних при создании материала с заданными деформационно-прочностными свойствами принимались степень наполнения композиции армирующими включениями и средний радиус включений компактной формы.

Преимуществом этого подхода по сравнению с ранее известными является то, что при получении отрицательного результата в конце цепочки конструирования можно вернуться на предыдущий этап и повторить расчеты с уточненными данными. Этот процесс повторяется до тех пор, пока не получается в итоге материал с требуемыми

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

свойствами. Таким образом, предложенный нами процесс конструирования является итерационным. Важно заметить, что на определенном этапе можно определить невыполнимость заранее заданных требований к свойствам материала в принципе при использовании данной матрицы и армирующих включений.

Нахождение управляющих параметров, придающих требуемые значения эффективных характеристик для неоднородного композиционного материала, проводится либо на основе решения ряда так называемых прямых задач математического моделирования, либо на основе неполных данных физических экспериментов.

Для материалов конструкционного назначения, как правило, именно деформационно-прочностные характеристики материалов определяют их качество. Число параметров, характеризующих в этом отношении материал на макроуровне, зависит от используемой далее модели материала. Так, для однородного изотропного линейно упругого материала это две величины, изначально связанные с различным сопротивлением его объемному деформированию (что приводит к понятию объемного модуля упругости) и изменению формы (модуль сдвига). На практике это могут быть и другие постоянные, но число независимых параметров для описания такого материала всегда равно двум. Усложнение модели увеличивает количество этих постоянных.

Подход к определению эффективных теплофизических свойств дисперсно наполненного композитного материала во многом аналогичен способу определения деформационно-прочностных характеристик для таких материалов. В том и другом случае решается задача о детальном распределении параметров состояния в расчетной области (по неоднородной среде, моделирующей композит). В случае теплофизических характеристик это распределение температуры, в случае деформационно-прочностных – распределение параметров напряженно-деформированного состояния: перемещений, деформаций и напряжений. Далее проводятся процедуры осреднения, которые сами по себе могут быть различными, а сопоставление осредненных по неоднородной расчетной области параметров с аналогичными данными для условно однородной среды позволяет оценить так называемые эффективные характеристики.

Анализ поверхностей позволяет определить, существует ли решение для заданного диапазона эффективных характеристик, и при его наличии определить область значений управляющих параметров. При необходимости обеспечить одновременное получение для материала как эффективных теплофизических, электрических так и деформационно-прочностных характеристик значения управляющих параметров находятся пересечением соответствующих областей.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ДИСПЕРСНО НАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Люкшин Б.А.^{1,2,3}, Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Люкшин П.А.¹, Панин С.В.^{1,4},
Бочкарева С.А.^{1,2}, Матолыгина Н.Ю.¹, Уцын Г.Е.^{2,4}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³ НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

⁴ НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

Взаимосвязь между структурой и электрофизическими свойствами композита является важным аспектом физики композиционных материалов (КМ). Моделирование электрических полей в композиционных материалах и расчет соответствующих эффективных характеристик актуально при создании новых материалов.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

В работе эффективные характеристики композита вычисляются посредством сравнения интегральных параметров электромагнитных полей композиционного двухфазного материала и эквивалентного однородного материала.

В результате решения плоской задачи электростатики и электропроводности для представительного объема композиционного материала получают детальные распределения электрических полей (токов), а далее осреднением электрофизических характеристик получают интегральные характеристики структурно-неоднородного материала – энергия электрического поля, мощность тепловых потерь. Исходя из предположения, что интегральные характеристики структурно-неоднородного материала (энергия электромагнитного поля, мощность тепловых потерь) равны соответствующим характеристикам квазиоднородного материала, находятся эффективные характеристики композита: диэлектрическая проницаемость, электрическая проводимость.

В результате решения задачи электростатики с использованием метода конечных элементов (МКЭ) получено распределение потенциала φ в узлах сетки конечных элементов, напряженности E в элементах. Для определения потенциала поля в рассматриваемой области решается уравнение Лапласа с граничными условиями, например, Неймана и Дирихле. Из условия равенства энергии электростатического поля в неоднородном КМ и энергии поля в квазиоднородном материале получим эффективную диэлектрическую проницаемость композита ϵ_{eff} .

Для оценки достоверности полученных в расчетах результатов проводилось их сравнение с экспериментальными данными. Измерение диэлектрических параметров проводилось двухэлектродным методом с использованием автоматического мостового измерителя LCR-819. Измерения проводились при комнатной температуре.

Исследовались две композиции на основе силикона, первая содержала 17% об. меди, вторая - 20% об. графита. Полученная экспериментально диэлектрическая проницаемость композита, содержащего медь, равна 5.1, композита, содержащего графит - 4.4. Расчетное значение эффективной диэлектрической проницаемости композита с медью равно 4, в случае композита, наполненного графитом, равно 3.4. Численно решая уравнение Лапласа для представительного объема, получим распределение потенциала φ , напряженности E в каждом конечном элементе. Из равенства мощностей тепловых потерь в композите и в эквивалентном однородном материале определяем эффективную электрическую проводимость композита σ_{eff} .

$$\sigma_{\text{eff}} = \frac{\sum_{i=1}^{28680} \sigma(i) E^2(i) \Delta V(i)}{E_y^2 \cdot V}$$

В случае композита, содержащего медь, эффективная электрическая проводимость равна $\sigma_{\text{eff}} = 0.216 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}^{-1} \text{ м}^{-1}$, проводимость, полученная экспериментально, равна $\sigma_{\text{эксп}} = 0.343 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}^{-1} \text{ м}^{-1}$. В случае композита, содержащего графит, эффективная проводимость по формуле равна $\sigma_{\text{eff}} = 0.225 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}^{-1} \text{ м}^{-1}$, проводимость, полученная экспериментально, равна $\sigma_{\text{эксп}} = 0.144 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}^{-1} \text{ м}^{-1}$. При качественном согласовании расчетных и экспериментальных значений есть количественные отличия. Это может быть связано с тем, что экспериментально испытываемые композиции содержат большое количество пор воздуха (при степени наполнения 20% примерно такой же объем пор).

Таким образом, на основании решения задачи электростатики для композита определяется его эффективная диэлектрическая проницаемость, на основании решения задачи электропроводности вычисляется эффективная электрическая проводимость.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЧАСТИЦ SiO₂ И УГЛЕРОДА В АМОРФНО-ПОДОБНОМ СОСТОЯНИИ

Дмитриев А.И.^{1,2}, Никонов А.Ю.^{1,2}, Ёстерле В.³

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

³Федеральный институт исследования и тестирования материалов, Берлин, Германия
dmitr@ispms.ru

Углеродные волокна и наночастицы диоксида кремния широко используются в различных полимерных композитах либо по отдельности, либо, в комбинации, в том числе и в сочетании с другими добавкам. По сравнению с чистыми полимерами композиты, армированные только углеродными волокнами, уже демонстрируют существенно более высокую прочность и износостойкость. С другой стороны, ряд интересных свойств для полимерных материалов был получен путем добавления в них наночастиц диоксида кремния (SNP от английского «silica nanoparticles»). В частности, трибологические исследования, описанные в работе [1] показали, что область применения полимерных нанокомпозитов (НК) с функциональными наполнителями микронного размера может быть расширена за счет добавления в них небольшого объема неорганических частиц нанометрового масштаба. В цитируемой работе отмечается, что в этом отношении особенно эффективны частицы SNP, поскольку добавление уже 0,05 об.% является достаточным, чтобы оказать ощутимое влияние на эволюцию трения.

Очевидно, что для изучения влияния SNP на фрикционные характеристики полимерного нанокомпозита необходимо детальное исследование состава и структуры формируемого на поверхности контактирующих тел трибологического интерфейса или трибопленки. В предыдущих работах нами было показано, что трибопленки, образующиеся в процессе торможения автомобильной тормозной системы, содержат структурные особенности на нанометровом масштабе [3]. Трибослой на основе наночастиц диоксида кремния и углерода является наиболее ожидаемым условием обеспечения уникальных фрикционных свойств полимерного НК. В силу сложности экспериментального изучения указанного масштаба уровня непосредственно в процессе скольжения, важным представляется разработка и построение численной модели для описания условий относительного проскальзывания и понимания особенностей поведения трибосистемы. Таким образом цель данной работы заключалась как в разработке численной модели формируемой трибопленки и получения необходимых механических свойств составных элементов рассматриваемой трибосистемы, так и в изучении особенностей ее поведения в условиях сухого трения.

В работе использованы численные методы дискретного подхода различного масштаба. На атомном масштабе это метод молекулярной динамики. На большем масштабе – метод подвижных клеточных автоматов. Результаты исследования позволили выявить различные механизмы относительного проскальзывания, которые в том числе способствуют проявлению низких фрикционных свойств исследуемых материалов.

Литература:

1. Zhang, G.; Häusler, I.; Österle, W.; Wetzels, B.; Jim, B. Formation and function mechanisms of nanostructured tribofilms of epoxy-based hybrid nanocomposites. *Wear* 2015, 342-343, 181-188.
2. Österle, W.; Dmitriev, A.I.; Wetzels, B.; Zhang, G.; Häusler, I.; Jim, B.C. The role of carbon fibers and silica nanoparticles on friction and wear reduction of an advanced polymer matrix composite. *Materials and Design* 2016, 93, 474-484..

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №14-19-00718.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ИОНОВ В ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ
КАМЕРЕ МАГНЕТРОННОЙ УСТАНОВКИ**

Сайфуллин Э.Р.¹, Князева А.Г.²

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
ser_web@mail.ru, anna-knyazeva@mail.ru

При нанесении на изделия покрытия определенной формы и толщины, необходимо уметь предсказывать поведение ионов плазмы в камере ионно-магнетронной установки. Целью данной работы является построение модели и расчет распределения ионов в пространстве камеры в гидродинамическом приближении. В физической постановке задачи рассматривается камера цилиндрической области, в центре которой расположен стол (внутренний цилиндр) на котором крепятся подложки. К внутреннему и внешнему цилиндрам подведена разность потенциалов, а в некотором сечении в камеры поступают ионы наносимого вещества, перераспределяющиеся в области камеры с течением времени. За основу взята модель полностью ионизированной двухкомпонентной плазмы. В рамках модели были приняты упрощения, позволяющие разделить исходную задачу на «электрическую» и «гидродинамическую» составляющие. Алгоритм решения выглядит следующим образом: сначала анализируется «электрическая» составляющая: находятся распределения разности потенциалов и напряженности электрического поля. Затем в каждый момент времени рассчитывается концентрация ионов, поступающих в камеру, изменение поля давления и распределения компонент вектора скоростей.

Результаты демонстрируют влияние электрического поля на распределение ионов и поле скорости. Интерес вызывает факт воздействия радиальной составляющей напряженности электростатического поля на угловую составляющую скорости флюида.

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБЩЕЙ ПОРИСТОСТИ И МОРФОЛОГИИ
ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА НА ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ
ХАРАКТЕРИСТИКИ ХРУПКИХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ
ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ
ИХ МЕЗООБЪЕМОМ**

Матыко К.С.¹, Смолин И.Ю.^{1,2}

¹Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
matyko.ks@gmail.com

Как известно, на механические свойства хрупких материалов оказывает влияние не только значение общей пористости, но и морфология пор (форма и характер распределения пор в теле). Именно сочетание механических свойств и параметров поровой структуры материала в значительной степени определяют область его функционального применения. Так, керамические пористые материалы могут применяться в качестве теплозащиты, катализаторов, имплантов, фильтров. Поэтому одной из актуальных задач является изучение влияния размера и формы пор на механические свойства пористых материалов как экспериментальными, так и численными методами.

В работе численно изучено влияние общей пористости, размера и форм пор на эффективные упругие и прочностные свойства модельных пористых материалов. Рассмотрено два типа морфологии модельных пористых структур: перекрывающиеся сферические поры (ПСП) и перекрывающиеся сферические тела (ПСТ) [1,2]. Для моделирования механического поведения материалов применен эволюционный подход,

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

описанный в работе [1]. Численная реализация в трехмерной постановке выполнена на основе конечно-разностного метода [3]. Расчеты механического поведения мезообъемов модельных пористых структур разного типа проведены в диапазоне общей пористости от 10 % до 50 %. Усредненная диаграмма нагружения имеет ниспадающий участок и является чувствительной не только к значению пористости, но и к морфологии пор. По рассчитанным диаграммам были определены эффективные значения упругих модулей и предела прочности. Полученные в расчетах зависимости от общей пористости для эффективных упругих модулей и предела прочности при одноосном сжатии и сдвиге лучше совпадают с экспериментальными данными для керамических пористых материалов на основе диоксида циркония и оксида алюминия в случае ПСТ-морфологии пор.

Поскольку для разных случайных реализаций пористых структур при одной и той же пористости характерен довольно большой разброс, был проведен статистический анализ полученных результатов. Он показал, что при уменьшении размеров сферических элементов, значения эффективного упругого модуля для ПСП-морфологии уменьшается, а для ПСТ – увеличивается. С уменьшением размера сферических элементов, разброс результатов уменьшается, однако и для структур у которых этот размер варьировался, разброс так же оказался меньше, чем только для крупных элементов.

Литература:

1. Смолин И.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В., Буякова С.П., Кульков С.Н., Евтушенко Е.П. Численное моделирование механического поведения модельных хрупких пористых материалов на мезоуровне // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2013. № 5(25). С. 78 – 90.
2. Bruno G., Efremov A.M., Levandovskiy A.N., Clausen B. Connecting the macro- and microstrain responses in technical porous ceramics: modeling and experimental validations // J. Mater. Sci. 2011. V. 46. P. 161 – 173.
3. Wilkins M.L. Computer Simulation of Dynamic Phenomena. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1999. 246 p.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, проект III.23.2.3.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ СВАРКЕ НА МЕДНЫХ ТЕПЛОТВОДЯЩИХ ЭЛЕМЕНТАХ

Крекутулева Р.А.¹, Лендиев П.В.¹, Табанов А.М.¹, Черепанов О.И.², Черепанов Р.О.³

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

rakrekt@mail.ru, lendiev89@mail.ru, oi_cherepanov@mail.ru, rcherepanov82@gmail.com

Сварные конструкции из тонколистовой низколегированной стали нашли широкое применение в автомобиле – и судостроении, энергетике, при создании трубопроводов малого диаметра и других областях человеческой деятельности. От качества сварных соединений зависит срок службы изделий в целом. Основной трудностью при сварке тонколистовой стали является предупреждение сквозного проплавления металла в зоне соединения. Во избежание этого применяют различные приспособления, удерживающие сварочную ванну от протекания. При этом необходимо выработать некоторые критерии, по которым можно было бы гарантировано оценивать качество получаемого сварного соединения. Одним из таких

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

критериев является минимальное количество тепловой энергии, которую необходимо затратить на разогрев и сплавление кромок соединяемого изделия. Другим критерием является равномерное распределение температуры по длине сварного шва. Третий критерий – это максимальное приближение структуры сварного шва к структуре основного металла. Также необходимо учитывать ограничения, накладываемые нормативными документами, в частности, на ширину лицевой и корневой частей сварного шва. Известно, что решение многокритериальных нелинейных задач с ограничениями не формализовано.

В данной работе предложено решение поставленной задачи на основе применения методов системного анализа и численного моделирования. Построена 3D модель формирования сварного соединения плоских стальных образцов, размещенных на медных элементах разной формы и свариваемых под воздействием движущейся электрической дуги. В модели учтено порядка тридцати входных параметров, максимально полно отражающих изменение системы в течение процесса сварки. Проведен анализ влияния формы теплоотводящих элементов на диссипацию тепловой энергии в сварочной ванне при различных режимах горения дуги. Установлены закономерности влияния геометрии поверхности в зонах контакта «сталь-медь-воздух» на форму сварного шва и его внутреннюю структуру при различных режимах горения дуги. Проведены натурные эксперименты по сварке образцов с расчетными режимами и формами теплоотводящих покрытий. Совпадение расчетных и экспериментальных данных оценивали по ширине сварного шва. Получили погрешность расчетов, не превышающую 7 – 10 %. Также в работе провели металлографический анализ структур в зонах сварных швов и зонах термического влияния, позволивший установить связь между режимами горения дуги и структурно-фазовыми превращениями в сварочной ванне.

Выполненный комплекс экспериментальных и теоретических исследований позволил получить аргументированные ответы на вопросы управления внутренней структурой и качеством сварных соединений на стадии проектирования сварных конструкций, а также оценить ресурсоэффективность теплоотводящих медных элементов и уточнить их роль в технологиях сварочного производства.

МОДИФИКАЦИЯ ФОРМАЛИЗМА МЕТОДА ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ОТКЛИКА ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Григорьев А.С., Шилько Е.В., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
grigoriev@ispms.tsc.ru

Известно, что механические свойства материалов определяются не только особенностями внутренней структуры, но и в значительной степени зависят от скорости деформирования и вида нагружения. Влияние скорости деформации на прочностные и реологические характеристики материала наблюдается даже при низких скоростях деформации, в то время как при динамическом (ударном) воздействии влияние скорости деформации на свойства материала становится определяющим. Кроме того, упругие свойства материалов также подвержены влиянию скорости деформации, однако это наблюдается только при сравнительно больших скоростях деформации ($>10^3 \text{ c}^{-1}$).

Для изучения особенностей деформирования и разрушения хрупких гетерогенных материалов широко применяются методы дискретных элементов (МДЭ). В частности, к этим методам относится и метод подвижных клеточных автоматов (ПКА). Этот метод объединяет в себе основные преимущества МДЭ и метода клеточных автоматов и уже

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

зарекомендовал себя как эффективный инструмент для численного моделирования поведения хрупких гетерогенных материалов различной природы. Однако, несмотря на широкое использование МДЭ для моделирования деформационного отклика хрупких материалов, их математический формализм ограничивается квазистатическими моделями деформационного отклика материала. Это ограничивает область применения МДЭ интервалом скоростей деформации $<10 \text{ с}^{-1}$.

Предложена реализация модели динамического деформационного отклика материала в рамках метода ПКА. Предложенная модель является модификацией модели пластичности Николаевского (неассоциированный закон пластического течения с критерием пластичности Друкера-Прагера). Эта модель успешно применяется для моделирования неупругого деформационного отклика хрупких гетерогенных материалов и сред, реологические характеристики которых зависят от величины давления.

В основе развиваемой модели динамического деформационного отклика материалов лежит допущение, что любая неупругая деформация в материале является следствием релаксации действующих мгновенных (упругих) напряжений. Причем процесс релаксации протекает не мгновенно, а в течение конечного времени T . При этом, текущее значение времени T определяется величиной действующих напряжений и свойствами материала. Следует отметить, что этот параметр является аналогом характерного времени деградации материала, который встречается в работах Журкова, Петрова и Морозова.

Для подтверждения адекватности предложенной модели динамического деформационного отклика материалов была проведена ее верификация. Моделировались испытания на одноосное сжатие образцов бетона и песчаника размером $6 \times 9 \text{ мм}$. Результаты моделирования показали хорошее соответствие экспериментальным данным по высокоскоростному деформированию хрупких материалов в интервале скоростей деформации от 10^{-3} с^{-1} до 10^3 с^{-1} .

МЕЖАТОМНЫЕ ПОТЕНЦИАЛЫ ДЛЯ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Липницкий А.Г., Савельев В.Н., Картамышев А.И.,
Боев А.О., Неласов И.В., Максименко В.Н.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Россия
lipnitskii@bsu.edu.ru, firesnake21@mail.ru, firewitcher@mail.ru,
toha__22@mail.ru, Nelasow@bsu.edu.ru, Slavik975@yandex.ru

Молекулярно-динамическое моделирование широко используется для понимания механизмов процессов в веществах на атомном уровне и получения характеристик для моделирования материалов на более высоком масштабном уровне. Основу такого моделирования составляют потенциалы взаимодействия между атомами, которые должны корректно воспроизводить фундаментальные свойства (структурные, упругие, термические и другие) элементов и многокомпонентных сплавов (недавний обзор [1]). Описание потенциалов взаимодействий методом погруженного атома [2], в пределах центрально-симметричного приближения, корректно воспроизводит характеристики ГЦК металлов. Однако, для корректного описания взаимодействий в ОЦК металлах, Si, C и других элементах, где химическая связь имеет существенно ковалентный характер, необходимо учитывать зависимость межатомных взаимодействий от углов между связями. В настоящем докладе представляется новый подход к описанию взаимодействий в атомных системах в рамках известного представления потенциальной энергии системы атомов в ряд многочастичных взаимодействий.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

В сравнении с существующими подходами к заданию угловых зависимостей на основе моделей химической связи, в новом подходе угловые зависимости в трехчастичных взаимодействиях описываются более точным методом базисных функций [3]. Разработанный ранее метод для моноатомных систем [3], мы развиваем на случай гетеросистем и иллюстрируем на примере системы Ti-V.

В настоящее время, несмотря на важность этой системы как составной части перспективных материалов для ядерной энергетики, механизмы влияния легирования титаном на радиационное набухание, высокотемпературную ползучесть и другие процессы в ванадии, контролируемые диффузией в условиях радиационного облучения, остаются недостаточно изученными. Разработанные потенциалы взаимодействий в системе Ti-V позволяют проводить молекулярно-динамические исследования для более глубокого понимания физической природы этих процессов. В целом, новый подход к описанию межатомных взаимодействий предлагается для широкого использования в решении задач материаловедения методами компьютерного моделирования на атомном уровне.

Литература:

1. M.I. Baskes, S.G. Srinivasan, "The embedded atom method ansatz: Validation and violation" *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Vol. 22, Is. 2, P.025025, 2014
2. M.S. Daw, M.I. Baskes "Embedded atom method: Derivation and application to impurities, surfaces, and other defects in metals", *Phys. Rev. B*. Vol. 29, No. 12, P. 6443– 6453, 1984
3. A.G. Lipnitskii, V.N. Saveliev "Development of n-body expansion interatomic potentials and its application for V" *Comp. Mater. Science*. Vol. 121, P. 67-78, 2016.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ИНИЦИИРОВАННОГО ВОЗДЕЙСТВИЕМ ОБЪЕМНОГО ТЕПЛООВОГО ИСТОЧНИКА

Коростелев С.Ю.¹, Псахье С.Г.¹, Слядников Е.Е.^{2,3}, Турчановский И.Ю.^{3,4}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный университет, Томск, Россия,

³Институт вычислительных технологий СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

sergeyk@ispms.ru

При воздействии электронного пучка на поверхность металлов в глубине облучаемого образца формируется область с повышенным выделением тепловой энергии (объемный тепловой источник), в которой наблюдается нагрев вещества, а так же возможно фазовое превращение вещества из кристаллического состояния в жидкое состояние (плавление).

Целью настоящей работы является моделирование исследования процесса неравновесного фазового перехода (плавления), инициированного воздействием объемного теплового источника, с помощью метода молекулярной динамики (ММД). Моделирование проводилось ММД с использованием свободно распространяемой программы LAMMPS.

Для моделирования взаимодействия электронов пучка и электронов и ионов материала в уравнения движения атомов материала добавлялось дополнительное слагаемое, определяющее параметры этого воздействия [8]:

$$m_i \cdot \frac{d^2 \vec{r}_i}{dt^2} = - \sum_{\substack{j=1 \\ j \neq i}}^N \frac{\partial U(\vec{r}_{ij})}{\partial r_{ij}} - \xi \cdot m_i \cdot \frac{d\vec{r}_i}{dt}, \quad (1),$$

где ξ определяется характеристиками источника излучения.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Анализ результатов моделирования позволяет сделать вывод, что сочетание всех трех методов расчета однозначно фиксирует время и положение фазового фронта (плавление). Для быстрого определения агрегатного состояния может быть использована вычисляемая физическая величина - параметр порядка, которая в областях полного расплава параметр порядка существенно (на порядок) меньше, чем в областях сохраняющих кристаллическую структуру.

В работе показано, что при критическом уровне плотности мощности теплового источника процесс фазового перехода плавления осуществляется в неравновесных условиях значительного локального перегрева, сопровождающийся образованием локально неустойчивого состояния микрокристалла, приводящий к сложной динамике зарождения фронтов фазового превращения, как на поверхности, так и в глубине объема микрокристалла.

МОДЕЛЬ КИНЕТИКИ НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ПЛАВЛЕНИЯ, ИНИЦИИРОВАННОГО ВОЗДЕЙСТВИЕМ ОБЪЕМНОГО ТЕПЛООВОГО ИСТОЧНИКА

Коростелев С.Ю.¹, Псахье С.Г.¹, Слядников Е.Е.^{2,3}, Турчановский И.Ю.^{3,4}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный университет, Томск, Россия,

³Институт вычислительных технологий СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
nadiet@mail.ru

При воздействии электронного пучка на поверхность металлов в глубине облучаемого образца формируется область с повышенным выделением тепловой энергии (объемный тепловой источник), а процесс нагрева вещества может сопровождаться фазовыми переходами в неравновесных условиях. Фазовое превращение будем описывать с помощью распределений температуры и параметра порядка. Регрессия флуктуаций параметра порядка к равновесию в неоднородной среде описывается уравнением типа Ландау-Халатникова, а распространение тепла - уравнением теплопроводности. Анализ результатов аналитического исследования модели позволяет восстановить следующую физическую картину фазового превращения. С момента включения объемного теплового источника образец однородно нагревается, причем скорость нагрева пропорциональна значению плотности мощности теплового источника, структура образца также остается однородной. При достижении температуры плавления дальнейшее воздействие теплового источника на микрокристалл приводит к неоднородному пространственному распределению температуры. Неравномерная динамика изменения параметра порядка в пространстве позволяет выделить три области с различным агрегатным состоянием: объем с первоначальным кристаллическим состоянием, объем с жидкой фазой и расположенный между этими объемами фронт превращения, состоящий из 4 атомных слоев. При этом температура в расплавленных областях в течение действия теплового источника постепенно увеличивается, а ее пространственный градиент направлен от фронта (зоны) фазового перехода к свободной поверхности. Избыточная тепловая энергия, накопленная в кристаллической области, так же «стекает» в зону фазового перехода, что совместно и приводит к ускорению движения фазового фронта.

При воздействии на микрокристалл длиной 60 нм теплового источника с плотностью мощности $q=16,24 \cdot 10^{11}$ J/см³·с, т.е. при превышении критического значения критерия $[q/(c\rho \cdot 1^0 K / \tau_{rel})] = 14,8 \gg 1$, в объеме образца возникают локальные абсолютно неустойчивые области относительно бесконечно малых флуктуаций новой фазы. Физическая причина неустойчивости в том, что среда не успевает отвести

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

энергию, характеризуемую большей скоростью поступления q , за счет канала теплопроводности, характеризуемого намного меньшей скоростью тепловой релаксации ($c\rho \cdot 1K / \tau_{rel}$). То есть реализуется дополнительная к «поверхностной» - «объёмная» динамика неравновесного превращения. Отметим, что выполнение критерия $[q/(c\rho \cdot 1K / \tau_{rel})] \gg 1$, возможно и при плотности мощности теплового источника $q=4,06 \cdot 10^{11} \text{ J/ cm}^3 \cdot \text{s}$, однако образец должен быть в два раза больше.

COMPUTER SIMULATION OF MATERIAL BEHAVIOUR AT THE NOTCH TIP: EFFECT OF MICROROTATIONS ON ELASTIC ENERGY RELEASE

Moiseenko D.D.¹, S Panin.V.^{1,2}, Maksimov P.V.¹, Panin V.E.^{1,2}, Berto F.³

¹Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,

²Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, Russia,

³University of Padua, Vicenza, Italy

mdd@ispms.tsc.ru, svp@ispms.tsc.ru, mdd@ispms.tsc.ru,

paninve@ispms.tsc.ru, berto@gest.unipd.it

The formulation of adequate mathematical models of transfer processes, which take into account the hierarchy of scale levels of structural-phase transformations, is of significant importance for the solid mechanics. For instance, the link has been missing between continuum mechanics at the macroscale and dislocation theories at the microscale level. However, multiscale consideration of loaded solids might be performed within the physical mesomechanics approach applied to materials where structural levels of deformation and fracture are related to each other through the hierarchy of scales. In this approach, understanding of the significance of rotational modes of deformation appeared to be of crucial importance.

A hybrid discrete-continuum Excitable Cellular Automata approach is proposed to account for the vector character of the mass and energy transfer flows in a solid under high-rate loading. Based on the torsion energy calculations, the model of generation and accumulation of defect structures is proposed. The essential difference of the ECA from a vast majority of conventional approaches (e.g., molecular dynamics or movable cellular automata) is that an active element describes a fixed cell of a space where the material flow takes place rather than the materials volume. In terms of hydrodynamics, an ECA element models a “reference volume”, while traditional approaches deal with “material volumes”. The specimen under simulation is embedded into a region (of space) which is divided into a set of elementary volumes. Each volume is individually simulated by active elements of cellular automaton (CA). Each cell is characterized by the unique number of neighbors within the first three coordination spheres. Besides, a set of parameters corresponding to the simulated volume of the medium is assigned to each cell. This set of variables includes (but is not limited to) the elastic moduli, density, shear modulus, dislocation density, thermal conductivity, specific heat capacity, thermal expansion coefficient, etc. An excitable automaton is capable of subsequent switching between the states of the cells under external influence associated with the energy inflow.

Numerical simulations of uniaxial shock loading of specimens with three typical notch shapes performed to validate the proposed approach. Each specimen was simulated with the help of CA with the FCC packing of elements with characteristic size of $1 \mu\text{m}$. The specimen dimensions were $60 \times 40 \times 10 \mu\text{m}^3$. The initial temperature of each element was set at 300 K, the initial values of strains and stresses were equal to zero. The time step was set at 1 ns.

The numerical simulations helped establishing the relationship between the local values of the stress and the force moment. It has been demonstrated that the local maxima of force moments are sites of energy release, which make it possible to relax the stresses near the

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

notch tip. The detailed analysis of the force moment distribution near the stress concentrator allowed revealing the relationship between the rotational deformation modes at different scales. In this way the stresses are relaxed by means of the modulation of the magnitude and the sign of the force moment. Stress relaxation occurs most effectively when the modulation of various components of the force moment takes place at different scales. This provides the possibility to reduce the stress concentration substantially by tailoring the crystals with the controlled microstructure. Investigation of the effect of three-dimensional crystalline structure on the force moment distribution and the stress relaxation near the stress riser is in the scope for the future research.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ С УЧЕТОМ ПОЛИДИСПЕРСНОСТИ ИСХОДНЫХ ТУГОПЛАВКИХ КОМПОНЕНТОВ

Лейцин В.Н.¹, Дмитриева М.А.¹, Товпинец А.О.¹, Ивонин И.В.², Пономарев С.В.²

¹Балтийский федеральный университет им. И. Канта, Калининград, Россия,

²Томский государственный университет, Томск, Россия

leitsin@mail.ru, admitrieva@kantiana.ru, atovpinets@kantiana.ru,

iiv@phys.tsu.ru, psv@niipmm.tsu.ru

Низкотемпературная керамика представляет перспективный класс композиционных материалов, получаемых аддитивными технологиями: исходное тело формируется послойно из смеси компонентов; консолидация исходной дисперсной системы обеспечивается наличием в исходной смеси легкоплавких компонентов, формирующих матрицу материала в процессе спекания при температуре, меньшей их температуры плавления. Полученный прогноз минимальной пористости с учетом анизотропии усадки вместе с распределениями по толщине слоя значений объемных концентраций всех компонентов определяет все физические характеристики спеченной керамики.

К определяющему фактору поведения дисперсных систем можно отнести неоднородность в микрообъемах спекаемого пористого тела по размерам частиц и плотностям их укладки [1]. При этом всегда имеются микрообъемы спекаемого тела, в которых локальный уровень лапласовых капиллярных давлений заметно отличается от среднего значения, а, значит, исследование процесса спекания [2], независимо от механизма течения вещества, необходимо проводить с учетом структурно-геометрического фактора.

Проблема исследования технологических режимов синтеза низкотемпературной керамики, образованной в процессе спекания слоев, сформированных из смесей порошков различных материалов, требует развития подходов компьютерного конструирования материалов с учетом иерархии реологических процессов в порошковых телах и модификации иерархически организованных структур. При этом локальные характеристики процессов и материалов моделируются на основе классических результатов. Предлагается использовать подход физической мезомеханики, объединяющий идеологию и инструменты физики твердого тела и микромеханики сред со структурой [3].

Исходные компакты низкотемпературной керамики в рамках аддитивных технологий формируются из слоев материала. Неоднородность размеров частиц и плотностей их укладки является некоторым технологическим параметром формирования слоев (или их нанесения) после удаления связующего (шликера). К этой неоднородности следует добавить неоднородность сопряжения различных слоев и формирование межслойных интерфейсов. Адекватная модельная структура исходного компакта должна отражать общую неоднородность концентраций и размеров порошковых компонентов и пор в исходных слоях и в межслойных интерфейсах. С позиций микромеханики сред со структурой гетерогенному материалу можно

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

поставить в соответствие эффективную среду с периодической макроструктурой при выполнении естественных статистических ограничений усреднения и с удовлетворением принципа трансляционной симметрии [4].

Вычислительный эксперимент.

В вычислительном эксперименте использованы подход и адаптированная схема компьютерного моделирования, подробно изложенные в [1] для механо-химически реагирующих порошковых систем. В микрообъемах модельного тела, образованных в процессе дискретизации расчетной области, все характеристики среды рассматриваются как эффективные с учетом локальных концентраций и параметров состояния. В каждый момент времени эти характеристики уточняются итерационно.

На рис. 1а представлен пример структуры тугоплавких компонентов поперечного сечения представительного объема исходной дисперсии, сформированной из отдельных слоев. Представительный объем исходного компакта включает представительные части отдельных слоев и межслойных интерфейсов. Модельная структура исходного компакта представляется периодической системой таких выбранных объемов. Представленный на рис. 1а представительный объем характеризуется заданными сечениями $a \cdot a$ и длиной b , отражающими геометрические характеристики исходного порошкового тела.

Локальные микрообъемы спекаемого компакта, в рассматриваемой модели, представляются сечениями представительного объема $a \cdot a \cdot dx$. Здесь a представляет размер поперечного сечения представительного объема, а dx – толщину микрослоя, образованного разбиением представительного объема на N равных элементов по толщине слоя в процессе реализации численной схемы компьютерного моделирования.

В качестве степени неоднородности концентраций компонентов удобно рассматривать среднее квадратичное отклонение σ . Для рассматриваемого модельного пористого порошкового тела исследуются одномерные распределения по толщине слоя объемных концентраций компонентов $C_{\text{Refractory}}$, C_{Fusible} и C_{Pore} – тугоплавких, легкоплавких компонентов и пор, соответственно, как это представлено на рис. 2б.

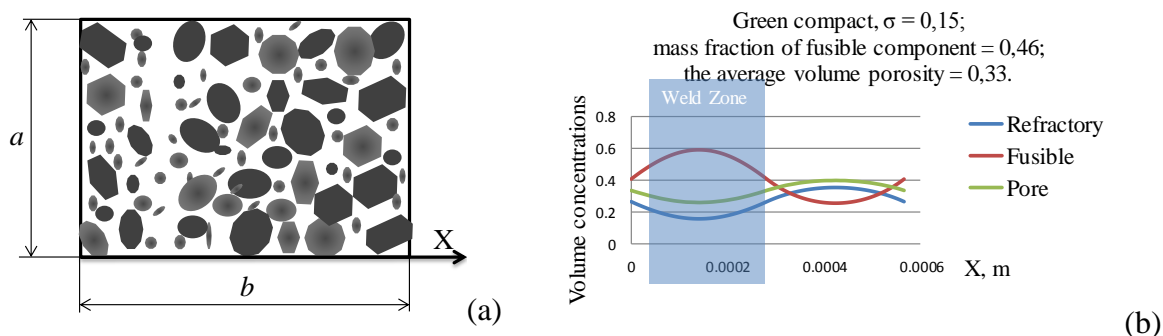


Рисунок 1. - Порошковое тело до спекания

Спекание порошкового компакта инициируется прогревом до некоторой температуры спекания, как правило, меньшей, чем температура плавления легкоплавкого компонента.

Модельный состав полидисперсной смеси тугоплавких компонентов может быть представлен значениями размеров частиц отдельных фракций d_{max} , d_{midi} , d_{mini} и d_{nano} , а также объемными долями каждой фракции в полидисперсной смеси тугоплавких компонентов D_{max} , D_{midi} , D_{mini} и D_{nano} .

Три крупнодисперсные и микрогетерогенные фракции исходных порошковых тугоплавких компонентов различаются размерами $d_{\text{max}} > d_{\text{midi}} > d_{\text{mini}}$ и отнесены к «крупным» частицам по способности формировать силовой каркас взаимодействующих частиц. В смеси исходных компонентов ультрамикрогетерогенные тугоплавкие компоненты фракции d_{nano} фактически присоединяются к дисперсионной среде, формируя и модифицируя её характеристики.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Наглядное сравнение структуры и свойств низкотемпературной керамики можно продемонстрировать на примере компактов, характеризуемых совпадающими значениями среднеквадратичного отклонения объемных концентраций компонентов по длине представительного объема, среднего объема пор и других характеристик структуры за исключением распределения исходных тугоплавких компонентов смеси по объемным долям различных фракций. Три варианта исходных смесей тугоплавких компонентов приведены в таблице 1.

Таблица 1

Дискретные модельные распределения исходных тугоплавких компонентов смеси

Модельный состав	Размер фракции d_{max} , μm	Объемная доля D_{max}	Размер фракции d_{midi} , μm	Объемная доля D_{midi}	Размер фракции d_{mini} , μm	Объемная доля D_{mini}	Размер фракции d_{nano} , μm	Объемная доля D_{nano}
a)	16,0	0,88	4,0	0,03	1,0	0,02	0,01	0,01
b)	16,0	0,03	4,0	0,88	1,0	0,02	0,01	0,01
c)	16,0	0,02	4,0	0,03	1,0	0,88	0,01	0,01

В зависимости от характера дискретного модельного распределения а), б) или с), прогноз возможности формирования каркаса тугоплавких частиц на макро-, мезо- или миниуровнях определяет прогноз минимальной пористости спеченного тела в соответствии с условиями достижения механического контакта частиц рассматриваемой фракции. Возможность формирования каркасов тугоплавких частиц смеси на любом структурном уровне уменьшается с уменьшением локальной доли тугоплавких компонентов смеси рассматриваемой фракции (с увеличением доли легкоплавкого компонента).

Для модельных составов а), б) и с) рассмотрим исходные порошковые компакты, характеризуемые массовой долей легкоплавкого компонента, равной 0,46, среднеквадратичным отклонением объемных концентраций компонентов равным 0,15 и средним относительным объемом пор (после удаления органического связующего) равным 0,33. Для трех рассмотренных случаев распределения концентраций исходных компонентов смеси по длине представительного объема исходной смеси будут совпадать, как это показано на рисунке 1б. На рис. 2А линиями P_{min} а), P_{min} б) и P_{min} с) приведен прогноз минимальной пористости спеченных материалов, определяемый разницей между значением исходной пористости и пористости, необходимой для достижения плотной упаковки. Прогноз распределения истинных концентраций компонентов спеченной низкотемпературной керамики приведен на рис. 2В, 2С, 2Д для трех модельных составов, различающихся долями фракций тугоплавких частиц. Учтена возможность анизотропии усадки, обусловленная требованием трансляционной симметрии (Translation Symmetry) деформированного состояния представительного объема в части обеспечения сплошности модельной среды.

Как видно из результатов моделирования структуры спеченной низкотемпературной керамики, приведенных на рис. 3, возможность формирования каркаса тугоплавких компонентов на различных иерархически расположенных уровнях структуры вносит решающий вклад в формирование поровой структуры. При этом вклад микрогетерогенной фракции тугоплавких частиц d_{mini} , способных формировать каркас спеченной керамики, в существование остаточной пористости является наиболее существенным.

Использование в составе исходной шихты смеси тугоплавких керамических компонентов с полимодальным, в области крупных фракций, распределением частиц по размерам позволяет получать низкопористую низкотемпературную керамику.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

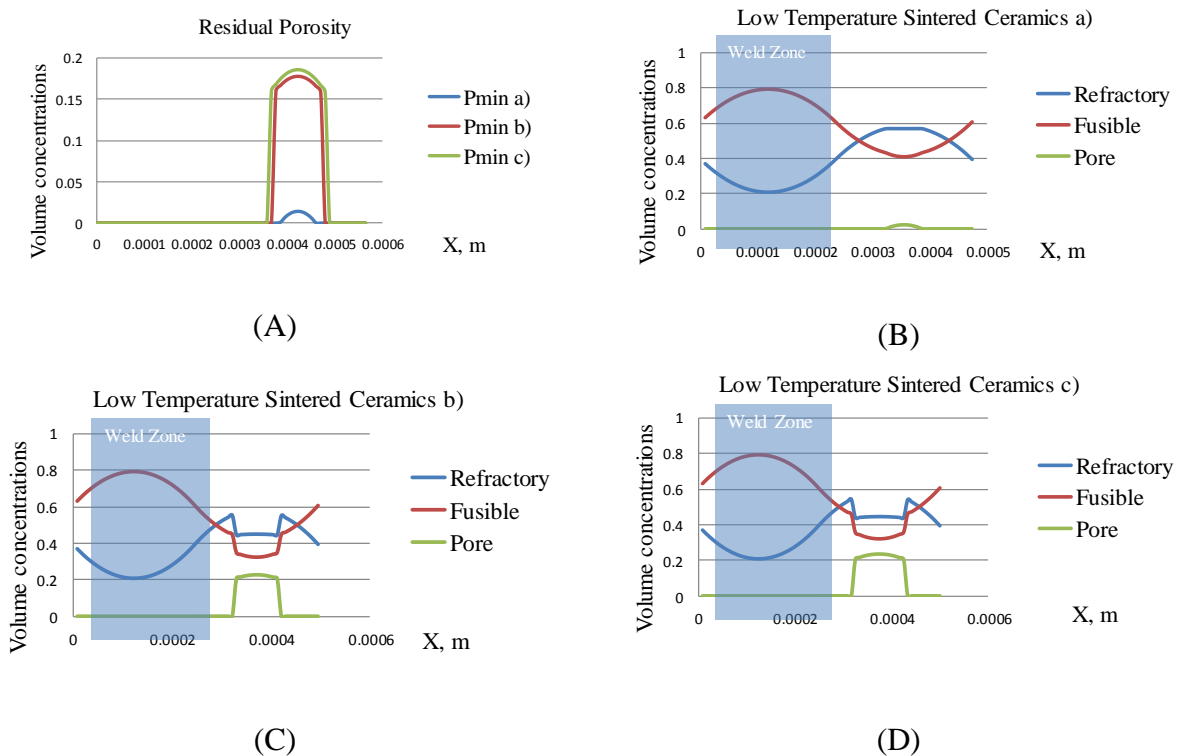


Рисунок 2. – Структуры спеченной низкотемпературной керамики The Structures of the Low Temperature Sintered Ceramics

Расчет характеристик образцов низкотемпературной керамики

Теоретическая оценка физико-механических характеристик экспериментальных образцов низкотемпературной керамики на основе результатов математического моделирования базируется на прогнозе структуры спеченного модельного тела.

В качестве тугоплавкого компонента исходной смеси рассмотрим $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$, легкоплавкого компонента – боросиликатное стекло. В вычислительном эксперименте использованы физические характеристики материала компонентов смеси, известные в литературе.

Результаты вычислительного эксперимента по оценке эффективных физических характеристик спеченной низкотемпературной керамики сведены в таблице 2.

Таблица 2. Эффективные характеристики спеченной керамики

Физические характеристики	модельный состав а)	модельный состав б)	модельный состав в)
Плотность, кг/м ³	2929	2806	2779
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м К)	1.45	1.234	1.171
Диэлектрическая проницаемость, Ф/м	6.814	6.117	5.969
Диэлектрические потери	0.0050	0.0045	0.0044
Коэффициент температурного расширения, 1/град	6.95E-06	6.11E-06	5.93E-06
Изгибная прочность, Мпа	167	159	157.6
Усадка керамики в плоскости слоя	0.10	0.10	0.10
Усадка керамики по толщине слоя	0.16	0.13	0.12

Результаты оценки эффективных физических характеристик подтверждает вполне ожидаемый факт, что возможность формирования каркаса тугоплавких компонентов на

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

различных иерархически расположенных уровнях структуры вносит решающий вклад в формирование всех параметров низкотемпературной керамики. При этом вклад микрогетерогенной фракции тугоплавких частиц d_{mini} , способных формировать каркас спеченной керамики, является наибольшим.

Литература:

1. Лейцин В.Н., Дмитриева М.А., Колмакова Т.В., Кобраль И.В. Моделирование физико-химических процессов в реагирующих порошковых материалах / В.Н. Лейцин, М.А. Дмитриева, Т.В. Колмакова, И.В. Кобраль // Известия высших учебных заведений. Физика. 2006. Т. 49. № 11. С. 43-48.
2. Скороход В.В. Реологические основы теории спекания. Киев: Наукова думка, 1972. – 152 с.
3. Vladimir N. Leitsin, Maria A. Dmitrieva, Tatiana V. Kolmakova Governing Factors of Physical and Chemical Behavior of Reactive Powder Materials // Powder Metallurgy Research Trends / Editors Lotte J. Smit and Julia H. Van Dijk. Nova Science Publishers, Inc. NY, 2008
4. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 400 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки России, уникальный идентификатор RFMEFI57814X0027.

МОДЕЛЬ КИНЕТИКИ НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ПЛАВЛЕНИЯ, ИНИЦИИРОВАННОГО ВОЗДЕЙСТВИЕМ ОБЪЕМНОГО ТЕПЛООВОГО ИСТОЧНИКА

Коростелев С.Ю.¹, Псахье С.Г.¹, Слядников Е.Е.^{2,3}, Турчановский И.Ю.^{3,4}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский государственный университет, Томск, Россия,

³Институт вычислительных технологий СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

nadiet@mail.ru

При воздействии электронного пучка на поверхность металлов в глубине облучаемого образца формируется область с повышенным выделением тепловой энергии (объемный тепловой источник), а процесс нагрева вещества может сопровождаться фазовыми переходами в неравновесных условиях. Фазовое превращение будем описывать с помощью распределений температуры и параметра порядка. Регрессия флуктуаций параметра порядка к равновесию в неоднородной среде описывается уравнением типа Ландау-Халатникова, а распространение тепла - уравнением теплопроводности. Анализ результатов аналитического исследования модели позволяет восстановить следующую физическую картину фазового превращения. С момента включения объемного теплового источника образец однородно нагревается, причем скорость нагрева пропорциональна значению плотности мощности теплового источника, структура образца также остается однородной. При достижении температуры плавления дальнейшее воздействие теплового источника на микрокристалл приводит к неоднородному пространственному распределению температуры. Неравномерная динамика изменения параметра порядка в пространстве позволяет выделить три области с различным агрегатным состоянием: объем с первоначальным кристаллическим состоянием, объем с жидкой фазой и расположенный между этими объемами фронт превращения, состоящий из 4 атомных слоев. При этом температура в расплавленных областях в течение действия теплового источника постепенно увеличивается, а ее пространственный градиент направлен от

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

фронта (зоны) фазового перехода к свободной поверхности. Избыточная тепловая энергия, накопленная в кристаллической области, так же «стекает» в зону фазового перехода, что совместно и приводит к ускорению движения фазового фронта.

При воздействии на микрокристалл длиной 60 нм теплового источника с плотностью мощности $q=16,24 \cdot 10^{11}$ J/см³·с, т.е. при превышении критического значения критерия $[q/(c\rho \cdot 1^0 K/\tau_{rel})]=14,8 \gg 1$, в объеме образца возникают локальные абсолютно неустойчивые области относительно бесконечно малых флуктуаций новой фазы. Физическая причина неустойчивости в том, что среда не успевает отвести энергию, характеризующую большей скоростью поступления q , за счет канала теплопроводности, характеризующегося намного меньшей скоростью тепловой релаксации ($c\rho \cdot 1K/\tau_{rel}$). То есть реализуется дополнительная к «поверхностной» - «объемная» динамика неравновесного превращения. Отметим, что выполнение критерия $[q/(c\rho \cdot 1K/\tau_{rel})] \gg 1$, возможно и при плотности мощности теплового источника $q=4,06 \cdot 10^{11}$ J/см³·с, однако образец должен быть в два раза больше.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЛОПАТКИ СПРЯМЛЯЮЩЕГО АППАРАТА ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гринев М.А.¹, Аношкин А.Н.², Писарев П.В.², Зуйко В.Ю.², Шипунов Г.С.²

¹ОАО «Авиадвигатель», Пермь, Россия,

²Пермский НИ политехнический университет, Пермь, Россия

shipunov-kt@pstu.ru

Одним из основных направлений повышения эксплуатационных характеристик авиационных двигателей является широкое применение в их конструкции полимерных композиционных материалов (ПКМ). В последнее время особый интерес вызывают возможности использования композитов при создании высоконагруженных деталей и узлов, таких как, лопатки спрямляющего аппарата (ЛСА) и лопатки вентилятора. Для эффективного применения ПКМ в таких деталях необходимо решение ряда задач механики деформируемого твердого тела (МДТТ). Во-первых, выбор оптимальной схемы армирования основной части детали из ПКМ, позволяющей наиболее полно реализовать механические свойства композита для различных вариантов эксплуатационных нагрузок. Во-вторых, детальный анализ напряженного состояния в наиболее нагруженных зонах детали со сложной геометрией армирования.

Настоящая работа посвящена детальному исследованию напряженно-деформированного состояния ЛСА авиационного двигателя из ПКМ при статических нагрузках. Разработана трехмерная модель ЛСА, приведена постановка объемной задачи механики деформируемого твердого тела (МДТТ) для слоистой конструкции и оценки ее прочности по напряжениям в слоях. В расчетной схеме конструкции ЛСА учитывается технологический порядок укладки, анизотропия свойств армирующих слоев и способ закрепления детали. Численное решение данной задачи осуществлялось методом конечных элементов (МКЭ) в пакете ANSYS Workbench с использованием высокопроизводительного вычислительного комплекса.

Расчеты проводились для ЛСА, выполненной из различных эпоксидных композиционных материалов. Рассматривались углепрепреги отечественного производства на основе однонаправленных тканей и ровингов, а также равнопрочных тканей. Для каждого материала исследовались четыре схемы армирования: $[0^\circ/90^\circ/\pm 45^\circ]$, $[0^\circ/90^\circ]$, $[0^\circ/60^\circ/120^\circ]$, $[0^\circ/\pm 45^\circ]$.

Проведен детальный послойный анализ напряженно-деформированного состояния конструкции, особое внимание уделено участкам перегиба слоев в

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

окрестности полок лопатки, где наиболее вероятно возникновение высоких сдвиговых межслоевых напряжений.

По результатам численных расчетов определено наиболее предпочтительное сочетание материалов и схем армирования для изготовления ЛСА. Так, наибольшие жесткость и прочность лопатки при эксплуатационных нагрузках обеспечивается при использовании квазиизотропной схемы армирования: для углепластика на основе равнопрочной ткани это соответствует укладке $[0^\circ/\pm 45^\circ]$, для однонаправленного углепластика – $[0^\circ/60^\circ/120^\circ]$.

Работа выполнена при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России в рамках федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы» по теме «Научное обоснование конструкторско-технологических решений по созданию высоконагруженных узлов перспективных авиационных двигателей, подверженных интенсивному воздействию аэродинамических факторов, из полимерных композиционных материалов на примере лопатки спрямляющего аппарата». Уникальный идентификатор прикладных научных исследований RFMEFI57414X0080.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ Тi И Сu В УСЛОВИЯХ РЕГУЛИРУЕМОГО НАГРЕВА

Сорокова С.Н.

НИ Томский политехнический университет Томск, Россия

s_sorokova@tpu.ru

Предложена и исследована модель спекания порошков Ti-Cu на подложке в цилиндрической системе координат в условиях однородного радиационного нагрева. В модели учитывается взаимовлияние кинетических и тепловых явлений. В качестве подложки используется керамика. В модели учитывается, что химические реакции тормозятся слоем продукта. Задача решена численно. Определены распределения температуры и концентраций элементов и соединений в различные моменты времени для различных условий синтеза. Показано, что однородный фазовый состав в процессе синтеза в условиях близких к экспериментальным не получается.

Секция 5

Деградации тонких пленок
и многослойных покрытий как
иерархически организованных структур

**EFFECT OF CHEMICAL COMPOSITION AND DIMENSIONAL PARAMETERS
OF NATURAL FILLER ON STRUCTURE FORMATION AND PHYSICAL-
CHEMICAL PROPERTIES OF POLYETHYLENE COMPOSITES**

Mastalygina E.E.^{1,2}, Kolesnikova N.N.², Varyan I.A.^{1,2},

Popov A.A.^{1,2}, Monakhova T.V.², Karpova S.G.²

¹Plekhanov Russian University of Economics, Moscow, Russia,

²Emanuel Institute of Biochemical Physics RAS, Moscow, Russia

The aim of this paper is to analyze the influence of the chemical composition and dimensional parameters of natural filler particles on the structure and physico-chemical properties of composite materials based on low-density polyethylene. By adding of natural additives to polyethylene let obtain polymeric materials with enhanced biodegradability at the end of life cycle. The main objective of this work is to study the changes in the degree of crystallinity, molecular mobility, oxidation resistance and strength characteristics of polyethylene with the addition of fillers.

The objects of study are composite materials of low-density polyethylene of the grade 15803-020 (JSC "Neftekhimsevilen" (Kazan)) with 30 wt% of cellulosic fillers (fraction up to 80 μm): powdered cellulose, winter wheat chaff, oil flax straw. Compounding of the components was carried out using a Brabender mixer (ICP RAS, Russia) in an atmosphere of argon at (190 ± 2) °C and a rotor speed of 30 rev/min for 5 minutes. After cooling the material was ground, then subjected to compression by a hydraulic press at (190 ± 2) °C and a force of 7 kN followed by rapid cooling. The film samples had a thickness of 130 ± 10 μm .

The materials under investigation were studied with the equipment of the common use center "New materials and technologies" at the Emanuel Institute of Biochemical Physics of Russian Academy of Sciences and the common use center "New composite materials and technologies" at the Plekhanov Russian University of Economics.

As a result of the work it has been shown that the dimensional parameters of filler particles have a significant influence on the formation of the supermolecular structure of polyethylene, the rheology of the melt and mechanical properties of the composites. The surface of dispersed fillers having numerous nucleation centers improves the polyethylene crystallization that can be shown in the increase of the melting temperature and the degree of crystallinity. The molecular dynamics in the amorphous regions of polyethylene are slightly varied.

When using fibrous particles with large L/D ratios like cellulose and flax straw, the polymer melt flow index increases significantly. On the one hand the adding of fillers into polyethylene leads to reinforcing of the composite material (modulus of elasticity increases), on the other hand it provides the additional overstressing (defective areas) at the interface between polymer and filler. Fillers having fibrous particles (cellulose and flax straw) largely enhance the modulus of elasticity of the composite materials compared to wheat chaff with a round particles shape.

Analysis of the solid-phase oxidation kinetics indicates that the cellulose additive in the polyethylene matrix does not affect the rate of oxidation. At the same time wheat and flax additives inhibit oxidative destruction of the polymer due to the presence of antioxidants including phenolic compounds.

**INFLUENCE OF DIFFERENT FACTORS ON THE DESTRUCTION OF FILMS
BASED ON POLYLACTIC ACID AND OXIDIZED POLYETHYLENE**

Podzorova M.V.^{1,3}, Tertyshnaya Yu.V.^{2,3}, Pantyukhov P.V.^{1,2},
Shibryaeva L.S.^{2,3}, Popov A.A.^{2,1}

¹ Plekhanov Russian University of Economics, Moscow, Russia,

² Emanuel Institute of Biochemical Physics RAS, Moscow, Russia,

³ Institution All-Russia Research Institute of Mechanization for Agriculture, Moscow, Russia
mariapdz@mail.ru

An increasing number of studies are focused on the preparation of materials with tunable performance properties. Nowadays biodegradable polymeric materials based on biopolymers, such as polylactic acid, polyhydroxyalkanoates and their composites are being investigated thoroughly. The examination of destruction process by the structure and properties changing is timely. The influence of the environmental factors on the polymeric materials is extremely important. The investigation of the influence allows improving the properties of the materials and derived goods. It is also necessary for forecasting projected lifetime of polymer goods.

Polylactic acid (PLA) is polyester which is biodegradable, biocompatible with human body and presents good complex of mechanical properties. In this study the authors evaluated the influence of ultraviolet radiation, incubation in the soil, water absorption of double blends, made of PLA and low density polyethylene (LDPE), and triple blends, made of PLA, LDPE and oxidized LDPE. Oxidized LDPE was used as a model of recycled PE. Different methods were used in this study: differential scanning calorimetry (DSC), infrared spectroscopy (IR), thermal oxidation, water absorption. Mechanical properties of the samples were also determined.

It was found that the addition of a small amount of oxidized polyethylene to the blend of PLA and LDPE does not influence on their melting temperatures but slightly increases their crystallinity degree. The elongation at break of LDPE-PLA blends is lower than the same property of pure LDPE. But there is regularity for the increasing of PLA content in the blend, the tensile strength increases. This fact is explained by the high rigidity of PLA. All in all, the mechanical properties of LDPE-PLA blends satisfy the technological requirements of plastic goods manufacturers.

It has been established that at the initial stage of LDPE-PLA blends biodegradation, the main influence of two factors: water and ultraviolet irradiation. Water absorption of LDPE-PLA blends is rather low (3-4%), and just 50/50 blend has water absorption at the level of 8%. The addition of oxidized PE does not influence on water absorption of LDPE-PLA blends.

Ultraviolet radiation has a strong influence on the structure of PLA, that was confirmed visually by samples cracking and by DSC – melting temperature decreases after irradiation.

In studies of thermal oxidation it was found that PLA has lower oxidation rate than LDPE. Triple blends (with oxidized PE) had higher rate of oxidation than the double ones (without oxidized PE).

During the incubation in the soil all the samples lost their mass. The average mass lost is about 5-10 % per year.

It is possible to deduce that all the double (LDPE-PLA) and triple (LDPE-PLA-oxidized PE) blends satisfy the technological requirements and are usable for producing goods. Blends with oxidized PE are more eco-friendly because they are more biodegradable.

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

РОЛЬ КИСЛОРОДА В ФОРМИРОВАНИИ МУЛЬТИМОДАЛЬНЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИОННЫХ И ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ

Мейснер Л.Л.^{1,2}, Нейман А.А.¹, Мейснер С.Н.¹, Полетика Т.М.¹,
Гирсова С.Л.¹, Семин В.О.^{1,2}, Дьяченко Ф.А.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

llm@ispms.tsc.ru

Эффективным способом повышения коррозионных свойств и/или биосовместимости металлических имплантатов является обработка их поверхностей электронно-пучковыми, ионно-плазменными методами или путем ионной имплантации. Использование этих методов для обработки поверхности TiNi сплавов, изменяется не только соотношение Ti:Ni в поверхностном слое, но и содержание в нем газовых примесей, преимущественно, кислорода. Результатом таких обработок является формирование оксидных пленок сложного состава на основе титана и легирующих элементов, структуры и свойства которых отличаются от структуры и свойств пленки из оксидов титана, полученных в нормальных условиях. Считается, что наличие модифицированной оксидной пленки является одной из основных причин повышения коррозионной стойкости и биосовместимости TiNi сплавов. Отмеченные способы обработки поверхности сопровождаются повышением концентрации кислорода не только в оксидном поверхностном слое, но и в приповерхностных слоях TiNi сплавов на глубину несколько микрон, что должно оказывать влияние на структуру и свойства этих сплавов.

В докладе представлены результаты исследований (методами ЭОС, РЭМ/ПЭМ/ЭДС, РСА, ОМ) структуры поверхностных слоев TiNi сплавов после их обработки (i) ионными пучками (ионы кремния и тантала); (ii) импульсными электронными пучками с различными длительностями импульса (1-3 мкс, 50-150 мкс) и (iii) электронно-пучковыми обработками, комбинированными с магнетронным осаждением покрытий Ti-Ta; обсуждается роль кислорода в формировании мультимодальной градиентной структуры, в том числе стабилизации столбчатой структуры, возникающей после обработки этих сплавов электронным пучком в режиме поверхностного плавления.

Показано, что в случаях формирования столбчатой структуры в поверхностных слоях после электронно-пучковых обработок, столбчатые зерна имеют диаметры 10–20 нм и высоту 200-400 нм и ориентированы перпендикулярно облучаемой поверхности. На их границах наблюдаются сегрегации из смеси нанофазных выделений в виде наночастиц TiO₂ размерами, не превышающими ~10 нм, и частиц Ti₂Ni, TiNi₃ и/или Ti₃Ni₄, размерами 20-50 нм, стабилизирующие столбчатую структуру. Дается экспериментальное обоснование механизма образования частиц интерметаллидов Ti₂Ni, TiNi₃ и/или Ti₃Ni₄, обусловленное перераспределением титана между матрицей и оксидными выделениями.

Авторы благодарят коллектив ИСЭ СО РАН в лице профессора Коваля Н.Н. и гл.н.с. Маркова А.Б. за проведение электронно-пучковых и плазменных обработок образцов TiNi сплавов.

Работа выполнена: (i) в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект 23.2.1) в части исследований результатов ионно-пучковых и электронно-пучковых обработок с длительностями импульса 50-150 мкс; (ii) при финансовой поддержке грантом РФ №15-13-00023 (18.05.2015) в части исследований результатов обработок электронным пучком с длительностями импульса 1-3 мкс и их комбинации с магнетронным осаждением тонких пленок Ti-Ta.

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ТРИМЕРОВ Bi, Te, Pb

Борисова С.Д.^{1,2}, Русина Г.Г.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

svbor@ispms.tsc.ru

Большой интерес исследователей вызывают кластеры тяжелых р-элементов IV, V и VI групп, являющихся перспективными материалами для спинтроники в качестве носителей информации [1]. Как известно, физические свойства кристаллов сверхмалых размеров принципиально отличаются от свойств массивных кристаллов. Например, вещество с металлическими свойствами, только за счет уменьшения размеров, может перейти в диэлектрическое состояние, или малые кластеры немагнитного вещества становятся магнитными. В данной работе для чистых и смешанных тримеров Bi, Te, и Pb, а также для их катионов и анионов, в рамках формализма теории функционала плотности, реализованного в программном коде VASP [2] с учётом спин-орбитального взаимодействия (COB), были определены равновесные структуры, энергии связи и частоты колебаний. Кроме того, рассчитаны следующие электронные характеристики – ширина НОМО-LUMO щели ΔE (эВ), адиабатическое и вертикальное значения энергии диссоциации (IP) и энергии электронного сродства (E), которыми определяются реактивность и устойчивость малых кластеров. Критерием устойчивости и реактивности являются максимальные значения обозначенных выше параметров, рассчитанные значения которых приведены на рис.1 (a, b, c).

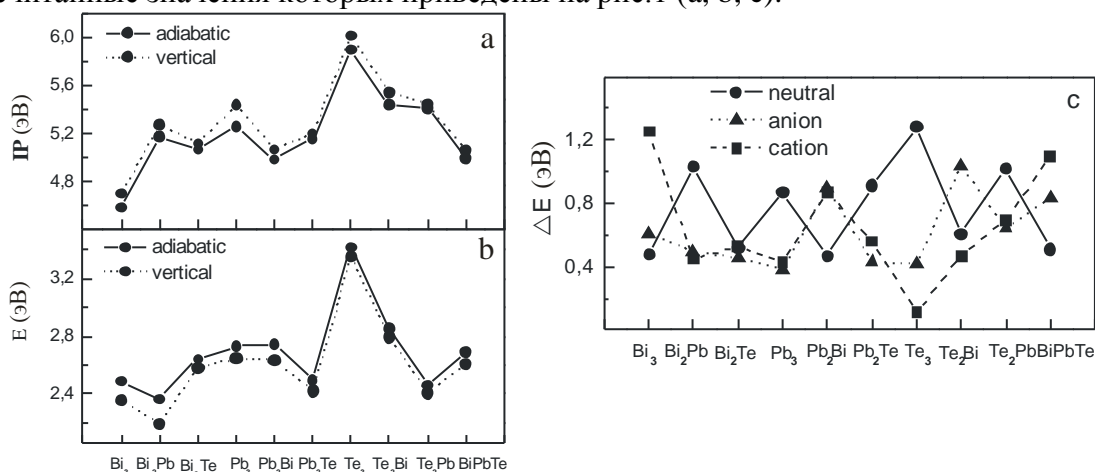


Рис.1. Энергия диссоциации (IP), адиабатическая и вертикальная (a); электронное сродство (E), адиабатическое и вертикальное (b); ширина НОМО-LUMO щели (ΔE) (c).

Как можно видеть из рисунка 1 (a, b), для нейтральных кластеров наиболее устойчивыми являются системы Bi_2Pb , Pb_3 и Te_3 . Это наглядно демонстрируется экстремальными значениями IP и E. Анализ ширины НОМО-LUMO щели (рис.1 c) показал, что её значения для тримеров одного состава, но с разным числом электронов, имеют значительные различия. Наименьшую реактивность и наибольшую устойчивость демонстрируют катионы и анионы Bi_3^+ , Pb_2Bi^+ , BiPbTe^+ , Pb_2Te^- и Te_2Bi^- , а также нейтральные кластеры Bi_2Pb , Pb_3 и Te_3 .

Литература:

1. Blonski P., Dennier S., Hafner J., Strong spin-orbit effects in small Pt clusters: Geometric structure, magnetic isomers and anisotropy. *J. Chem. Phys.* 134, 2011, 034107-12.
2. G. Kresse and J. Hafner, Ab initio molecular dynamics for open-shell transition metals. *Phys. Rev. B* 48, 1993, 13115-13118.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 15-02-02717-а.

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-AL-SI-CU-N В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГОВ В ВАКУУМЕ

Овчинников С.В., Пинжин Ю.П.

Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

ovm@spti.tsu.ru, pinzhin@phys.tsu.ru

На основе результатов ранее выполненных исследований хорошо известно, что в процессе синтеза многоэлементных покрытий могут быть получены метастабильные наноконкомпозиты с высокой степенью неравновесности структурного состояния, потенциально определяющей механизмы, структуру релаксации и свойства материала в зависимости от условий внешнего воздействия. Дополнительные возможности в этом отношении могут быть реализованы за счёт целенаправленного формирования градиентов элементного, фазового состава и структуры по толщине покрытия. В этой связи в данной работе изучены изменения структурно-фазового, упруго-напряжённого состояния и свойств нанокристаллических покрытий системы Ti-Al-Si-Cu-N с градиентом концентрации меди по их толщине при отжигах в вакууме в диапазоне температур до 1100 °С включительно.

С использованием методики микрорентгеноспектрального анализа показано, что изменения концентраций элементов, начиная с температуры отжига 900 °С выражены в появлении в следовых количествах элементов подложки (Co, W) на расстоянии от неё до 300 нм, а также в неоднородном уменьшении концентрации меди с выравниванием её содержания по сечению покрытия. Установлено, что отжиг при температуре 1100 °С приводит к формированию сильно неоднородного по элементному составу состояния при изменении концентраций элементов покрытия и подложки в десятки ат. % как в плоскости покрытия, так и в перпендикулярном к нему направлении.

Показано, что отжиг до 900 °С включительно не сопровождается фазовыми превращениями, но приводит к выравниванию параметра решётки легированного нитрида по толщине покрытия. Обнаружено, что в результате отжига при 1100 °С в поверхностном слое толщиной до 300 нм происходит фазовое расслоение с формированием наноконкомпозитной структуры нитридов (TiN, ГПУ AlN), оксида CoO и металлов (Al, Co, Cu). Установлено, что интенсивность отмеченного фазового расслоения уменьшается, а объёмная доля матричной фазы со структурой B1 увеличивается в более глубоких слоях покрытия.

С использованием электронно-микроскопического темнопольного анализа изгиб-кручения кристаллической решётки в нанокристаллах матричной и вторичной фаз обнаружено, что его величина и уровень локальных напряжений уменьшаются с ростом температуры отжига немонотонно, как и увеличение размеров кристаллов, и наиболее интенсивно после отжига 1100 °С. Получены данные о величинах твёрдости и адгезии покрытий после отжигов. Аналогично изменениям элементного состава и структуры твёрдость сохраняет значение неизменным до температуры отжига 900 °С, тогда как отжиг при 1100 °С обуславливает резкое уменьшение твёрдости в ~ 2.5 раза до величины ~ 7 ГПа. Показано, что критические нагрузки адгезионного отслоения практически не зависят от температуры отжига при высоких значениях их величины (~ 80 Н).

Таким образом, представленные данные показывают, во-первых, что для отжигов покрытий условно могут быть выделены три температурных интервала структурно-фазовых превращений: до 700 °С, когда модификации состава нет, а изменения структурных характеристик связаны с аннигиляцией точечных дефектов; до 900 °С - когда структурные превращения обусловлены уменьшением и выравниванием

5. Деградация тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

концентрации меди по толщине покрытия; до 1100 °С - в этом температурном интервале установлено существенное влияние на состав и структуру диффузионного легирования покрытия металлическими элементами подложки. Во-вторых, сформированная в поверхностном слое нанокompозитная структура с высокими концентрациями металлических элементов (их включений) может быть благоприятна для повышения вязкости разрушения, что способствует также сохранению после отжигов высоких адгезионных свойств.

СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА МОНОСЛОЯ Sn НА ПОВЕРХНОСТИ Al(001)

Борисова С. Д.^{1,2}, Русина Г. Г.^{1,2}, Скоренцев А.Л.^{1,3}, Русин Н.М.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

svbor@ispms.tsc.ru

Олово широко используется в качестве твердых смазок в подшипниках скольжения на алюминиевой основе. Известно, что его добавление до 10% вес. приводит к эффективному снижению износа поверхности Al при сухом трении, однако дальнейшее увеличение содержания Sn (до 30% вес.) не приносит заметного улучшения в износостойкость материала. Этот факт не согласуется с общераспространённым мнением о механизме распространения Sn по поверхности трения путем его размазывания. Очевидно, что для эффективного предотвращения схватывания, пленка Sn должна равномерно покрывать всю поверхность трения и образовывать прочные связи с поверхностью алюминия. Таким образом, важным аспектом становится исследование характера взаимодействия Sn–Al на микроскопическом уровне.

Структурные исследования [1], с использованием методов дифракции медленных электронов и оже-спектроскопии показали, что начальный этап формирования пленки Sn на поверхности Al (100) определяется механизмом Странски-Крастанова – появлением смачивающего слоя толщиной ~1-4 монослоя, с последующим ростом островков Sn и дальнейшим их слиянием. Было обнаружено, что при степени осаждения Sn в 0.5 монослоя (МС) дифракционные рефлексы соответствовали структуре с (2×2) (рис.1 (а)), а при 1 МС формируется структура $\begin{bmatrix} 20 \\ 13 \end{bmatrix}$ с плотным

заполнением рядов олова (рис.1 (б)).

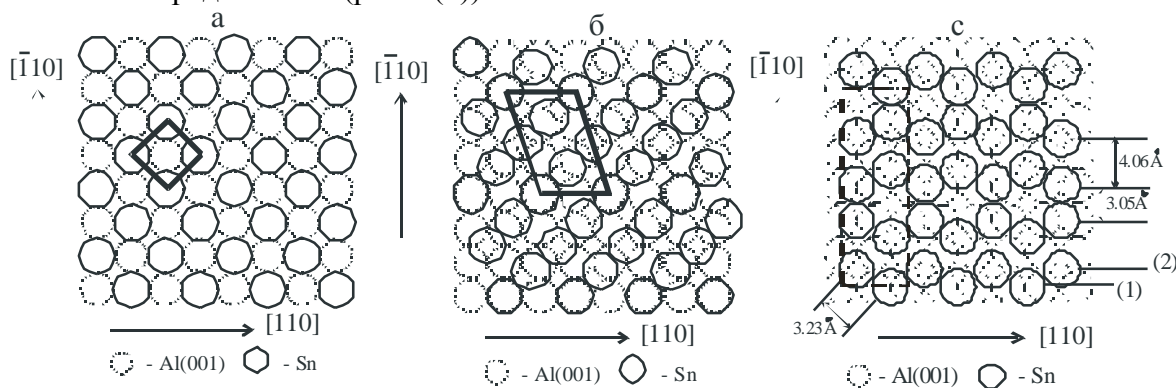


Рис.1. (а) Структура с(2×2) Sn на Al(001); (б) идеальная структура $\begin{bmatrix} 20 \\ 13 \end{bmatrix}$ Sn на Al (100); (с)

структура $\begin{bmatrix} 20 \\ 13 \end{bmatrix}$ Sn после релаксации. Сплошной линией показана элементарная ячейка.

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

Для исследования характера взаимодействия Sn-Al на микроскопическом уровне в настоящей работе проведено компьютерное моделирование описанных выше структур, а также рассчитаны их атомные и энергетические параметры. Расчёт был проведен в рамках формализма теории функционала плотности, реализованного в программном коде VASP [2]. После релаксации атомы слоя олова в системе Sn-c(2×2)-Al(001) находятся над поверхностью Al(100) на расстоянии $Z_{\text{Sn-Als}}=0.51 \text{ \AA}$. Релаксация поверхности Al (001) имеет знакопеременный характер $\Delta_{12} = -1.68\%$; $\Delta_{23} = 0.53\%$; $\Delta_{23} = -0.41\%$. В третьем слое Al наблюдается расщепление в положениях атомов $\delta Z_{23}=0.02 \text{ \AA}$, которое вызывает коробление структуры слоя.

На рис.1 (с) представлена релаксированная структура $\begin{bmatrix} 20 \\ 13 \end{bmatrix}$, соответствующая

полному монослою Sn на поверхности Al(001). После релаксации атомы Sn имеют неэквивалентные положения рядов вдоль направления [110]. Первый тип (1): атомы олова находятся в мостиковом положении между атомами Al. Второй тип (2): атомы олова занимают четырёх-центровое положение. При этом ряд Sn (1) расположен выше ряда Sn (2) на 0.32 \AA и расстояние до ближайших атомов Al поверхностного слоя 2.49 \AA и 2.24 \AA , соответственно для рядов Sn (1) и Sn (2). Величина расщепления δZ для атомов поверхностного слоя Al составила 0.06 \AA .

Релаксация слоёв Al под атомами Sn (1) составляет: $\Delta_{12} = -1.0\%$; $\Delta_{12'} = 1.8\%$; $\Delta_{2'3} = -1.5\%$; $\Delta_{23} = 1.2\%$; и под атомами Sn (2): $\Delta_{12'} = -1.4\%$; $\Delta_{12} = -4.2\%$; $\Delta_{2'3} = -1.4\%$; $\Delta_{23} = 1.3\%$; ($\Delta_{12'}$ определяет смещения атомов первого слоя относительно атомов 2-ого слоя, находящихся непосредственно под атомами олова). Присутствие олова приводит к увеличению релаксации поверхности Al (001), появлению её осциллирующего характера и короблению структуры приповерхностных слоев.

Расчеты энергии связи показали преобладание связи Sn-Sn (1.1046 эВ) и Sn-Al (0.7901 эВ) над связью Al-Al (0.6703 эВ). Этот результат хорошо согласуется с данными эксперимента [3]. Для всех рассмотренных систем наблюдается перенос заряда от Al к Sn. Для димера Sn-Al его величина составила $1.38e$, для структуры c(2×2)-Al(001) (0.5 MC) – $0.12e$ и для структуры $\begin{bmatrix} 20 \\ 13 \end{bmatrix}$ Sn-Al(001) (1MC) составляет

$+0.06e$. Это означает, что при увеличении степени осаждения происходит усиления взаимодействия атомов олова и изменение характера взаимодействия в слое олова с ионного на металлический.

Литература:

1. C. Eisenmenger-Sittner, H. Bangert, H. Stori, J. Brenner, P.B. Barna. Stranski-Krastanov growth of Sn on a polycrystalline Al film surface initiated by the wetting of Al by Sn. Surf. Sci. 489, 2001, 161-168.
2. G. Kresse and J. Hafner, Ab initio molecular dynamics for open-shell transition metals. Phys. Rev. B 48, 1993, 13115-131125.
3. K.P. Huber, G. Herzberg, Constants of Diatomic Molecules (Van Nostrand, New York, 1979).

Работа выполнена в рамках проекта СО РАН (III. 23. 2. 4) и при частичной поддержке грантов РФФИ № 16-08-00603-а, № 15-02-02717-а.

**ДЕГРАДАЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ
ИСПЫТАНИЯХ СТАЛЕЙ 40X И 20X13**

Галсанов С.В.¹, Савостиков В.М.¹, Потекаев А.И.¹,
Табаченко А.Н.¹, Шубин А.Ю.², Шулепов И.А.²

¹Сибирский физико-технический институт им. академика В.Д. Кузнецова
НИ Томского государственного университета, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

Для снижения виброшумов и повышения надежности работы электродвигателей проводятся исследования по замене подшипников качения на подшипники скольжения с ионно-плазменным антифрикционным покрытием. Современным направлением в области ионно-плазменного формирования покрытий является использование комбинированных методов, например, предварительное азотирование подложки и последующее магнетронное нанесение антифрикционного сульфидсодержащего покрытия [1], сочетание магнетронного напыления и ионно-лучевой обработки поверхности [2] и др. Такие комбинированные технологические приемы направлены на повышение качества покрытий и увеличение ресурса их работы. В связи с этим стоит задача сравнение триботехнических свойств и долговечности покрытий, нанесенных на стальные подложки.

В качестве материалов образцов для проведения экспериментальных исследований выбраны широко применяемые в отечественной промышленности конструкционной стали 40X и коррозионностойкая сталь 20X13. Образцы подвергались закалке и отпуску на твердость HRC42 и шлифовке с механической полировкой до шероховатости Ra=0,1. Для нанесения покрытий применялась комбинированная установка «Композит-3», созданная на базе промышленной установки ННВ 6.6-И1. Использовалось композиционное покрытие состава Ti-C-Mo-S, содержащее износостойкие карбиды и антифрикционные сульфиды металлов. Покрытие получали магнетронным распылением многокомпонентных катодов [3], изготавливаемых по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

Комплексные трибологические исследования покрытия по схеме фрикционных испытаний pin-on-disk (неподвижный индентор из закаленной стали ШХ-15 с нагрузкой 1 Н – вращающийся диск с нанесенным покрытием на стали 40X или 20X13) позволили установить следующее. На стали 40X коэффициент трения (μ) составил порядка 0,11 практически с начала испытаний, а после 13000–14000 оборотов диска μ снизился еще до 0,09. Такое значение коэффициент трения сохранил вплоть до 38000 оборотов (около 3000 метров пути скольжения), а далее резко увеличился вследствие износа покрытия. При исследовании покрытия на стали 20X13, при тех же условиях фрикционных испытаний, установлено, что μ первоначально снижался с 0,09 до 0,07, но такое значение коэффициент трения сохранил лишь до 18000 оборотов диска, а далее μ также резко увеличился.

Далее проводились исследования структуры поверхности образцов с помощью растрового микроскопа фирмы «Tescan Vega 3». Были исследованы как покрытия, так и сами дорожки трения. Полученные результаты показывают повышенную дегградацию структуры покрытия на стали 20X13 по сравнению со сталью 40X. Предположительно это связано с различной адгезионной способностью покрытия Ti-C-Mo-S с поверхностью стали 40X и 20X13.

Литература:

1. Investigation of mechanical properties of TiN + MoS_x coating on plasma-nitrided substrate / M. Rahman, J. Haider, D.P. Dowling, P. Duggan, M.S.J. Hashmi // Surface and Coatings Technology. – 2005. – Vol. 200. – P. 1451–1457.
2. Берлин Е.В., Сейдман Л.А. Ионно-плазменные процессы в тонкопленочной

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

технологии. - М.: Техносфера, 2010. – 528 с.

3. Савостиков В.М., Потекаев А.И., Табаченко А.Н. Физико-технологические основы создания градиентно-слоистых поверхностей многокомпонентного состава совмещением методов ионно-диффузионного насыщения, магнетронного и вакуумно-дугового осаждения // Известия вузов. Физика. – 2011. – Т. 54, № 7. – С. 26–34.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки (задание №2014/223, код проекта: 727)

РЕНТГЕНОВСКИЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПОКРЫТИЙ И ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ Ti-Ta и TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО- ПЛАЗМЕННЫХ МЕТОДОВ

Мейснер Л.Л.^{1,2}, Миронов Ю.П.¹, Мейснер С.Н.¹, Марков А.Б.³,
Ротштейн В.П.^{1,4}, Озур Г.Е.³, Яковлев Е.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

⁴Томский государственный педагогический университет, Томск, Россия
mup@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе TiNi, испытывающие термоупругие мартенситные превращения (МП), благодаря комплексу свойств (эффект памяти формы, сверхэластичность, высокая коррозионная стойкость), являются уникальными металлическими биоматериалами. Два основных фактора ограничивают применение этих сплавов в медицине: (i) опасность выделения токсичного Ni в биоткани и (ii) недостаточно высокий уровень усталостных характеристик TiNi сплавов. Степень влияния этих факторов определяется структурой и свойствами поверхностных слоев материала. Поэтому для уменьшения/устранения этого влияния используются различные, в том числе физические (ионная имплантация, PVD и др.), методы поверхностной обработки.

В докладе представлены результаты рентгенодифракционного и микрорентгеноспектрального анализа структурно-фазовых состояний покрытий и поверхностных слоев на основе Ti-Ta и TiNi, полученных с использованием электронно-ионно-плазменных методов с целью изучения перспектив использования комбинированных ионно-плазменных и электронно-пучковых обработок для создания тонких (толщиной 1-2 мкм) барьерных поверхностных слоев из безникелевых сплавов со свойствами сверхэластичности на поверхности никелида титана.

Электронно-пучковая установка РИТМ-СП (Микросплав, Россия) в комбинации с магнетронной установкой из 2-х магнетронов была использована для формирования поверхностного сплава на основе Ti-Ta на принципе аддитивных технологий путем наплавки тонких (~50 нм) Ti-Ta слоев до формирования интегрального слоя толщиной ~ 1 мкм заданного состава Ti~30 ат.%Ta.

Химический и фазовый состав поверхностных слоев композиционного сплава Ti-Ta/TiNi, в том числе реализуемые в них структурно-фазовые состояния, были исследованы с использованием методов ЭОС (Шхуна, Россия), РЭМ/ЭДС/ДОРЭ (EVO 50, Zeiss, Германия) и РД (ДРОН-7, Буревестник, Россия) на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН (Томск).

Установлено, что состав покрытия Ti-Ta (толщиной ~1 мкм), полученного путем одновременного магнетронного распыления однокомпонентных мишеней из титана и тантала на подложку TiNi, соответствует запланированному (Ti~30 ат.%Ta) с минимальным содержанием газовых компонентов остаточной атмосферы. Покрытие

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

характеризуется однофазной столбчатой ОЦК–структурой (ось текстуры текстуру $\langle 110 \rangle$ перпендикулярна поверхности покрытия) с параметром решетки $a=3.310 \text{ \AA}$, близким к параметрам ОЦК-решёток тантала ($a=3.3058 \text{ \AA}$) и β -Ti ($a=3.3065 \text{ \AA}$). Согласно данным РД в покрытии имеют место остаточные напряжения 1-го и 2-го рода, которые приводят к значительным макро- и микродеформациям решетки растягивающего типа: $\varepsilon_{\perp}^I \approx 1.1\%$, $\varepsilon_{\parallel}^II \approx 1\%$, соответственно.

Обнаружено, что в наплавленном слое соотношение Ti:Ta составляет 65:35, а содержание никеля не превышает 10 ат.%. Этот слой характеризуется смешанной аморфно-нанокристаллической структурой, что проявляется как в виде двух сильно размытых диффузных линий с центрами тяжести, соответствующими межплоскостным расстояниям $d^{(I)} \approx 0.224 \text{ нм}$ и $d^{(II)} \approx 0.134 \text{ нм}$, так и в виде интенсивных четких гало на электронных микродифракционных картинах. Качественная оценка размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) при учете вклада в уширение микродеформации решетки $\varepsilon_{\parallel}^II$ кристаллической компоненты (фазы) в наплавленном слое показала: $D_{\text{ОКР}} \approx 4 \text{ нм}$ и $\varepsilon_{\parallel}^II \approx 4.7\%$. Обсуждаются фазовый состав и механизмы формирования выявленных структурно-фазовых состояний в наплавленном слое, а также в переходной зоне и прилежащем к ней «поверхностном» слое исходного TiNi сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантом РФФИ №15-13-00023 (18.05.2015).

РОЛЬ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА ПЛЕНКА/ПОДЛОЖКА В ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ ТОНКИХ ПЛЕНОК И ПОКРЫТИЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Шугуров А.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
shugurov@ispms.tsc.ru

Кривизна границы раздела пленка/подложка является одним из ключевых факторов, оказывающих влияние на развитие и распределение напряжений в тонких пленках и покрытиях, а также на зарождение и распространение трещин в системе пленка-подложка. Изучение ее роли в процессах деформации и разрушения пленок и покрытий весьма важно для повышения их надежности, особенно, учитывая необходимость их осаждения на гибкие подложки, а также детали сложной формы. С этой целью необходимо сопоставление результатов исследования механического поведения твердых пленок на мягкой подложке и мягких пленок на твердой подложке при различных внешних воздействиях. В данной работе исследовано влияние кривизны границы раздела на механизмы разрушения металлических пленок (Al, Ag, Au, Ti, Cu) и керамических покрытий (Al-Si-N, Ti-Al-N) при механическом и термическом нагружении.

Показано, что кривизна поверхности и внутренних границ раздела является движущей силой массопереноса, обуславливающего распад тонких пленок, перераспределение легирующих элементов и образование новых фаз при повышенных температурах. Так, распределение напряжений и деформаций вдоль волнистой границы раздела пленка/подложка контролирует перераспределение Mg и фазовые превращения в системе оксидная пленка-алюминиевый сплав AMg₂ и 01570. Предложена модель, связывающая характер распределения силицидов в тонких пленках Cu на подложке Si с промежуточным подслоем Cr с периодическим распределением напряжений вдоль волнистой границы раздела пленка/подложка.

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

Вскрыты факторы влияния кривизны границы раздела покрытие/подложка на механизмы разрушения металлических пленок (Ti, Cu) и керамических покрытий (Al-Si-N) при различных схемах механического нагружения. Показано, что при испытаниях пленок и покрытий на знакопеременный изгиб циклически изменяющаяся макроскопическая кривизна границы раздела обуславливает их скалывание при деформации, которая на порядок величины меньше, чем при одноосном растяжении. Обоснована роль изгибной деформации системы покрытие-подложка в снижении прочности границы раздела, что обуславливает разрушение и скалывание покрытий.

Проведен сравнительный анализ влияния локальной кривизны границы раздела пленка/подложка (подслой) на зарождение и распространение трещин в процессе трибологических испытаний мягких покрытий на твердом подслое и твердых покрытий на мягкой подложке. Показано, что в случае твердых покрытий Ti-Al-N, нанесенных на мягкую металлическую подложку, пластическое отеснение материала подложки приводит к образованию навалов по краям царапины или дорожки трения, что сопровождается когерентным упругим изгибом покрытия. Это обуславливает возникновение зон высокой положительной кривизны границы раздела покрытие/подложка в вершинах навалов, в которых происходит растрескивание покрытия, а затем его отслоение и скалывание с подложки. При трибологических испытаниях мягких покрытий Au-Ni на твердом подслое Ni-B пластическая деформация локализуется внутри покрытия, тогда как подслоя испытывает только упругую деформацию. В результате по краю дорожки трения также образуются навалы, которые, однако, обусловлены пластическим отеснением материала покрытия. Поэтому, несмотря на сильную кривизну поверхности покрытия в области навала, граница его раздела с подслоем остается ровной, т.е. концентрация напряжений и разрушение покрытия на данных участках не происходят.

Проведенные исследования показали, что деформация и разрушение мягких пленок на твердых подложках и твердых пленок на мягких подложках при термическом и механическом нагружении контролируются общими механизмами. Поэтому исследование тонкопленочных структур в разных условиях нагружения позволяет не только получить информацию о механическом поведении данного типа материалов, но и использовать ее для выявления общих свойств, присущих различным пленкам и покрытиям, а также для прогнозирования их механического поведения при внешних воздействиях.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ И СТОЙКОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ ПОКРЫТИЙ Ti-Al-N НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ СТАЛИ 12X18H9T

Акуликин А.А.¹, Шугуров А.Р.¹, Панин А.В.^{1,2}, Сергеев В.П.¹, Cheng C.H.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³National Cheng Kung University, Tainan, Taiwan, R.O.C

aaa@ispms.tsc.ru

Твердые покрытия на основе нитридов переходных металлов находят все более широкое применение для повышения износостойкости и теплозащиты режущих инструментов, деталей и механизмов в автомобильной и авиакосмической промышленности. Одними из наиболее широко используемых для этих целей являются покрытия Ti-Al-N, которые обладают высокими твердостью и износостойкостью в сочетании с термической стабильностью и стойкостью к окислению. При этом свойства данных покрытий существенно зависят от условий их нанесения.

Одним из перспективных способов улучшения механических свойств покрытий Ti-Al-N и их адгезии к подложке является предварительная ионная бомбардировка

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

последней. В данной работе исследовано влияние бомбардировки подложки из стали 12Х18Н9Т пучками низкоэнергетических ионов Ti на стойкость к окислению покрытий Ti-Al-N, нанесенных методом магнетронного распыления. Кроме того, методом скретч-тестирования было изучено влияние ионной бомбардировки подложки на трещиностойкость покрытий Ti-Al-N. Поскольку образование трещин в покрытиях существенно снижает их защитные свойства, позволяя кислороду легко проникать к поверхности металлической подложки и вызывать ее интенсивное окисление.

Показано, что изменение внутренней микроструктуры, механических свойств и величины внутренних напряжений в покрытиях Ti-Al-N в результате ионной бомбардировки подложки не влияет на характер их растрескивания при царапании индентором, однако обеспечивает повышение трещиностойкости данных покрытий в 2-3 раза по сравнению с покрытиями на исходной подложке. Растрескивание покрытий начинается в зонах высокой положительной локальной кривизны границы раздела покрытие/подложка, формирующихся по краям царапин вследствие пластического оттеснения материала подложки.

Изучены закономерности деградации покрытий Ti-Al-N при термоциклировании и изотермическом отжиге на воздухе. Термоциклирование покрытий проводили путем нагрева до 900°C, выдержки в течение 1 минуты при данной температуре и последующего охлаждения на воздухе. Изотермический отжиг выполняли при 900°C в течение 140 минут.

Установлено, что растрескивание покрытий Ti-Al-N на исходной подложке происходит уже после первого цикла термического нагружения. В процессе дальнейшего термоциклирования данных покрытий на их поверхности формируется однородный оксидный слой, толщина которого по данным ПЭМ через 140 циклов нагружения достигает 700 нм. Это сопровождается снижением твердости покрытий с 20,9 ГПа до 7,2 ГПа. В свою очередь, покрытия, нанесенные на подложку, обработанную ионами Ti, не испытывают растрескивания в процессе термоциклирования. Толщина оксидного слоя, формирующегося на поверхности данных покрытий через 140 циклов нагружения составляет 500 нм, а их твердость снижается с 27 ГПа до 9,7 ГПа.

При изотермическом отжиге покрытий, как и при термоциклировании, имеет место растрескивание только покрытий Ti-Al-N, нанесенных на исходную подложку. При этом независимо от предварительной обработки подложки твердость покрытий снижается до 2,5-3 ГПа. Причиной более существенного снижения твердости покрытий Ti-Al-N при изотермическом отжиге по сравнению с термоциклированием, по-видимому, является двухслойная структура оксидной пленки, в которой формируется нижний пористый слой, обогащенный Ti.

Таким образом, проведенные исследования показали, что бомбардировка стальной подложки ионами Ti приводит к одновременному повышению трещиностойкости и окислительной стойкости покрытий Ti-Al-N, что позволит повысить их надежность и долговечность в различных применениях.

**ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ПОКРЫТИЙ WC-Co
НА РАЗРУШЕНИЕ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ**

Кастеров А.М.¹, Шугуров А.Р.¹, Казаченок М.С.¹,
Панин А.В.^{1,2}, Cheng C.H.³, Chang I.L.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³National Cheng Kung University, Tainan, Taiwan, R.O.C

Jegudiel@mail.ru

Повышение эффективности работы коллекторов солнечной энергии требует увеличения рабочих температур абсорберов, что обуславливает необходимость разработки новых материалов для селективных поглощающих покрытий, обладающих низкой излучательной способностью, термостабильностью и устойчивых к воздействию окружающей среды (воздух, влажность, загрязнения). В этой связи перспективными являются покрытия на основе WC, которые обладают высокой поглощающей способностью, а также трещиностойкостью и коррозионной стойкостью. Для дополнительного увеличения коэффициента поглощения газотермических покрытий было предложено проводить лазерную обработку, позволяющую увеличить шероховатость поверхности покрытий и уменьшить пористость в поверхностном слое. В то же время лазерная обработка обуславливает формирование зон сильной локальной отрицательной кривизны на поверхности покрытия, выступающих в качестве зародышей трещин. В связи с вышесказанным, целью данной работы явилось исследование лазерной обработки на разрушение покрытий на основе WC при термоциклировании.

Покрытия WC-Co наносили методом высокоскоростного газопламенного напыления на подложки из стали SUS-304. Толщина покрытий WC-Co составляла 300 мкм. Часть образцов была подвергнута предварительной лазерной обработке поверхности. Термоциклирование покрытий WC-Co проводили путем нагрева в муфельной печи до температуры 800 °С, выдержки при данной температуре в течение 1 минуты и последующего охлаждения. Охлаждение образцов выполняли двумя различными способами. Часть из них охлаждалась на воздухе со скоростью 10 °С/мин. Другую часть образцов охлаждали погружением в воду комнатной температуры.

Методом сканирующей электронной микроскопии установлено, что поверхность исходных покрытий WC-Co характеризуется глобулярной структурой с большим количеством пор, латеральный размер которых достигает 5 мкм. В результате плавления поверхностного слоя покрытий WC-Co лазерным лучом существенно снижается его пористость, а также наблюдается формирование бороздчатого рельефа.

По данным рентгеновского микроанализа в покрытиях содержится 40 ат.% W, 30 ат.% C, 30 ат.% Co, причем их элементный состав не изменяется в процессе лазерной обработки поверхности. Методом рентгеновской дифракции показано, что основными фазами в покрытии WC-Co являются WC, W₂C. В результате обработки происходит уменьшение объемной доли фазы WC и повышение объемной доли W₂C.

При термоциклировании покрытий с быстрым охлаждением в воде установлено, что лазерная обработка их поверхности приводит к значительному увеличению их стойкости к разрушению и долговечности. Трещины в исходных покрытиях зарождаются после 4 циклов нагружения, тогда как растрескивание обработанных покрытий начинается через 16 циклов. Количество циклов термического воздействия, при которых начинается скалывание покрытий WC-Co, также увеличивается в результате их обработки с 7 до 26.

В тоже время термоциклирование покрытий WC-Co с охлаждением на воздухе показало, что лазерная обработка их поверхности не оказывает существенного влияния на характер их разрушения и долговечности. В обоих случаях зарождение трещин

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

происходит на поверхности покрытий и начинается через 55 циклов нагружения. Отслоение и скалывание крупных фрагментов покрытий наблюдается через 355 циклов у исходных покрытий и 364 цикла в случае лазерной обработки.

Причиной быстрого разрушения покрытий и их различной термоциклической стойкости при быстром охлаждении являются развивающиеся в них сильные градиенты температуры, которые способствуют развитию в поверхностном слое покрытий высоких растягивающих напряжений. Уплотнение поверхностного слоя покрытия WC-Co, а также повышение в нем содержания W_2C в результате обработки лазерным лучом обеспечивает увеличение его прочности по сравнению с исходным покрытием. В то же время при термоциклировании на воздухе разрушение носит усталостный характер, вследствие чего лазерная обработка не оказывает влияние на их долговечность.

ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИЕ АНТИФРИКЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Cu-Mo-S

Жарков С.Ю., Сергеев В.П., Сергеев О.В., Калашников М.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

retc@ispms.lsc.ru

На сегодняшний день актуальной задачей является поиск путей повышения ресурса работы и, следовательно, износостойкости вращающихся контактных устройств, эксплуатируемых в открытом космосе. Вращающееся контактное устройство представляет собой скользящий контакт, состоящий из щеток и контактного кольца. В качестве материалов для изготовления щеток и контактных колец наиболее распространены медные и серебряные сплавы, легированные различными элементами для повышения их износостойкости, однако имеющиеся на сегодня сплавы не могут обеспечить требуемый ресурс работы для перспективных космических аппаратов. Одним из способов повышения их ресурса может стать нанесение электропроводящих антифрикционных покрытий. Данная работа посвящена изучению триботехнических свойств электропроводящих покрытий на основе системы Cu-Mo-S, осажденных методом импульсного магнетронного распыления, работающих в трибосистеме «медный образец – медное контртело».

Покрытия на основе системы Cu-Mo-S осаждались на медную подложку с помощью импульсной магнетронной распылительной системы, оснащенной мишенью специальной конструкции. Четырехзондовым методом установлено, что удельное сопротивление осажденных покрытий составляет $(22 \pm 3) \cdot 10^{-8}$ Ом·м.

Триботехнические испытания медных образцов с покрытием в атмосфере аргона в паре с медным контртелом на специально изготовленной малогабаритной машине, имитирующей работу вращающегося контактного устройства, показали, что покрытие на основе системы Cu-Mo-S снижает темп износа медной пары трения в ~ 38 раз по сравнению с темпом износа медной пары без покрытия. Установлено, что причиной снижения износа является обнаруженная на контртеле методами растровой электронной микроскопии и масс-спектрометрии вторичных ионов пленка переноса. При исследовании морфологии рабочей поверхности контртела и следа износа установлено, что эта пленка является третьим телом и сменяет катастрофический адгезионный износ медной пары на менее интенсивный усталостный. Измерение коэффициента трения медной пары с покрытием на воздухе на машине трения 2070 СМТ-1 показало снижение его значения по сравнению с коэффициентом медной пары без покрытия в $\sim 2,2$ раза – до значения 0,27.

Таким образом, в работе установлено, что электропроводящее антифрикционное покрытие на основе системы Cu-Mo-S работает как твердая смазка, снижающая темп износа медной пары трения путем смены адгезионного механизма изнашивания на усталостный.

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ
И УПРУГИЕ МАКРОНАПРЯЖЕНИЯ В ПОКРЫТИИ TiAlN**

Перевалова О.Б., Панин А.В., Сергеев В.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

perevalova52@mail.ru

Создание нанокompозитных покрытий со стойкостью к высокотемпературному окислению является актуальной задачей. Для покрытий TiAlN стойкость к окислению составляет 900°C [1]. Обработка подложки ионным пучком титана перед нанесением покрытия приводит к повышению термостабильности покрытия.

Целью работы является проведение сравнительного исследования микроструктуры покрытия TiAlN без и с предварительной обработкой подложки пучком ионов титана до и после термоциклических испытаний (140 циклов, нагрев до 900°C, выдержка в течение 1 мин. с последующим охлаждением).

Методами рентгеноструктурного анализа определялся фазовый состав, параметры кристаллической решетки основной фазы покрытия (симметричная съемка) и макронапряжения в покрытии (асимметричная съемка). Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии исследовались фазовый состав, зеренная структура покрытия и оценивались макронапряжения.

Независимо от предварительной обработки подложки покрытие имеет двухслойную структуру. К подложке примыкает слой, состоящий из равноосных микрокристаллических зерен фазы TiN. Второй, внешний слой покрытия состоит из столбчатых зерен фазы $Ti_{1-x}Al_xN$ с текстурой 200. Предварительная ионная обработка подложки приводит к уменьшению поперечных размеров столбчатых зерен фазы $Ti_{1-x}Al_xN$, изменению их формы, увеличению как микро, так и макронапряжений, а также появлению ферритной прослойки между покрытием и подложкой с основной аустенитной фазой.

Термоциклирование приводит к усилению концентрационной неоднородности алюминия и титана в фазе $Ti_{1-x}Al_xN$. В покрытии с ионной обработкой подложки перед магнетронным напылением концентрационный интервал алюминия в фазе $Ti_{1-x}Al_xN$ после термоциклирования становится шире ($0 \div 0.59$), чем в покрытии без обработки ($0.16 \div 0.49$). При термоциклировании происходит образование оксидов титана и алюминия в поверхностных слоях покрытия. В покрытии с ионной обработкой подложки оксидные фазы в большей степени локализованы в поверхностном слое, чем в покрытии без обработки. Толщина оксидного слоя в образце с обработкой в 1.3 раз меньше, чем в образце без обработки. Образование оксидов в поверхностных слоях покрытия сопровождается уменьшением упругих макронапряжений сжатия. Наиболее значительное уменьшение макронапряжений сжатия происходит в поверхностных слоях покрытия с ионной обработкой подложки. Уменьшение среднего поперечного размера колумнарных зерен и увеличение степени их неравновесности в покрытии с предварительной ионной обработкой являются факторами более интенсивного насыщения кислородом и образования оксидов в поверхностных слоях покрытия, в результате чего образовавшийся слой оксидов препятствует более глубокому проникновению кислорода в покрытие.

Литература:

1. Погребняк А.Д., Шпак А.П., Азаренков Н.А., Береснев В.М. Структура и свойства твердых и сверхтвердых нанокompозитных покрытий. Успехи физических наук, 2009, Том 179, №1, С.35-64.

**TEM INVESTIGATION OF THE PHASE TRANSITION
IN COATINGS ON THE BASIS Zr-Y-O**

Fedorischeva M.^{1,2}, Kalashnikov M.^{1,2}, Sergeev V.^{1,2}, Bozhko I.^{1,2}

¹Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia,

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia
fed_mv@mail.ru

Ceramics on the basis of Zr holds the leading place among fire-resistant constructional materials as it retains high mechanical properties up to 0.8-0.9 of the melting temperature of 3173 K. That is why ZrO₂ coatings are mainly used as thermal barrier coatings in hot turbine sections and other engine units.

A special attention is paid to reversible martensitic transformations in metal alloys (the so-called transformational conversion) due to the potential of their practical use in many fields of science, technology, medicine and industry. These alloys belong to the group of the so-called "smart" functional materials, as they allow controlling their behavior. These are transformation-hardening materials which are widely used in engineering practice as structural materials. The majority of such ceramic materials are developed on the basis of zirconium dioxide that is partially stabilized in the tetragonal phase. The tetragonal phase is capable of a monoclinic martensitic phase transition. The phase transition is accompanied by development of the shear and volume strain, stress relaxation, and closure of surface cracks. The hardening effect can result in ceramic materials with the strength properties (fracture toughness and strength) comparable to that of structure materials.

The paper deals with investigation of change in grain structure, grain and interphase boundaries, structure and phase composition during heating mode «in-situ» in the microscope column and followed by thermoelastic phase transition in the multi-layer coating based on Si-Al-N / Zr-Y-O in ZrO₂ layer.

The structural-phase state of the surface layers of the copper substrate was investigated by transmission electron microscopy (TEM) using the JEM-2100 microscope (Jeol Ltd., Japan) at temperature 900⁰C. Foils were prepared by the «cross-section» method using the ION SLISER-EM-09100IS installation (Jeol Ltd., Japan). The elemental composition of the coatings was determined by energy dispersive X-ray (MRS) using the INCA-Energy microanalyzer (EDX) (Oxford Instruments) with the built-in SEM LEO EVO-50XVP

By SEM and TEM it has been established that coatings on the basis of Zr-Y-O produced by the magnetron sputtering methods have a nanograin column structure where the columns are spread through the entire coating thickness.

In the initial state layers on the basis of Zr-Y-O are two-phase and consist generally of the tetragonal phase ZrO₂ with a small amount of monoclinic one.

At heating layer in a column of TEM in the "in-situ" mode we can observe: 1) turns of grains of the main phase together with change in the angle of disorientation crystallographic planes, 2) martensitic transition of the tetragonal phase to the monoclinic 3) modification of grain boundaries– their total length increases, the form of grains changes, in initial column grains there are cross boundaries, i.e. there is a process of fragmentation of grains.

The work was supported within the scope of the basic scientific research of state academies of sciences for 2013-2020.

**ON HEAT CAPACITY AND THERMAL TRANSPORT PROPERTIES FOR
GRAPHENE ON THE SI-SUBSTRATE FROM QUANTUM FIELD THEORY
APPROACH**

Galovich S.^{1,2}, Mischuk B.R.³, Ponomarev A.N.⁴, Reshetnyak A.A.⁴

¹University of Belgrade, Russia,

²Institute of Nuclear Sciences “Vinča”, Serbia,

³Tomsk State Pedagogical University, Tomsk, Russia,

⁴Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, Russia

bobagal@vinca.rs , mbogdan@tspu.edu.ru, alex@ispms.tsc.ru , reshet@ispms.tsc.ru

A theoretical model for 2-component system consisting from monolayer graphene, which interacts with a substrate realized both without its concrete atomic contents and with choice of Si being related to graphene, is proposed on a base of analysis of modern trends in the research of the thermal transport properties. of both monolayer and multilayer graphenes to study thermal transport properties and heat capacity of composite graphene-based materials. For analytical and graphical calculations of the thermal transport properties with account of only electronic subsystem of such 2-component model sample we suggested a Lagrangian of the system graphene-substrate with exact Green function in the low-energy approximation [1]. We have used the calculation technique developed in [2] which permits to determine a validity of Wiedemann-Franz law connecting conductivity with heat conductivity with account of electronic subsystem, but now for 2-component model with not only the metallic conductivities among them in the external magnetic field [3]. Mentioned calculation technique from temperature quantum field theory seems to be appropriate for calculation of the heat conductivity, first, in terms of the correlation function of scattering of energy current vector on energy current vector in another point of the system; second, correlation function of scattering of energy current vector on electric current density vector; third, correlation function of scattering of electric current density vector on electric current density vector given in different points of the graphene-substrate system. These three correlation functions are sufficient to calculate according to Kubo formula electric and heat conductivities. The input into the heat conductivity of suggested model is provided by electronic subsystem and being valid for low temperatures ($T < 100$ K). The validity of Wiedemann-Franz law for given system, in question, is analyzed as well.

Mentioned 2-component system: graphene-substrate permits a natural generalization on the case of bilayer AB-graphene [4] (and on AA-graphene as its allotrope modification) considered as a film on a substrate. As in the case with monolayer graphene a low-energy approximation is used however with two different possibilities both 2-band and 4-band description of the dynamics of carriers of charge and heat in terms of Hamiltonian [5], but already with natural assumption of the presence of the impurities and structural inhomogeneities (like C-pentagon and C-heptagons) in the graphene crystal lattice due to interaction with substrate. The latter effects leads to the non-trivial additions both into electric conductivity in DC regime and into heat conductivity from a pure graphene, firstly shown in [6].

The work is fulfilled in the framework of the State Task of ISPMS SB RAS on 2015 and plan period of 2016, 2017 years.

References:

1. Di Vincenzo P. and Mele E. // Phys.Rev.B 29 (1984) 1685.
2. Sharapov S.G., Gusynin V.P. and Beck H. // Phys.Rev. B67, 144509 (2003)
3. Gusynin V.P. and Sharapov S.G. // Phys. Rev. B 71, 125124 (2005)
4. Novoselov K.S., McCann E., Geim A.K. etc. // Nat.Phys. 2, 177 2006.
5. Gusynin V.P., Sharapov S.G. and Reshetnyak A.A. // AIP Conf. Proc. 1683 (2015),
6. Bobenko N.G., Ponomarev A.N., Reshetnyak A.A., Čevizović D., Transport properties of graphene bilayer on substrate from exact electronic Green's function, // RENSIT. 7, 168 (2015).

5. Деградация тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

ТОНКАЯ СТРУКТУРА БИОПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ГИДРОКИСАПАТИТА, ЛЕГИРОВАННОГО ЦИНКОМ, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ ВЧ-МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Просолов К.А.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Глушко Ю.А.², Попова К.С.²

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

konstprosolv@gmail.com, sharkeev@ispms.tsc.ru

Несмотря на успехи в применении кальцийфосфатных покрытий для имплантатов в ортопедии, травматологии и стоматологии проблема колонизации нежелательных бактерий в области имплантата до сих пор является актуальной проблемой. Для решения данной проблемы предлагается получать кальцийфосфатные покрытия с внедрением определенных ионов металлов (Ag, Cu, Zn), обладающих активным бактерицидным эффектом.

Покрытия на основе цинк-замещенного гидроксиапатита (ГАП-Zn) были получены на технически чистом титане марки ВТ1-0 методом ВЧ-магнетронного напыления. Исследована структура, состав и морфология покрытия методами высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, рентгеноструктурного анализа, энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (EDX). Также проведены биологические исследования покрытий, тесты на цитотоксичность и антимикробную активность, с использованием клеточной линии "С2С12" и бактерий e.Coli. При нанесении покрытия, подложки были нагреты до температур в интервале 100-400°C. На часть подложек покрытия нанесены без контролируемого нагрева. При этом температура подложки не превышала 50°C в процессе напыления покрытия.

Средний размер структурных элементов на поверхности покрытия, напыляемого без подогрева подложки равен 260 нм. С увеличением температуры при напылении структурные элементы на поверхности покрытия видоизменяются. Максимальный эффект наблюдается при температуре подложки 400°C. Установлено, что увеличение температуры подложки до 300-400°C при распылении мишени на основе ГАП-Zn приводит к формированию покрытия с образованием текстуры с преимущественной ориентацией кристаллов (002) и (112). По результатам EDX отношение атомных концентраций кальция и фосфора в покрытии равно 1,67, что соответствует стехиометрическому ГАП. Было зарегистрировано и наличие цинка небольшой концентрации.

В исследовании применены две схемы подготовки (схемы "H-Bar" и "Lift-Out") образцов для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на основе метода фокусируемого ионного пучка (ФИП). Результаты высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (ВР-ПЭМ) структуры и морфологии тонкого покрытия представлены и проанализированы. Толщина покрытий ГАП-Zn, полученных при температуре подложки, не превышающей 50°C, достигала 450 нм. Сформированные покрытия имеют градиентную структуру с равноосными зернами размером зерна от 10 нм до 27 нм. Покрытия являются равномерными, без видимых пор и трещин. Межплоскостные расстояния кристаллического ГАП-Zn были рассчитаны по ВР-ПЭМ снимкам структуры. Рассчитанные межплоскостные расстояния и их эталонные значения были использованы для определения направлений роста покрытия. Так же было проведено контрольное измерение межплоскостных расстояний на основе микродифракции. На границе раздела подложки и покрытия был зарегистрирован аморфный слой гидроксиапатита, толщиной 8 нм.

Тесты на цитотоксичность покрытия с использованием клеточной культуры миобластов мыши показали отсутствие токсического действия покрытия. В ходе

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

биологических исследований был выявлен бактериостатический эффект покрытий на кишечную палочку (e.Coli).

Исследование проведено при участии института керамических технологий и систем, г. Дрезден, Германия, и института Людвиг Больцмана, г. Вена, Австрия.

Работа выполнена по государственному заданию ИФПМ СО РАН на 2015-2017 г.г., проект 23.2.5.

ВЛИЯНИЕ АДГЕЗИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПРОФИЛЯ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕМ ВЫГЛАЖИВАНИИ

Кузнецов В.П.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{2,3}, Никонов А.Ю.^{3,4},
Филиппов А.В.^{2,3}, Дмитриев А.И.^{2,3,4}

¹Уральский Федеральный государственный университет, Екатеринбург, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴Томский государственный университет, Томск, Россия

tsy@ispms.ru

Получение качественных и упрочненных поверхностей, в том числе методом наноструктурирующего выглаживания, является актуальной задачей современного машиностроения. Ранее была изложена концепция управления наноструктурирующим выглаживанием, где одним из критических параметров процесса названа сила трения, а другим - фактор кратности нагружения. При этом в качестве силы трения рассматривается сила, обратная направленной скорости выглаживания. Поскольку подача осуществляется в перпендикулярном направлении, то неизбежно возникает составляющая силы трения и в этом направлении. До некоторой степени эта составляющая учитывается фактором кратности нагружения, поскольку по определению он зависит от подачи. Испытания показали, что поверхность выглаживания при малых скоростях характеризуется особым типом рельефа, в котором наряду с шероховатостью можно отметить наличие волнистости. Кроме того, для этих образцов характерен рельеф, выступы которого состоят из двух пиков. С увеличением скорости выглаживания эта картина сохраняется до достижения области сдвиговой неустойчивости, однако соотношение высот пиков меняется. Эта последняя область характеризуется наличием нерегулярного рельефа, дефектами в виде «язычков», далеко выступающих от гребней, следами адгезионного изнашивания в виде борозд и посторонними частицами. Направление «язычков» противоположно направлению подачи, это значит, что они возникают на задней стороне поверхности инструмента под действием боковой составляющей силы трения вследствие пластичности материала в пятне контакта из-за высокой скорости.

С другой стороны, ранее было показано, что существует адгезионный перенос металла на поверхности выглаживающего инструмента. При этом количество слоя переноса на инструменте зависит от материала инструмента и увеличивается в ряду: природный алмаз -> синтетический алмаз -> кубический нитрид бора -> твердый сплав. Адгезионный перенос металла зависит от нескольких причин: шероховатости поверхности, сродства материалов, условий выглаживания, в частности от скорости выглаживания как основного фактора увеличения температуры в контакте. В связи с этим он должен оказывать влияние и на шероховатость образцов. Поскольку формирующийся в результате деформации материал нароста обладает повышенной твердостью, то, следовательно, следует ожидать проявления индентирования и царапанья обрабатываемой поверхности. Таким образом, данный фактор может способствовать формированию регулярного рельефа, наблюдаемого на образцах со

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

средней скоростью выглаживания. Далее при увеличении скорости фрагменты слоя переноса могут отрываться и прилипать к поверхности, формируя частицы.

Влияние адгезии металла к инструменту на формирование рельефа поверхности изучалось теоретически с помощью моделирования методом молекулярной динамики. С этой целью рассматривался контакт индентора с поверхностью в случае, когда в качестве индентора выступало силовое поле заданного профиля и материальный объект. Результаты исследования показали прямую связь величины сил адгезии контактирующих материалов с характером воздействия, оказываемым инструментом на обрабатываемую поверхность. Полученные результаты находятся в полном соответствии с высказанным предположением о причине формирования регулярного профиля выглаживаемых поверхностей.

О ЗАЩИТЕ КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ ОТ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПОТОКА ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ ПУТЕМ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Al-Si-N

Рыбалко Е.В.¹, Божко И.А.^{1,2}, Калашников М.П.^{1,2}, Христенко Ю.Ф.³, Сергеев В.П.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Научно-исследовательский институт прикладной математики
и механики Томского государственного университета, Томск, Россия
evgeniaribka@yandex.com, vsereg@mail.tomsknet.ru, kmp1980@mail.ru,
hrs@niipmm.tsu.ru, bozhko_irina@mail.ru, avor@sibmail.com

Одной из основных задач является разработка новых конструкционных материалов способных защитить космические аппараты (КА) от воздействия частиц космического мусора, движущихся с высокими скоростями. Наиболее распространенными повреждениями стекол иллюминаторов КА являются кратеры, образующиеся на их поверхности в результате ударного воздействия микрометеороидов. Одним из эффективных способов защиты может стать нанесение покрытий на основе системы AlN/Si₃N₄, которая позволяет значительно повысить ударную прочность и твердость стекол, сохраняя их прозрачными в видимой области спектра.

Целью данной работы является исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий на основе Al-Si-N, а также их влияния на стойкость поверхностного слоя кварцевого стекла при ударном воздействии микрочастиц железа, движущимися со скоростями 5-8 км/сек. Исследования проводили на образцах из кварцевых стекол с покрытиями на основе Al-Si-N и без покрытия. Покрытия наносили методом импульсного магнетронного распыления на вакуумной установке УВН-05МД «КВАНТ», изменяя при этом толщину покрытий от ~ 0,6 до 8,4 мкм.

С помощью рентгеновских дифрактограмм установлено, что образцы с покрытиями содержат фазу нитрида алюминия (AlN) с ГПУ-решеткой. Причем, рефлексы этой фазы приобретают наибольшую интенсивность в покрытиях с толщиной 8,4 мкм, что свидетельствует об увеличении доли кристаллической фазы в покрытиях. Также для исследуемых образцов была измерена микротвердость и рассчитаны значения приведенного модуля упругости и коэффициента упругого восстановления. Микротвердость стеклянных образцов с покрытием Al-Si-N в ~2,7 раз превышает микротвердость исходных стекол; также у них наблюдаются более высокие значения коэффициента упругого восстановления поверхностного слоя на ~10 %.

Критерием стойкости поверхностного слоя стекла к ударному воздействию являлась плотность кратеров, образующихся на поверхности образцов после их бомбардировки высокоскоростными микрочастицами на легкогазовой пушке МПХ23/8

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

в НИИ ПММ НИ ТГУ. В качестве частиц для обстрела экспериментальных образцов были выбраны микрочастицы порошка железа с формой близкой к сферической. Скорости движения микрочастиц были в пределах 5-8 км/с. На изображениях поверхности стеклянных образцов, полученных методом РЭМ для нескольких серий образцов, исследованы распределения возникающих после обстрела кратеров и рассчитана их поверхностная плотность ρ . Установлено, что на стеклах с покрытием ρ при одних и тех же условиях испытания существенно ниже, чем на стеклах без покрытия. Причем, с увеличением толщины покрытий отношение плотности распределения кратеров на стекле с покрытием по сравнению с исходным стеклом ρ/ρ_0 уменьшается.

Таким образом, осаждение защитных покрытий на основе системы Al-Si-N при выбранном режиме позволяет сформировать покрытия, содержащие кристаллическую фазу AlN (ГПУ). Такие покрытия способны понизить плотность кратеров, образующихся на поверхности кварцевого стекла при обстреле микрочастицами железа, движущимися со скоростями 5-8 км/сек, что, по-видимому, обусловлено повышением механических свойств поверхностного слоя кварцевого стекла за счет нанесения защитного покрытия.

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ СМЕЩЕНИЯ НА ОДНОРОДНОСТЬ ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОГО НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ

Слабодчиков В.А., Борисов Д.П., Кузнецов В.М.

Томский государственный университет, Томск, Россия

borengin@mail.ru

В настоящее время в медицине широко применяются металлические имплантаты, в качестве таких материалов успешно используются титан и его сплавы. Наиболее перспективным, например, для лечения сердечно-сосудистой системы является материал на основе никелида титана (NiTi), обладающий высокими прочностными и упруго-пластическими характеристиками (эффектами памяти формы или сверхэластичности) и подходящий для изготовления из него саморасширяющихся внутрисосудистых кардиологических и периферических стентов, окклюдеров, кава-фильтров, сердечных клапанов, скрепок.

Основным требованием для использования таких имплантатов является их биосовместимость с организмом человека – зарастание имплантата слоем эндотелиальных клеток, свидетельствующее о вживлении имплантата в организм. На адгезию и размножение этих клеток на поверхности имплантата оказывают влияние многие факторы, например, микрорельеф и особенно химический состав поверхности имплантата.

Для обеспечения антикоррозионных свойств поверхности имплантатов на основе сплава никелида титана, её биосовместимости, а также для повышения клеточной адгезии было выяснено, что химический состав материала никелида титана должен быть изменён внедрением в поверхностный слой атомов кремния (Si).

В данной статье представлены результаты по влиянию напряжения смещения образцов относительно вакуумной камеры на однородность плазменно-иммерсионной ионной обработки. Результаты работы позволяют сделать вывод о том, что необходимые для медицинских применений процессы модификации химического состава и свойств поверхностных слоёв, например, изделий из никелида титана могут успешно осуществляться предложенным способом, а именно при выбранном режиме легирования образцов кремнием при импульсно-периодическом их напряжении смещения позволит добиться высокой однородности их обработки (легирования).

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБОВ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОДГОТОВКИ
ПОВЕРХНОСТИ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ**

Слабодчиков В.А., Борисов Д.П., Кузнецов В.М.
НИ Томский государственный университет, Томск, Россия
borengin@mail.ru

В данной статье представлены результаты исследования адгезионных свойств кремниевых покрытий, полученных с использованием различных методов и условий вакуумной предварительной обработки ионно-плазменной поверхности подложки с последующим магнетронным напылением. В экспериментах использовалась предварительная обработка поверхности подложки с помощью низкоэнергетических ионных пучков, высокоэнергетических ионных пучков, газоразрядной плазмы и плазмы магнетронно-распылительной системы. Вакуумные условия (тип насоса, давление и т.д.), плотность ионного тока и параметры напряжения смещения (частота и длительность импульсов) на подложку были различны. Было обнаружено значительное влияние процессов плазменно-иммерсионной ионной имплантации на адгезионные свойства кремниевых покрытий на никелиде титана.

**НАРУШЕНИЕ ФРАКТАЛЬНОЙ ИНВАРИАНТНОСТИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ
ОСТРОВКОВОЙ СТРУКТУРЫ БИНАРНОЙ ПЛЕНКИ Cu\Sn**

Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В.
Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
makrushina3008@mail.ru

В последнее время широко используются наноструктурные пленки, в том числе пленки с фрактальной структурой, получаемые в условиях самоорганизации, далеких от равновесных. Свойства таких пленок, как оптические, так и электро-физические, существенно отличаются от их обычных наноразмерных аналогов. Технология получения таких пленок может быть различна, главное соблюдение основного условия – процесс получения должен быть осуществлен в условиях, далеких от равновесия. Большой популярностью обладают тонкие металлические пленки системы Cu-Sn. Интенсивно протекающие реакции между слоями меди и олова при не высоких температурах, приводят к образованию интерметаллидов Cu_6Sn_5 и Cu_3Sn свойства которых отличаются от свойств меди и олова. Активное взаимодействие между медью и оловом сопровождается ростом вискероов Sn (1) и Cu_6Sn_5 (2), а также формированием ориентированных столбчатых структур фазы Cu_6Sn_5 с диаметром от десятков до нескольких микрометров (3, 4). Исследование рельефа поверхности столбчатых кристаллов интерметаллической фазы Cu_6Sn_5 интересно не только с практической точки зрения, но и для понимания природы этих реакций.

Образцы были получены на установке ВУП-5, при остаточном давлении 10^{-5} торр, резистивным методом испаряли металлические заготовки и проводили конденсацию из паровой фазы на подложки из силикатного стекла, нагретые до температур 50 °С, 100 °С, 150 °С, 200 °С, 250 °С, 300 °С, 350 °С, 400 °С, металлических слоев. Таким образом, были осаждены бинарные тонкие пленки Cu\Sn.

В данной работе для определения морфологической фрактальной размерности D использовались метод подсчета кубов, метод трингуляции, вариационный метод и метод спектра мощности. Так, расчет значения D с помощью метода подсчета кубов проводился путем разбивки профиля поверхности на кубы различных размеров и подсчета их числа, занятых островками. В случае метода триангуляции в качестве «константы» использовалась треугольная призма. В вариационном методе полная поверхность делится на кубы и подсчитывается степень среднеквадратичного значения

5. Деградации тонких пленок и многослойных покрытий как иерархически организованных структур

высоты (вариация) для заданного размера кубов. Метод спектра мощности основан на преобразовании Фурье, рассчитывается спектр мощности и все эти спектры усредняются.

На рисунке 1 приведены зависимости фрактальных размерностей поверхности тонкопленочного конденсата системы Cu-Sn, полученные четырьмя методами от температур подложки. Размер анализируемой поверхности 1X1 мкм. Следует отметить, что результаты различаются из-за систематических ошибок каждого из методов.

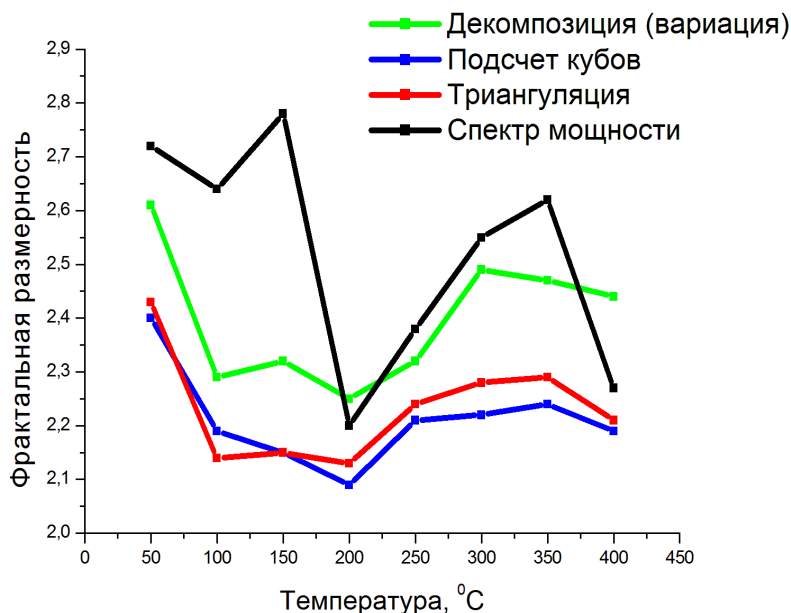


Рис. 1 Распределение фрактальных размерностей для тонких бинарных пленок Cu\Sn, полученных при различной температуре подложки.

На трех кривых (зеленая, синяя, красная) можно выделить два участка: 50-200 °C, на котором фрактальная размерность убывает, 200-350 °C, где значения фрактальной размерности возрастают. Значения, рассчитанные методом спектра мощности (черная кривая) не коррелируют с остальными.

Перегибы на кривых фрактальных размерностей можно связать с изменением в структурно-фазовом состоянии тонких металлических пленок, в частности, с образованием интерметаллидов Cu_6Sn_5 и Cu_3Sn . Первый интервал «низкотемпературный» связан с образованием нанокристаллической структуры интерметаллида Cu_6Sn_5 , высокой степени кристаллографической разориентации, и частичном сохранении исходных металлов меди и олова. Во-втором интервале «высокотемпературном» количество интерметаллической фазы Cu_6Sn_5 и Cu_3Sn увеличивается, кристаллы интерметаллических фаз четко ориентированы, фрактальность их поверхности увеличивается.

Литература:

1. Choi W.J., Lee T.Y., Tu K.N., Tamura N., Celestre R.S., MacDowell A.A., Bong Y.Y., Nguyen L. // ActaMaterialia. 2003. V. 51. P. 6253.
2. Xu G.S., Zeng J.B., Zhou M.B., Cao S.S., Ma X., Zhang X.P. // International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging. 2012. P. 289.
3. Choudhury S.F., Ladani L. // Journal of Electronic Materials. 2014. V. 41. № 8. P. 996.
4. Jiang L., Jiang H. // Journal of Electronic Materials. 2012. V. 41. № 8. P. 2083.

Секция 6

Методы и средства неразрушающего
контроля материалов и конструкций
с иерархической структурой

MINKOWSKI FUNCTIONALS AND FRACTOGRAPHY OF ALUMINUM ALLOYS

Tarasov S.Yu.

Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia
tsy@ispms.ru

Quantitative description of complex morphology surfaces with stochastically distributed characteristics is a challenge in many fields of knowledge and technology. One of most interesting integral parameter of that sort is the so-called either Abbot-Firestone or bearing ratio curve which allows evaluating the distribution of matter as a function of height. From mathematical point of view such a parameter may be alternatively represented as the first Minkowski functional, while the second and third ones serve as a measure of boundary length and Euler connectivity measure, respectively.

On the other hand, there is a trend in fractography for quantification of fracture surfaces in order to establish a correlation between it and mechanical strength. The objective of this work was to evaluate the applicability of Minkowski functionals for quantitative description of fracture surfaces on aluminum alloys. Two images have been generated to represent brittle and viscous types of fracture on aluminum alloys.

Minkowski volume. Full coverage of the brittle and viscous fracture surfaces by "black" pixels is achieved at threshold height $0.092 \cdot 10^{-3}$ and 0.42 , respectively. Also one can see that greatly higher area under curve $V(z)$ is achieved for the viscous type of fracture. So the roughness in case of viscous fracture surface is much higher than that of occurred in brittle fracture.

Minkowski boundary length. The viscous type of fracture surface is characterized by several orders higher number of boundaries as compared to the brittle fracture surface. The maximum number (length) of boundaries corresponds to the minimal size of area confined by these boundaries, i.e. to minimum tear cell size.

Minkowski connectivity. The behavior of $\chi(z)$ functions shows more differences between the viscous and brittle surfaces as compared to those for both $V(z)$ and $S(z)$ functions. The maximum connectivity is achieved for the cell structure of viscous fracture surface where a crossover from unconnected to connected type of structure is observed at the threshold $z=0.15$ as compared to approximately $z=0.07 \cdot 10^{-3}$ for the brittle type. The corresponding $V(z)$ values are 0.57 and 0.18 , respectively. These values may be used to find the percolation threshold, i.e. the value of Minkowski volume at which the crossover from brittle to viscous fracture occurs. In so doing it will be possible to determine the ratio of brittle/viscous fracture surface components.

Conclusion. The results of this evaluation enable a conclusion that all three Minkowski functional can be sensitive to the type of fracture surface and thusly allow using them for quantifying the fracture surfaces in fractography. In addition to commonly used the bearing ratio curve (Minkowski volume) which characterizes roughness, two other functionals may characterize the type of the fracture surface topology with respect to its connectivity and boundary length. The latter characteristics allow quantifying the experimentally obtained fracture surfaces by the brittle/viscous components ratio.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

КРИТЕРИЙ РЕСУРСА БЕЗОПАСНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ОПОР ЛЭП

Семухин Б.С.^{1,2}, Тарасов А.Г.³

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

³ Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия
bss@ispms.tsc.ru, info@electrocorr.ru

В настоящее время особенно актуальны проблемы технической диагностики работающих конструкций, эксплуатируемых длительное время на предельных режимах. Кроме того, существуют объекты, где необходим регулярный тщательный контроль состояния материалов узлов, деталей и конструкций. Для технической диагностики широко используют известные акустические методы. Анализ литературных данных показывает, что все известные методы, строго говоря, могут использоваться только в том случае, если исследуемый объект находится в упруго деформированном состоянии, то есть напряжения в нем существенно меньше предела упругости. В этом случае практически любая задача допускает строгое аналитическое решение, сопоставление которого с экспериментальными данными дает корректный ответ на вопрос о распределении напряжений в объекте. Благодаря снижению исходных сечений от коррозии или износа, либо аномально высоких внешних воздействиях, напряжения в конструкциях и деталях могут выходить за указанную границу, и тогда возможно возникновение значительных пластических деформаций, часто не препятствующих дальнейшей безаварийной работе реальных объектов. Поэтому основной целью настоящей работы являлось установление связи изменения скорости ультразвука с основными прочностными характеристиками на примере металла опор ЛЭП, проработавших долгие годы и находящимся в упругопластическом состоянии, а также поиск критерия ресурса работы этих опор.

В настоящей работе изучена потеря устойчивости металлических элементов опор на макроуровне и связь ее с ветровым давлением. Показана высокая чувствительность УЗ метода к структурным изменениям в материале элементов опор и возможность оценки стадии «накопленной усталости» или её близости к критическому уровню. Установлены напряжения, действующие на элементы опор в зависимости от температуры металла и скорости ветра. Анализ эпюр напряжений позволяет осуществлять мониторинг состояния опор, работавших разное время, неразрушающим методом. Кроме того, метод оказался чувствительным к марке стали из которой были изготовлены опоры. Это позволило сравнивать опоры, сделанные из разных марок стали.

Результаты натурных измерений скорости ультразвука в элементах опор, полученные для опор, проработавших многие годы, позволили построить зависимость ресурса работы от изменения скорости ультразвука. Анализ данной зависимости дает возможность количественной оценки уровня снижения срока службы элементов опор, типа поясных уголков, что критично в районах с высокими значениями ветрового давления. В работе предлагается критерий ресурса работы опор ЛЭП, основанный на прецизионных измерениях скорости распространения ультразвука в элементах опор. Выполненные исследования расширяют возможности использования ультразвукового метода для количественного определения напряжённого состояния металла опор ЛЭП при проведении их текущих, периодических и специальных осмотров. Достоверность таких измерений определяется хорошей воспроизводимостью физического воздействия и измерения возникающего эффекта, а также линейностью градуировочных зависимостей.

В качестве основного вывода можно утверждать, что скорость ультразвука является структурно чувствительной характеристикой и позволяет пересчитывать ее в основные механические напряжения для любого эксплуатационного состояния металла конструкций опор ВЛ.

X-RAY PHOTOELECTRON SPECTROSCOPY STUDY OF SiO₂, ZrO₂-DOPED

1-4 at.% Nd³⁺:Y₃Al₅O₁₂ TRANSPARENT CERAMICS

Kosyanov D.Yu.¹, Yavetskiy R.P.², Dobrotvorskaya M.V.²,

Cherednichenko A.I.¹, Vovna V.I.¹, Tolmachev A.V.²

¹Far Eastern Federal University, Vladivostok, Russia,

²Institute for Single Crystals of NAS of Ukraine, Kharkov, Ukraine

kosjanovdenis@rambler.ru; kosianov.diu@dvfu.ru

The modern trend in development the diode-pumped solid-state lasers is the use of neodymium-doped ceramics as an active medium, particularly Nd³⁺:Y₃Al₅O₁₂ transparent ceramics (Nd³⁺:YAG). Its indisputable dominance in a broad variety of laser applications is determined by a combination of high emission cross section with long spontaneous emission life-time, high damage threshold, mechanical strengths, high thermal conductivity and consequently low thermal distortion of the laser beam, etc. This work is aimed to identify by XPS method mechanisms of entering iso- (Nd³⁺) and heterovalent (Si⁴⁺, Zr⁴⁺) impurities in the garnet structure, based on an assumption of formation of the substitutional impurity defects.

1-4 at.% Nd³⁺:YAG transparent ceramics were obtained by the reactive sintering method using commercial α -Al₂O₃, Y₂O₃, and Nd₂O₃ powders as starting materials, and SiO₂, ZrO₂ as a complex sintering aid. The XPS analysis was carried out for the polished surface of the 4 at.% Nd³⁺:YAG ceramics sample (as the model object with the possible maximum content of structural defects).

The presence of the following elements in the structure was defined: Al, Y, O, Nd, Zr. The lines position in the Al2s (E_b=119 eV), Al2p (E_b=74.1 eV), Y3p_{3/2} (E_b=301.3 eV), Y3p_{1/2} (E_b=312.9 eV), Y3d (E_b=158.2 eV), Y4s (E_b=45.9 eV), Y4p (E_b=26.1 eV) and O1s (E_b=530 eV) spectra of 4 at.% Nd³⁺:YAG ceramic surface corresponding well with the literature data for Cr³⁺/Yb³⁺:YAG films [1], 2.8 at.% V³⁺:YAG single crystals and ceramics [2]. The values of XPS binding energies and intensity of the peaks at the study of the polished surface of the sample and of its cleavage are identical. Zr3d XPS spectrum shows a sharp doublet according to spin-orbit splitting into Zr3d_{3/2} and Zr3d_{5/2} peaks with binding energies of 184 and 182 eV, respectively, which indicates the ZrO₂ bonding [3]. XPS spectra of Nd3d_{3/2} and Nd3d_{5/2} peaks, centered at 1005 eV and 982 eV, corresponding to Nd³⁺ state in Nd₂O₃ [4]. Therefore, XPS results confirmed that Nd atoms have been effectively incorporated into the garnet matrix and participate in the chemical bonding. The calculated content of neodymium in the sample is equal to 3.9 at.% (the calculation error does not exceed ± 10 %). This confirms indirectly the structural and chemical homogeneity of the synthesized 1-4 at.% Nd³⁺:YAG transparent ceramics over the whole volume of the sample.

References:

1. Y. Wang, N. Li, P. Duan, et al., Chin. Opt. Lett., 2015, 13, 060701-60704.
2. M. Kruczek, E. Talik, J. Kusz, et al., Acta Phys. Pol. A., 2009, 115, 209-212.
3. T. Romotowski, J. Komorek, J. Stoch, et al., Polish J. Chem., 1995, 69, 621.
4. Y.A. Teterin, A.Y. Teterin, Russ. Chem. Rev., 2002, 71, 347-381.

**ВОЗМОЖНОСТИ ТРИБОСПЕКТРОСКОПИИ ПО ИДЕНТИФИКАЦИИ
ДЕФЕКТОВ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ С ПОМОЩЬЮ СИСТЕМЫ
ИНДЕНТОРОВ**

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
anikeeva@ispms.tsc.ru

Нанесение покрытий и упрочнение поверхностных слоёв позволяет значительно повысить эксплуатационные характеристики элементов машин и механизмов. В последнее время особый интерес представляют наноструктурные покрытия, особые механические свойства которых сильно зависят от наличия в них дефектов и повреждений, в том числе наноразмерного масштаба. В связи с этим, актуальным является развитие методов диагностики таких дефектов. По расположению все дефекты можно разделить на наружные (поверхностные) и внутренние (подповерхностные и глубинные). Для обнаружения внутренних дефектов наибольшее распространение получили методы неразрушающего контроля, основанные на исследовании изменений условий распространения различного рода проникающих излучений (электромагнитные и упругие колебания). Диапазон измерения классических методик неразрушающего контроля (магнитный, электрический, вихретоковый, радиоволновой, радиационный и т.д.) колеблется от нескольких миллиметров до микрометров. Изучение наноразмерных дефектов является весьма сложной задачей ввиду отсутствия необходимой чувствительности и разрешающей способности современных приборов.

В последнее десятилетие для измерения рельефа поверхности стал активно использоваться метод трибоспектроскопии, основанный на непрерывной регистрации силы трения и смещения индентора (малого контртела). Исследования проводятся с помощью экспериментальной установки, состоящей из двух инденторов соединённых пьезоэлементом. На основе компьютерного моделирования было обосновано применение данного подхода также для идентификации приповерхностных нанодефектов. При этом для численного исследования использовалась модель, состоящая из одного контртела. Анализировались оценки спектра мощности силы, действующей на индентор со стороны исследуемого образца. В ходе дальнейших численных исследований была показана принципиальная возможность трибоспектроскопии для идентификации наноразмерных плоских дефектов различной ориентации относительно исследуемой поверхности.

Целью данной работы является численное исследование возможностей метода трибоспектроскопии на более развитой модели, в которой добавлен второй индентор. При этом изучаются Фурье-оценки спектральной плотности временных регистраций сил взаимодействия с поверхностью каждого индентора, а также различных комбинаций этих сил. Фурье-оценки получаются в результате дискретного преобразования Фурье временных зависимостей соответствующих сигналов (сил). Анализируется влияние дефектов приповерхностного слоя на изменение получаемых спектров.

В результате анализа данных численного моделирования было показано, что наличие второго индентора даёт дополнительную информацию о состоянии поверхности образца, которая отражается в Фурье-оценках спектральной плотности временных регистраций соответствующих сил.

**АКУСТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ МАТЕРИАЛА
КАК КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ДЕФОРМИРУЕМОСТИ МАТЕРИАЛОВ**

Лунев А.Г., Надежкин М.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

agl@ispms.tsc.ru, mvn@ispms.tsc.ru

Обнаружение автоволн локализованной пластической деформации на всех этапах пластического течения открыло путь к установлению общих закономерностей этого процесса от предела текучести до разрушения. В ходе экспериментальных исследований около пятидесяти различных материалов выяснилось, что процесс деформации неоднороден во времени и локализован в пространстве. Это выражается в формировании автоволновых картин (паттернов), которые характеризуются скоростью распространения $10^{-5} \dots 10^{-4}$ м/с, длиной волны $\sim 10^{-2}$ м и частотой $10^{-3} \dots 10^{-2}$ с $^{-1}$.

Наиболее важная особенность автоволнового процесса пластической деформации состоит в том, что каждой стадии процесса течения отвечает совершенно определенный тип автоволны. Это позволяет сформулировать правило соответствия, согласно которому:

- стадии площадки текучести соответствует автоволна переключения;
- стадии линейного деформационного упрочнения соответствует фазовая автоволна;
- стадии параболического деформационного упрочнения соответствует стационарная диссипативная система;
- стадии предразрушения соответствует коллапс автоволновой картины.

Перечисленные закономерности позволяют сделать следующие заключения. Первое состоит в том, что многостадийный процесс деформационного упрочнения материалов может рассматриваться как закономерная самопроизвольная смена автоволновых картин (паттернов). Этот вывод следует из анализа большого числа экспериментальных данных. В ходе этой процедуры была установлена однозначная взаимосвязь формы автоволновой картины локализации и действующего на соответствующей стадии механизма деформационного упрочнения. Второе заключение состоит в том, что реальное деформируемое твердое тело есть универсальный генератор автоволн разных типов. В физике, химии и биологии известны генераторы автоволновых процессов, способные порождать разные автоволновые моды. Моделирование процессов генерации автоволн необходимо для анализа природы процессов самоорганизации, к которым относятся автоволны. В названных науках для генерации определенного типа автоволны необходимо строго выдерживать температурный и концентрационный режимы в системе. Это требует использования своего собственного реактора для каждого типа автоволны. В случае деформируемого твердого тела автоволны последовательно рождаются в одном и том же образце при постоянной скорости его растяжения и при постоянной температуре. Деформируемый образец является универсальным генератором автоволн, которые нетрудно наблюдать, используя фото- или видеотехнику. Параметры автоволновых деформационных явлений характеризуют деформационные процессы.

Важную роль при этом играет связь автоволновых явлений с другими физическими свойствами материалов, меняющимися при деформации и влияющими на кинетику формоизменения. В соответствии с развитой нами в предыдущих работах двухкомпонентной моделью пластичности, речь, в первую очередь, может идти об акустических свойствах деформируемых сред – скорости распространения ультразвуковых волн и их затухании. Экспериментальная проверка этого предположения подтвердила это предположение и показала, что зависимости скорости распространения релеевских ультразвуковых волн в деформируемой среде от деформирующего напряжения имеют сложную многостадийную форму, а каждая из

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

стадий этой зависимости описывается линейным уравнением. Точки перелома этих зависимостей указывают на смену механизма деформации, а их координаты могут быть использованы как информативные количественные признаки смены механизмов деформации. Экспериментальная проверка, проведенная на ряде сталей (08пс, 09Г2С, 40Х13) и сплавов (Д1, Д16), показала, что на этой основе могут быть реализованы методы непрерывного контроля деформационных свойств материалов, в частности, оценки запаса пластичности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10025).

АКУСТИКО-ЭМИССИОННАЯ ДИАГНОСТИКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛИЗА РЕГИСТРИРУЕМЫХ СИГНАЛОВ

Дмитриев А.А.¹, Поляков В.В.¹, Колубаев Е.А.², Лепендин А.А.¹

¹Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
pvv@asu.ru

Использование изделий, изготовленных на основе алюминиевых сплавов, в условиях переменных механических и температурных полей требует надежного контроля структуры и прочностных свойств [1]. Физические методы диагностики, основанные на анализе характеристик акустической эмиссии, не всегда удобны на практике и во многих случаях не позволяют анализировать развивающиеся при нагружении деформационные процессы. В настоящей работе рассматривается подход, в котором регистрируемые акустико-эмиссионные сигналы обрабатываются на основе проекционных методов многомерного анализа [2] данных с привлечением аппарата вейвлет-разложений.

В качестве материалов для испытаний и апробации подхода применялись образцы алюминий–магниевого сплава AlMg5Mn, имевшие стандартную форму для испытаний на статическое растяжение и размер рабочей части 50 x 15 мм. В качестве измерявшихся параметров, описывавших возникавшие при нагружении акустические эффекты, выступали значения напряжения акустической эмиссии. Одновременно с акустико-эмиссионными параметрами измерялись значения приложенной нагрузки и абсолютной деформации, по которым рассчитывались напряжение σ , деформация ϵ и коэффициенты деформационного упрочнения $K = d\sigma/d\epsilon$. По виду кривой деформационного упрочнения в области пластической деформации выделялось стадии с разными значениями коэффициента K .

Измеренная акустическая эмиссия характеризовалась непрерывным спектром и значительными изменениями вида и амплитуды сигнала при переходе от одной стадии нагружения к другой. Именно это обстоятельство затрудняет физическую интерпретацию параметров акустической эмиссии в их связи с деформационными процессами и тем самым - диагностику этих процессов. Предложенный в работе подход к обработке акустико-эмиссионных сигналов заключался в следующем. Весь зарегистрированный при нагружении акустико-эмиссионный сигнал разбивался на отдельные блоки, каждый из которых соответствовал интервалу деформации, равному экспериментальному шагу деформации. Характеристики сигнала для отдельных блоков обрабатывались с помощью метода главных компонент. Поскольку регистрировавшиеся сигналы отражали не только процессы акустического излучения, но и искажения различной природы, в настоящей работе был использован аппарат дискретного вейвлет-преобразования. Именно, на первом этапе по измеренным сигналам определялись коэффициенты многоуровневого вейвлет-разложения,

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

характеризовавшие низкочастотную форму сигнала, за счет чего подавлялись случайные высокочастотных вклады. На втором этапе к коэффициентам вейвлет-разложения применялось преобразование Гильберта [13], что позволяло исключить резонансные колебания пьезодатчика. Сформированные таким образом вектора признаков подвергались далее процедуре кластеризации. Результаты расчетов представлялись в графическом виде и анализировались на плоскостях первых главных компонент.

Как показывает анализ полученных графиков счетов, произошло отчетливое разделение точек, описывавших отдельные блоки сигналов, на изолированные кластеры. Каждый из таких кластеров относился к определенной стадии пластической деформации или к стадии разрушения. Расположение кластеров отражало существенные различия в характеристиках акустико-эмиссионного сигнала на разных стадиях нагружения, обусловленные сменой доминирующих механизмов акустического излучения.

Полученные результаты могут быть использованы для расширения возможностей акустико-эмиссионной диагностики изделий из металлических сплавов в условиях внешнего нагружения.

Литература:

1. Egorov A.V., Polyakov V.V., Salita D.S., Kolubaev E.A., and al. Inspection of aluminum alloys by a multi-frequency eddy current method / Defence Technology. 2015. Vol. 11. P. 99-103. DOI: 10.1016/j.dt.2014.12.002
2. Lependin A.A., Polyakov V.V., Salita D.S. The Evolution of Statistical Characteristics of Acoustic Emission upon Fiberglass Destruction / Technical Physics Letters. 2015. Vol. 41. No 5. Pp. 411-413.

ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ТРЕНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Лычагин Д.В.^{1,2}, Филиппов А.В.^{2,3}, Новицкая О.С.³,
Колубаев Е.А.^{2,3}, Колубаев А.В.³, Сизова О.В.³

¹ НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
dvl-tomsk@mail.ru

В процессе трения между двумя телами происходят явления, имеющие хаотический, нестационарный характер. Относительное скольжение тел в трибосопряжении приводит к интенсивному взаимодействию микронеровностей контактирующих поверхностей, которое сопровождается схватыванием, срывом и срезом элементов микронеровностей. Малые размеры реальных контактных площадок приводят к значительному росту напряжений и температуры на отдельно взятых вершинах неровностей, что способствует развитию интенсивных деформационных процессов в поверхностном слое и в том числе упругих деформационных волн. Сложность анализа и интерпретации сигналов акустической эмиссии, генерируемых в процессе трения, подталкивает к поиску способов проведения экспериментов, воспроизводящих определенное поведение материала в условиях трения. Что возможно выполнить, используя монокристаллы, за счет управления их деформационным поведением путем выбора кристаллографической ориентации и условий нагружения. Целью работы является исследование взаимосвязи генерации сигналов акустической эмиссии с деформационными процессами в монокристаллах стали Гадфильда, происходящими в поверхностных и приповерхностных слоях при сухом трении скольжения.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

В работе рассматриваются результаты экспериментального исследования трения скольжения монокристаллов стали Гадфильда с регистрацией сигналов акустической эмиссии, генерируемой трибосистемой. С применением лазерной сканирующей микроскопии были установлены параметры износа, формирующихся на поверхности контртела, дорожек износа и параметры топографии рельефа монокристаллов стали Гадфильда. Подробный анализ фреймов, регистрируемого сигнала АЭ, показал существенные различия в виде и амплитудно-частотных характеристиках сигналов, относящихся к областям приработки и установившегося трения. Область приработки характеризуется большими колебаниями величин коэффициента трения и сигнала акустической эмиссии. Прирост величины огибающей сигнала АЭ обусловлен большим числом актов деформации на стадии приработки трибосопряжения, происходящих при интенсивном формировании и разрушении контактных площадок, отделении и отрыве частиц износа. В области установившегося трения наблюдаются небольшие колебания коэффициента трения и сигнала АЭ. В области установившегося трения, фрейм сигнала АЭ состоит из череды пиков АЭ с различной амплитудой. Наибольшая интенсивность мощности спектра данного фрейма вдвое меньше, чем у фрейма из области приработки трибосопряжения. Центральная частота фрейма сигнала АЭ находится в диапазоне 125..305 кГц. Части фрейма с выраженной чередой пиков, соответствует области с падением центральной частоты сигнала.

В результате выполненных исследований показана связь огибающей сигнала акустической эмиссии с изменением коэффициента трения. На основе оконного преобразования Фурье определены амплитудно-частотные характеристики фреймов сигнала акустической эмиссии в области приработки трибосопряжения и в процессе установившегося трения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-08-00377_а.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ПРОЦЕССЕ ИМПУЛЬСНОГО НАГРУЖЕНИЯ ОБРАЗЦА С ДЕФЕКТОМ

Уцын Г.Е., Фурса Т.В., Люкшин Б.А., Петров М.В.

НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

uge23@rambler.ru

Проблема дефектоскопии на основе явления механоэлектрических преобразований в изделиях из диэлектрических материалов, таких как бетоны, может быть решена с применением математического моделирования. Результаты математического моделирования, сопоставленные с лабораторными исследованиями, способствуют повышению информативности развиваемого метода. Известно, что наличие в бетоне дефекта приводит к изменению амплитудно-частотной характеристики электрического сигнала при возбуждении его импульсной нагрузкой. Импульсная нагрузка, приложенная к поверхности образца, содержащего пьезовключения и/или двойные электрические слои, приводит к возникновению переменного электрического поля. Изменение фиксируемого в эксперименте электрического поля сгенерировано суперпозицией пьезоисточников. При взаимодействии с дефектами происходят отражения акустических волн от трещин и их трансформация вблизи неоднородностей. При многократном прохождении акустической волны через образец, формируется более сложная волновая картина чем в дефектном образце. Возникают колебания с различными частотами. Наличие

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

колебаний, имеющих различные частоты, отслеживает спектральная характеристика сигнала, полученного с использованием соответствующей аппаратуры.

Экспериментальные исследования выполнены с помощью лабораторного комплекса, позволяющего производить импульсное механическое воздействие на образцы и регистрацию электромагнитного сигнала

На основе этих исследований ведется разработка неразрушающих методов контроля структурных и механических характеристик гетерогенных материалов. Хорошее соответствие характера изменения теоретических и экспериментальных данных при наличии в образце дефекта является свидетельством перспективности использования моделирования в задачах неразрушающего контроля.

В лабораторных работах существует некоторая ограниченность в количестве проводимых экспериментов, связанная с временными и материальными затратами. Эти проблемы способна решить разработанная математическая модель рассчитывающая электромагнитный отклик в образцах с различными дефектами.

Разрабатываемая математическая модель использована для повышения точности метода неразрушающего контроля изделий из диэлектрических гетерогенных материалов, а также поиска новых критериев дефектности диэлектрических материалов. Использование методов математического моделирования позволит создавать банк эталонных электромагнитных откликов, по которым возможен анализ и распознавание дефектов с помощью метода неразрушающего контроля, основанного на эффекте механоэлектрических преобразований. Полученные результаты значимы для развития дефектоскопии и неразрушающего контроля. Результаты работы использованы при проведении экспериментальных исследований, при создании новых образцов диагностирующей аппаратуры.

МЕТОДЫ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ХАРАКТЕРИЗАЦИИ ЛОКАЛЬНЫХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЛОЖНЫХ МНОГОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Тюрин А.И.¹, Викторов С.Д.², Кочанов А.Н.², Самодуров А.А.¹,
Пирожкова Т.С.¹, Шуварин И.А.¹

¹НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,

² Институт комплексного освоения недр РАН, г. Москва, Россия

tyurin@tsu.tmb.ru

Современные технологии требуют использования самых различных классов и типов материалов от традиционных до вновь разрабатываемых, от монокристаллических, до поликристаллических, наноструктурированных, аморфных и др., включая сложные многофазные материалы, сплавы и материалы с иерархической структурой.

При их применении и использовании необходимо учитывать, что физико-механические свойства традиционных и особенно новых, наноструктурированных материалов в субмикронных и нано- объемах, тонких пленках и приповерхностных слоях могут сильно отличаться от макроскопических. Такое различие принято квалифицировать как размерные эффекты (SE). В качестве характерного размера, определяющего границу перехода между макроскопическими и наноразмерными свойствами могут выступать внешние размеры образца, характерные размеры микроструктуры (размеры фаз, зерен, дислокационных скоплений, двойников, пор, толщина слоев/пленок), радиус контактного пятна при локальном деформировании и др.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

С точки зрения чувствительности нано- и микромеханических свойств к размеру зоны деформирования все материалы можно условно разделить на два класса – имеющие SE и размерно - независимые вплоть до единиц – десятков нм.

Еще больше вопросов возникает при характеризации физико-механических свойств сложных многофазных материалов и материалов развитой иерархической структурой, поскольку их свойства определяются как свойствами отдельных фаз, так и межфазных границ их раздела, а также другими элементами, входящими в состав развитой иерархической структуры.

При этом на первый план выступает задача исследования неразрушающими методами контроля локальных физико-механических свойств (упругих, пластических и прочностных) различных элементов структуры (отдельных фаз, межфазных границ и др.), а также механизмов их деформирования и разрушения в условиях действия высоких локальных напряжений.

Безусловный лидер такого рода испытаний – наноиндентирование (NI), под которым подразумевается совокупность методов механических испытаний, позволяющих определять не только твердость, но и еще несколько десятков механических и функциональных характеристик материалов в наномасштабе (упругих, пластических, прочностных и других). NI реализуется приложением микронагрузки к специально аттестованному зонду и прецизионным измерением деформации материала с разрешением порядка 1 нм. Такой метод пригоден для решения разнообразных инженерных задач и выяснения фундаментальных закономерностей механического поведения нанометровых приповерхностных слоев и субмикронных объемов различных материалов и/или их элементов структуры.

Цель работы заключалась в оценке структурных и физико-механических свойств (упругих, пластических и прочностных) отдельных фаз и межфазных границ сложных многофазных материалов, исследовании влияния на них размерных эффектов, а также выявлении механизмов их деформирования в условиях действия высоких локальных напряжений.

В качестве примера, для исследования физико-механических свойств в микро- и наномасштабе сложных многофазных материалов были выбраны образцы ряда сложных многофазных горных пород (железистые кварциты, гранит, мрамор, змеевик, антрацит и песчаник).

В работе рассмотрены результаты применения метода микро- и наноиндентирования для исследования в микро- и наномасштабе, без разрушения всего образца, ряда физико-механических свойств (твердости, модуля Юнга, коэффициента пластичности, параметра, описывающего сопротивление пластической деформации, коэффициента трения, коэффициента вязкости разрушения и др.) отдельных фаз и межфазных границ исследованных образцов и показано влияние на них масштабного фактора. Проведен активационный анализ и определены активационные и энергетические параметры процесса формирования отпечатка и предложены доминирующие микромеханизмы массопереноса на разных стадиях формирования отпечатка для каждой из выявленных фаз всех исследованных материалов.

**СКОРОСТЬ И ЗАТУХАНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ
НАГРУЖЕНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

Лунев А.Г., Надежкин М.В., Зуев Л.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
agl@ispms.tsc.ru, mvn@ispms.tsc.ru, lbz@ispms.tsc.ru

В большинстве случаев [1,2] выход из строя деталей машин и элементов конструкций происходит в результате их усталостного износа. В связи с этим методы прогнозирования надежности новых изделий или ресурса изделий, находящихся в эксплуатации связаны с определением циклической (усталостной) прочности. Особенное внимание в данной области отводится неразрушающим методам оценки ресурса работы изделий ответственного назначения, находящихся в эксплуатации [3-5].

Представляемая работа направлена на изучение возможности определения усталости низкоуглеродистой конструкционной стали по изменению скорости распространения и затухания в ней ультразвуковых волн. Возможность использования ультразвука для решения данной задачи обусловлена чувствительностью акустических волн к локальным напряжениям (II и III рода), которые возникают как вследствие увеличения плотности дислокаций при длительном циклическом нагружении металлических изделий, так и вследствие формирования и роста микротрещин на заключительных стадиях жизни металла [6,7].

Точные измерения скорости распространения ультразвуковых волн (погрешность $\sim 5 \cdot 10^{-5}$) позволили выявить стадии развития усталости в исследованных образцах низкоуглеродистой стали при малоцикловых усталостных испытаниях с частотой 1 Гц и коэффициентом асимметрии цикла $R=0$.

Литература:

1. Трощенко В.Т., Сосновский Л.А. Соппротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Киев: Наукова думка, 1987.
2. Соппротивление усталости элементов конструкций / А.З. Воробьев, Б.И. Олькин, В.Н. Стебенев и др. – М.: Машиностроение, 1990. – 240 с.
3. Mohammadi J. NDT Methods Applied to Fatigue Reliability Assessment of Structures. – American Society of Civil Engineers, 2004.
4. Горецкий В.М. Исследование структурной повреждаемости стальных образцов с использованием метода магнитной памяти металла / В.М. Горецкий, А.А. Дубов, Е.А. Демин // Контроль. Диагностика. - 2000. - № 3. - С. 23 - 26.
5. Мишакин В.В., Наумов М.Ю., Мишакин С.В., Кассина Н.В. Разработка акустического метода оценки поврежденности металлических сплавов до образования макротрещины//Дефектоскопия. 2007. № 10. С. 49-57.
6. О возможности диагностики компрессорных лопаток по параметрам затухания и скорости ультразвука / Мотова Е. А., Никитина Н. Е., Тарасенко Ю. П. // Проблемы машиностроения и надежности машин. - 2013. - № 4. - С. 88-95.
7. Зуев Л.Б., Целлермаер В.Я., Громов В.Е., Муравьев В.В. Ультразвуковой контроль накопления усталостных повреждений и восстановление ресурса деталей//ЖТФ. -1997. -Т. 67. -№ 9. -С. 123-125.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-48-700169 p_a.

**КОМПЛЕКСНЫЙ АЛГОРИТМ ВЫЧИСЛЕНИЯ ОПТИЧЕСКОГО ПОТОКА
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЗВЕШЕННОЙ МЕРЫ ПОДОБИЯ**

Панин С.В.^{1,2}, Чемезов В.О.¹, Любутин П.С.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Россия

Одним из актуальных направлений применения машинного зрения является решение задач экспериментальной механики, и в частности, оценка трехмерной деформации по анализу последовательностей изображений или видеопотока. Принцип действия систем анализа основан на методе корреляции цифровых изображений (Digital Image Correlation – DIC). Однако представленные алгоритмы имеют недостаточную точность на границах объектов, что затрудняет построение трехмерной модели. Ключевым критерием, характеризующим эффективность работы трехмерной системы оценки деформации методом корреляции цифровых изображений, является точность (включая помехоустойчивость) определения оптического потока. Однако такие системы, как правило, должны работать в режиме реального времени, поэтому требуется снижение вычислительных затрат, что может быть достигнуто за счет применения более простых алгоритмов расчета перемещений, либо применения аппарата параллельных вычислений. Таким образом, вопрос разработки методов оценки перемещений в системах трехмерного зрения является актуальной научно-технической задачей.

Для повышения точности определения перемещений, как на границах объектов, так и в целом, было предложено объединить лучшие подходы, основанные на локальном анализе изображений и их поблочном сопоставлении. Методы локального анализа были выбраны по причине возможности производить вычисления в режиме параллельных расчетов. В работе предложен и протестирован алгоритм определения оптического потока в основе функционирования, которого лежит комбинация следующих методов а) блочное сопоставление, б) расчет устойчивой меры подобия блоков, в) анализ нескольких каналов информации, г) иерархический подход (пирамиды изображений), д) корректировка функции подобия блоков изображения на основе весов билатерального фильтра, е) субпиксельное уточнение смещений путем аппроксимации функции подобия блоков изображения вблизи максимума соответствующего распределения, ж) сглаживание вычисленного поля оптического потока.

Сравнительные эксперименты показали, что предложенный в работе алгоритм в среднем обеспечивает лучшее качество построения оптического потока и меньшую ошибку, по сравнению с распространённым в литературе (Simple Flow) и имеющим высокое быстродействие («базовый» алгоритм, взятый за основу). В то же время, судя по величине ошибки, «базовый» алгоритм уступает по точности другому более медленному алгоритму (Classic NL), как при оценке полного изображения, так и при учете только границ объектов. Несмотря на это, предложенный в работе алгоритм позволяет получить более «гладкие» перемещения в пределах отдельных объектов и обеспечивает «сохранение более четко выраженных границ», в то время как использование алгоритма Classic NL дает более «зашумленную» картину оптического потока, связанную с локальными вариациями смещений (вследствие ошибок при их определении). Таким образом, предложенный алгоритм по результатам обработки большинства серий тестовых изображений рекомендуется, как обеспечивающий меньшую ошибку определения перемещений с возможностью сокращения времени вычислений.

**СЛЕЖЕНИЕ ЗА РАСКРЫТИЕМ ТРЕЩИНЫ
В ПРОЦЕССЕ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ**

Панин С.В.^{1,2}, Чемезов В.О.¹, Любутин П.С.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Россия

В проблеме разрушения твердых тел под действием механических сил непременно возникает вопрос о возникновении и распространении трещин. Оценка геометрических параметров и скорости роста трещин играет важную роль в определении ресурса работоспособности изделий. При проведении эксперимента по циклической нагрузке образцов исследуемого материала, с помощью оптической микроскопии существует задача слежения за вершиной трещины и перемещения микроскопа в ее область. Перемещение занимает время и может сбить настройки системы, поэтому предлагается выполнять операцию перемещения микроскопа автоматически.

В ходе эксперимента камера захватывает изображение образца с некоторым интервалом времени, поэтому можно считать, что имеется последовательность изображений или видео поток. Было рассмотрено получение двух типов информации по изображениям: 1) пространственная; 2) временная.

Пространственная информация, получаемая путем обработки текущего изображения, содержит данные о структуре образца. С точки зрения слежения за вершиной трещины, наиболее важным является определение расположения самой трещины. Поэтому в работе предложено проводить анализ контуров объектов расположенных на изображении. В целом контурный анализ дает хорошие результаты, но так как образцы обычно предварительно обрабатывают для создания контрастного изображения (например, напыляют спекл), то объектов для исследования будет множество, что приводит к большому объему вычислений и обнаружению ложных трещин.

Временная информация, полученная путем сопоставления двух последовательных изображений, содержит данные об изменении отклика образца на действие механических сил. В качестве отклика на механическое воздействие в работе рассмотрено раскрытие трещины. Таким образом, при появлении трещины на образце, перемещение перестает быть однородным, и трещина может быть легко локализована. Однако такая локализация является не достаточно точной, так как алгоритмы поиска перемещений между парой изображений имеют ошибки определения. Следовательно, такую локализацию можно использовать как первичное предсказание.

Совместив два вида информации был получен алгоритм выделения трещин при циклической нагрузке, который позволяет с легкостью определять координаты ее вершины. Полученные координаты могут быть использованы для автоматического перемещения микроскопа.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

ДИАГНОСТИКА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИЙ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Башков О.В.¹, Брянский А.А.¹, Панин С.В.², Зайков В.И.¹

¹Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

bashkov_ov@mail.ru, svp@ispms.tsc.ru

В статье рассматриваются прочностные свойства полимерных композиционных материалов (ПКМ), полученных вакуумным и вакуум-автоклавным методами формования. Проведены исследования в процессе механических испытаний на изгиб с одновременной регистрацией АЭ изделий из ПКМ, получаемых различными методами формования. На основе данных акустической эмиссии разработан метод диагностики и прогнозирования несущей способности ПКМ по результатам испытаний на трёхточечный изгиб. В основе метода лежит оценка изменения показателя степенной функции зависимости суммарной акустической эмиссии от напряжения испытания.

Среди применяемых SHM методов неразрушающего контроля используются методы ультразвукового контроля, радиационные, магнитные и другие методы контроля. Однако, для систем мониторинга наиболее приемлемы методы акустической эмиссии (АЭ), регистрации волн Лэмба, волоконно-оптические и тензометрические методы регистрации напряжений и деформаций.

В работе представлены результаты исследований образцов ПКМ на прочность изгибом. Образцы ПКМ получены вакуум-автоклавным и вакуумным методами формования. В процессе нагружения проводилась непрерывная регистрация АЭ. Нагружение производили по основе и по утку ткани, с приложением нагрузки сверху и снизу образца. Так же были включены дополнительные образцы стеклопластика, полученного при режиме формования с повышенной температурой.

Регистрация АЭ выполнялась с использованием лабораторного программно-аппаратного комплекса.

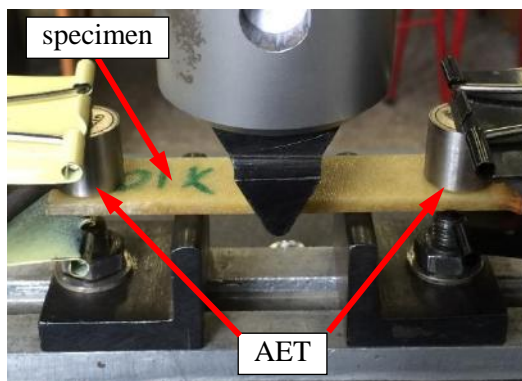


Рисунок 1. Фото испытываемого на изгиб образца с установленными преобразователями АЭ

Анализ микроструктуры поперечных срезов показал наличие значительного числа пор в стеклопластике, полученном вакуумным методом формования. В среднем, прочность образцов, полученных вакуумным методом формования составляет 81 % от аналогичных образцов, полученных вакуум-автоклавным методом формования, а толщина больше на 11 %. Диаграммы нагружения позволили определить предел прочности материала, но они не дают информации о предельном напряжении образца (несущей способности).

Для оценки несущей способности в работе по результатам проведенного анализа АЭ данных, полученных при регистрации во время испытаний, была использована

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

методика оценки поврежденности, ранее применяемая лишь для металлических материалов. На основании проведенных экспериментов установлено, что зависимость накопления суммарной АЭ N_i от параметра нагружения Π_i имеет степенной характер с показателем степени

$$n_i = (\Delta N_i \sigma_i) / (\Delta \sigma_i N_i),$$

где σ_i - предельное значение параметра нагружения,

N_i - суммарная АЭ,

ΔN_i - приращение суммарного счета АЭ,

$\Delta \sigma_i$ - приращение параметра нагружения.

Задавшись пороговым значением показателя степени n_i можно определить степень достижения поврежденности для нагружаемых в одних условиях материалов. В работе принято значение $n_i = 3$. Значения отношения σ_i / σ_{\max} , при которых показатель степени равен $n_i = 3$ варьируются в пределах $\sigma_i / \sigma_{\max} = 0,70 - 0,85$.

Метод оценки опасности развивающихся дефектов по параметрам АЭ, реализованный для металлических материалов был успешно апробирован на образцах из ПКМ. Показатель степени n_i может быть использован в качестве критерия прогнозирования показателя максимальной несущей способности материалов из ПКМ.

Показано, что вакуум-автоклавный метод формования изделий из ПКМ позволяет достичь более высокой прочности и более низкой пористости, по сравнению с вакуумным методом формования, а отклонение от необходимого температурного режима приводит к существенному понижению прочности.

По параметрам прогнозирования несущей способности установлено, что максимальная несущая способность достигается при вакуумно-автоклавном методе формования при условии нагружения по основе расположения волокон стеклоткани. Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-19-10149).

АДАПТАЦИЯ ВЕСОВЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ БИЛАТЕРАЛЬНОЙ ФИЛЬТРАЦИИ В АЛГОРИТМЕ ВЫЧИСЛЕНИЯ ОПТИЧЕСКОГО ПОТОКА

Панин С.В.^{1,2}, Титков В.В.¹, Любутин П.С.^{1,2}, Чемезов В.О.¹, Бяков А.В.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

svp@ispms.ru, titkov.vladimir@gmail.com, psl@sibmail.com,

vpoinc@rambler.ru, biakov.anton@gmail.com

В настоящее время в оптическом методе оценки деформации широкое распространение получил способ корреляции цифровых изображений (DIC - Digital Image Correlation), позволяющий исследовать процессы деформации и разрушения материалов. Вычисление деформации в методе корреляции цифровых изображений производится в два основных этапа: 1) определения оптического потока и 2) последующий расчет компонент деформации.

Для алгоритмов определения оптического потока актуальной является проблема определения перемещения на границах объектов на изображении. Частично для решения этой проблемы может быть использована взвешенная мера подобия участков изображений, в качестве весов которой выступают весовые коэффициенты билатерального фильтра.

В работе предложен способ адаптации значений параметров в расчетных формулах весовых коэффициентов билатерального фильтра с учетом текстуры изображения для достижения большей помехоустойчивости при построении векторного поля.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

При использовании коэффициентов билатерального фильтра взвешенная мера подобия имеет следующий вид:

$$E(\bar{u}) = \sum_{i,j} w_c w_d [\rho(I_t(i,j) - I_{t+1}(i+u, j+v))],$$

где $\bar{u} = (u, v)$ – поле оптического потока,

I_t – изображение в начальный момент времени,

I_{t+1} – изображение в текущий (следующий) момент времени,

$I(\bar{i})$ – яркость пикселя в точке $\bar{i} = (i, j)$,

$w_c = \exp\left(-\frac{(I_t(\bar{i}) - I_t(\bar{i} + \Delta\bar{i}))^2}{2\sigma_c^2}\right)$ – весовая функция для данных о цвете,

$w_d = \exp\left(-\frac{(\Delta\bar{i})^2}{2\sigma_d^2}\right)$ – весовая функция для данных о расстоянии.

Для применения весовых коэффициентов необходимо задавать значения параметров весовых функций σ_c , σ_d и обычно выбор их значений осуществляется экспериментально. В работе предлагаются следующие формулы для вычисления этих параметров, позволяющие адаптивно подбирать их значения:

$$\sigma_d = \sqrt{\frac{1}{2} \cdot \frac{d}{d\bar{i}} \Delta\bar{i}}, \quad \sigma_c = \sqrt{\frac{1}{2} \cdot \frac{d}{dI_t(\bar{i})} |I_t(\bar{i}) - I_t(\bar{i} + \Delta\bar{i})|}.$$

В качестве меры оценки эффективности применения весовых коэффициентов выбрана средняя абсолютная ошибка определения конечной точки (average endpoint error – AEE):

$$AEE = \frac{1}{h \cdot w} \sum_{y=1}^h \sum_{x=1}^w \sqrt{(u - u_{GT})^2 + (v - v_{GT})^2}$$

где h, w – высота и ширина изображения, u, v – рассчитанный вектор потока, u_{GT}, v_{GT} – модельный вектор потока.

Эффективность применения весовых коэффициентов была проверена на тестовых изображениях, приведенных в специализированной публичной базе изображений Middlebury benchmark (8 пар изображений (см. табл. 1) с известными модельными данными об их оптическом потоке).

На графике суммарной (рассчитанной для всех 8-и пар изображений) AEE (рис. 1) (кривая wSAD) видно, что значение σ_c влияет на величину AEE . При любом значении σ_c суммарная AEE меньше таковой, рассчитанной без применения весовых коэффициентов (кривая SAD). Из таблицы 1 видно, что снижение величины AEE при применении весовых коэффициентов составляет (в случае использования wSAD относительно SAD) для полного изображения 0.933 (отношение величин AEE).

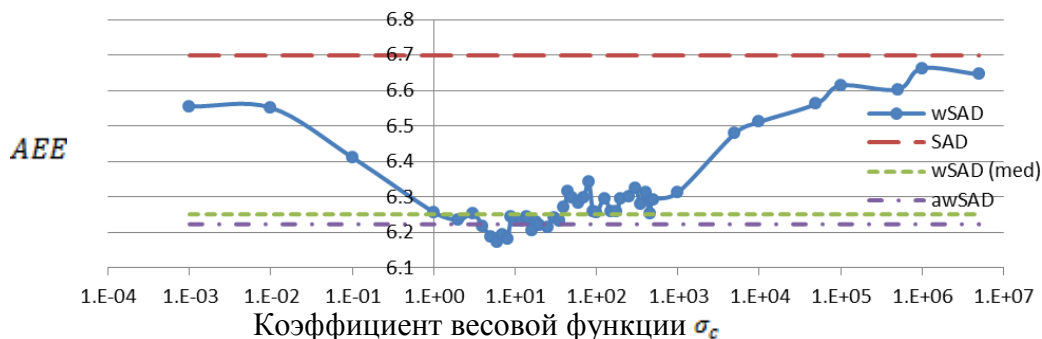


Рис. 1. Средняя ошибка определения конечной точки AEE при анализе полного изображения (суммарная по 8 парам изображений) в зависимости от величины коэффициента весовой функции σ_c (wSAD) и ее медианное значение в пределах σ_c от 1 до 1000 (wSAD (med)); значение AEE для случая без применения весовых коэффициентов (SAD) и с применением адаптивного σ_c (awSAD).

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

На рисунке 1 видно, что значение *AEE*, полученное при использовании адаптации параметра весовых коэффициентов, (awSAD) близко к медианному значению wSAD (wSAD (med)). Величина *AEE* (рис. 1) при применении адаптации (awSAD) отличается от медианного значения (wSAD (med)) на сотые доли (табл. 1). Применение адаптации параметра весовых коэффициентов и достижение, таким образом, значения *AEE* близкого к медианному, позволяет одновременно обрабатывать изображения с различной текстурой без предварительного рутинного анализа изображения с целью подбора параметров функционирования алгоритма.

Таблица 1. Средняя ошибка определения конечной точки <i>AEE</i> при анализе полного изображения									
Тип меры подобия	Пара тестовых изображений								Суммарная <i>AEE</i>
	Dimetron	Grove 2	Grove 3	Hydrangea	Rubber Whale	Urban 2	Urban 3	Venus	
SAD	0.452	0.541	1.031	0.410	0.407	1.128	2.201	0.528	6.699
wSAD	0.444	0.518	0.940	0.378	0.348	1.103	2.051	0.470	6.251
awSAD	0.445	0.517	0.955	0.381	0.349	1.109	2.016	0.474	6.223

Таким образом, в работе предложен подход к адаптивному выбору коэффициента весовой функции, позволяющий эффективно без участия оператора использовать весовые коэффициенты билатеральной фильтрации для формирования меры подобия.

МОДАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КАРКАСА ИЗ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА: ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ

Дружинин Н.В.², Красновейкин В.А.², Филиппов А.В.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Рубцов В.Е.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

avf@ispms.ru

Для современной ракетно-космической техники требуется получение материалов с комплексом высоких физико-механических свойств (такими как механическая прочность, износостойкость, коррозионная стойкость и многими другими) и малой массой, которые недостижимы для традиционных конструкционных металлов и полимеров. Одним из путей формирования материалов с новыми свойствами является изготовление композитов. Низкая масса полимеров делает их привлекательными для использования в авиа- и ракетостроении, однако, их низкая прочность ограничивает область их применения. Для повышения характеристик прочности полимерных материалов часто применяют армирование углеродными волокнами.

Изготовление многокомпонентных композиционных материалов является сложной и длительной задачей. Для сокращения трудоемкости и сроков производства разрабатываются новые методы формирования композитов, одним из которых является 3D печать. Метод 3D печати является сравнительно новым и требует тщательной отработки режимов изготовления композиционных материалов с обязательным проведением полного набора физико-механических свойств образцов. Помимо традиционных механических испытаний на растяжение и сжатие, требуется осуществлять динамические испытания для определения вибрационных амплитудно-частотных характеристик материала. Перспективным способом проведения динамических (вибрационных) испытаний является экспериментальный модальный вибрационный анализ и 3D FEM.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

С использованием лазерной доплеровской виброметрии возможно осуществлять экспериментальные исследования для образцов сложной формы и пространственной конфигурации. В связи с этим целью работы является проведение экспериментального модального анализа каркаса из полимерного композиционного материала армированного углеродными волокнами, полученного методом аддитивного производства и сопоставление экспериментальных данных с результатами 3D FEM.

В исследованиях использовались каркасы из трехкомпонентного композиционного материала, разработанные и изготовленные в Сколковском институте науки и технологии по технологии аддитивного производства. В составе композита использованы термопластичный и реактопластичный полимеры, а в качестве армирующего элемента использованы углеродные волокна.

В экспериментах использовано следующее оборудование: лазерный доплеровский сканирующий виброметр PCV-3D-HV фирмы «Politec», амплитудный усилитель AVA-1810 «Актаком», пьезокерамические блоки MFT-27T-4.2A, стойка с поворотными тисами, оснащенными резиновыми губками. Пьезоблоки подключались к системе возбуждения таким образом, чтобы они работали как два когерентных источника акустической волны. На пьезоблоки подавался сигнал «Periodic Chirp» с встроенного генератора сканирующего виброметра PCV-3D-HV «Politec», усиливаемый амплитудным усилителем AVA-1810 «Актаком» до размаха напряжений от 300 до 400 В.

Для оценки диапазона частот спектрального анализа было проведено численное моделирование 20-ти первых мод при планируемой форме закрепления пьезоблоков и подвеса исследуемой рамки. Расчетный диапазон частот первых двадцати мод составил от 13 до 400 Гц.

В результате выполненных исследований установлено, что погрешность расчетной модели не превышает 14%, следовательно, результаты расчетной методики 3D FEM модального анализа хорошо согласуются с экспериментальными данными. Выполнение исследований путем 3D моделирования является менее затратным по времени и не требует получения образцов композитных конструкций. Следовательно, на этапе разработки материала и отработки режимов аддитивного формообразования можно рекомендовать проведение динамических испытаний многокомпонентных композитных полимеров, армированных углеродными волокнами, путем 3D моделирования.

Результаты выполненных экспериментов и моделирования могут быть использованы при проектировании элементов конструкции авиационной и ракетно-космической техники.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ПРОЦЕССА ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С
ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ВИБРАЦИИ**

Корчуганов М.А.², Филиппов А.В.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{1,2},
Подгорных О.А.², Шамарин Н.Н.², Филиппова Е.О.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

avf@ispms.ru

Добыча полезных ископаемых, возделывание мерзлого грунта, строительство туннелей и дорог в горных районах, взятие проб грунта и т.д. являются широко распространенными видами деятельности современного общества. Направленное разрушение (переработка) горной породы сопровождается интенсивным абразивным трением между стальными элементами машины и горной породой. Высокая интенсивность абразивного износа породоразрушающего инструмента приводит к быстрому изменению его формы и уменьшению размеров, что в первую очередь сказывается на его прочности. Снижение влияния абразивного износа может осуществляться различными способами, основные из них: подбор материала и совершенствованием формы инструмента.

Абразивное трение является динамическим процессом, при котором в трибосопряжении наблюдаются вибрации и генерируются сигналы АЕ. Вибрация и АЕ служат средством диагностики состояния трибосопряжения, поскольку имеют высокую чувствительность при регистрации различных переходных процессов. Анализ сигналов АЕ способствует углубленному пониманию динамических процессов, которые невозможно наблюдать непосредственно в процессе трения. Рациональный выбор материала породоразрушающего элемента машины (например, ковша экскаватора или коронки бурильного инструмента) будет способствовать увеличению ресурса, производительности и эффективности техники.

В связи с этим, целью данной работы является исследование состояния поверхности образцов из стали и горной породы после сухого трения скольжения, динамики трибосопряжения и генерируемых сигналов АЕ.

Условия проведения испытаний: сухое трение по схеме вал-колодка, нагрузка 180 Н, скорость скольжения 30 м/мин. Для уменьшения низкочастотного шума установлен фильтр частот для датчика АЭ 50-1200 кГц, коэффициент усиления 5 дВ. Исследование проводилось для пар трения сталь 45/сталь 45, сталь 45/базальт, сталь 110Г13/базальт.

По результатам экспериментальных исследований установлено, что интенсивное трение (с высокими нагрузками и скоростью скольжения) в паре сталь 45/сталь 45, сталь 45/базальт сопровождается высокими вибрациями и генерацией сигналов АЕ с высокой энергией. Сигналы высокой частоты и энергии могут свидетельствовать о том, что процесс трения этих материалов сопровождается интенсивным абразивным и адгезионным износом. Наличие адгезионной составляющей износа подтверждается обнаруженными на поверхности образцов стали и горной породы частицами обоих материалов. Трение пары материалов сталь 110Г13/ базальт происходит более плавно (с меньшими вибрациями) и сопровождается генерацией сигналов АЕ с меньшей энергией. Более плавные условия работы, по-видимому, обеспечиваются более равномерным распределением слоя переноса на поверхности образца горной породы.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг и при поддержке РФФИ проект 16-48-700652 p_a.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ ПАРЫ СТАЛЬ/ДИАБАЗ

Корчуганов М.А.², Филиппов А.В.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{1,2},
Подгорных О.А.², Шамарин Н.Н.², Филиппова Е.О.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

avf@ispms.ru

Увеличение доли добычи полезных ископаемых открытым способом и объемов строительных работ на территориях России расположенных в районах многолетней мерзлоты предопределяет необходимость расширения парка землеройных машин как в горнодобывающей промышленности, так и на строительных площадках. Производителю должен обеспечить безотказную работу всех конструктивных элементов рабочего оборудования на протяжении как можно большего промежутка жизненного цикла машины. Для решения данной задачи необходимо определить причины выхода из строя основных элементов машин, взаимодействующих с грунтом. К таким элементам относятся зубья, адаптерные узлы и их составляющие, которые являются звеньями ковша и рыхлителя.

Одним из эффективных направлений повышения производительности землеройной техники является совершенствование рабочих органов на основе анализа закономерностей их взаимодействия с разрабатываемым грунтом и механизма их изнашивания. Главная нагрузка на рабочие органы и машину в целом возникает в результате действия сил комплексного сопротивления копания, причём основную часть силы копания составляет сила резания. Как показывают исследования, эффективность резания резко падает из-за затупления коронок зубьев в результате абразивного износа. Это приводит к значительному росту сопротивления резанию грунта, увеличению энергоёмкости процесса и снижению ресурса машин.

В процессе трения невозможно осуществлять непосредственное наблюдение за состоянием поверхностей элементов трибосопряжения, поэтому для более глубокого понимания динамически развивающихся процессов используют различные косвенные методы наблюдения. Одним из наиболее востребованных и информативных способов является акустическая эмиссия. Метод АЭ позволяет с высокой чувствительностью определять стадии работы трибосопряжения (приработку, установившееся трение и т.п.), а при надлежащем выборе способа мониторинга и анализа сигнала даже предвосхищать момент катастрофического разрушения.

В связи с вышесказанным, целью данной работы является проведение трибологических испытаний, моделирующих абразивный износ стальных образцов, с регистрацией и анализом сигналов АЭ.

Трение осуществлялось по схеме вал-колодка, без смазки. Нагрузка 200 Н. Скорость скольжения 30 м/мин. Пальцы были изготовлены из специальных сталей, которые как правило используются при изготовлении зубьев и коронок землеройной техники. В качестве контртела использовался диск из породы (диабаз). Комбинация сталь/диабаз позволяет моделировать условия абразивного трения. Регистрация сигналов АЭ осуществлялась высокочувствительным датчиком с усилителем. Коэффициент усиления составлял 5 dB. Для снижения уровня паразитных шумов использовался низкочастотный фильтр, в результате полоса пропускания датчика была 150-1200 kHz. Состояние поверхности образцов исследовалось с помощью лазерного сканирующего микроскопа Olympus OLS LEXT 4100.

В результате экспериментальных исследований установлено, что при трении стали в паре с породой происходит формирование слоя переноса на поверхностях

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

обоих контактирующих тел. Слой переноса формируется из частиц абразивной крошки (частиц, отделившихся от породы) и металла, отделившегося от стальных образцов.

Обобщив полученные результаты можно сделать вывод о существовании явно выраженной связи сигналов АЭ с характером и интенсивностью изнашивания стальных образцов при интенсивном трении в паре с горной породой. Более высокая интенсивность изнашивания порождает более высокий уровень огибающей сигнала АЭ. Медианная частота и энергия АЭ также демонстрируют более высокие значения при более интенсивном изнашивании.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг и при поддержке РФФИ проект 16-48-700652 p_a.

ДИАГНОСТИКА СОСТОЯНИЯ НЕЖЕСТКОЙ ЗАГОТОВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДАТЧИКОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, ВИБРАЦИИ И ВИХРЕТОКОВЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ

Филиппов А.В.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Филиппова Е.О.²,

Чазов П.А.², Шамарин Н.Н.², Подгорных О.А.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

avf@ispms.ru

Точность обработки относится к важнейшим параметрам процесса обработки резанием. Факторы, влияющие на точность обработки деталей: 1) кинематические ошибки станка, 2) колебания температуры, 3) жесткость технологической системы, 4) погрешность установки и закрепления заготовки, 5) износ режущего инструмента и 6) упругие прогибы заготовки под действием силы резания. Сила резания вносит наибольший вклад в общую погрешность обработки, для её уменьшения снижают режимы резания, что приводит к значительному снижению производительности и экономической эффективности процесса. Еще одной причиной геометрической неточности детали являются вибрации, возникающие в результате ненадлежащего закрепления заготовки и/или инструмента, а также недостаточной жесткости технологической системы.

Для оценки и контроля воздействия различных факторов процесса резания, влияющих на точность обработки, могут быть применены разнообразные датчики: динамометры, датчики вибрации и акустической эмиссии, вихретоковые датчики/преобразователи. Сигналы акустической эмиссии (АЭ) относятся к деформационным волнам, генерируемым в результате выброса энергии в процессе деформации материала. АЭ успешно используется для обнаружения износа и поломки инструмента в процессе обработки резанием. В процессе резания, три различных типа механических колебаний присутствуют из-за отсутствия динамической жесткости технологической системы: свободные, вынужденные и автоколебания. Свободные и вынужденные колебания могут быть легко идентифицированы и устранены. Но причина образования автоколебаний все еще не в полной мере понятна из-за их сложного характера. Они являются наиболее вредными и разрушительными для любого процесса обработки. Вихретоковые преобразователи, как правило, применяются в комбинации с датчиками вибрации для оценки вибраций и/или перемещений режущего инструмента. Более традиционным является применение данных датчиков для определения различных дефектов (например, дефектов структуры) в электропроводящих материалах.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

В связи с этим целью данной работы является анализ возможности применения различных датчиков для диагностики состояния нежесткой заготовки при фрезеровании.

Из результатов выполненных исследований следует, что в каждом конкретном случае обработки резанием будет наблюдаться своя специфика сигналов для различных датчиков и потребуется применить различные способы анализа информации, полученной в ходе экспериментов. На сегодняшний день наименее изученным остается вопрос о применении вихретоковых датчиков для оценки упругих деформаций заготовки под действием силы резания.

Из анализа специфики применения датчиков следует, что датчики АЭ и вибрации лучше располагать ближе к месту зажима заготовки (где деформация заготовки минимальна), т.к. в случае обработки маложесткой детали возможны большие деформации заготовки (искривления её формы). Если датчик АЭ будет расположен на искривленной поверхности, то будет нарушен контакт чувствительного элемента датчика с поверхностью заготовки, что приведет к искажению регистрируемого сигнала. В случае установки датчика вибрации на свободном крае заготовки возможно превышение порогового значения, регистрируемых датчиком виброускорений.

По результатам выполненной оценки погрешности измерения упругого отжатия заготовки вихретоковым датчиком установлено, что погрешность измерения увеличивается тем больше, чем больше отжата заготовка. Причиной прироста погрешности является изменение зазора между катушкой вихретокового датчика и заготовкой. Неравномерность зазора приводит к искажению характера взаимодействия внешнего электромагнитного поля с электромагнитным полем вихревых токов, возбужденным катушкой датчика.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг.

СТАДИЙНОСТЬ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНА VT1-0 В РАЗЛИЧНОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ И ЕЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Башков О.В.¹, Шаркеев Ю.П.², Панин С.В.², Ким В.А.¹, Башкова Т.И.¹,
Попкова А.А.¹, Ерошенко А.Ю.², Толмачев А.И.²

¹Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
bashkov_ov@mail.ru, sharkeev@ispms.tsc.ru, svp@ispms.tsc.ru

В работе представлены результаты исследований кинетики накопления усталостных повреждений в титане VT1-0 методом акустической эмиссии (АЭ). Чистый титан VT1-0 в различном структурном состоянии подвергался циклическому изгибу. Субмикроструктурная размерами зерен 200-300 нм и ультрамелкозернистая размерами зерен 1-2 мкм структуры были получены равноканальным угловым прессованием (РКУП) в ИФПМ СО РАН, г. Томск. Испытания на циклический изгиб проводили на образцах, изготовленных по форме двойной лопатки при амплитуде напряжения цикла 500 МПа.

Целью работы являлось выделение стадий деформации и разрушения при накоплении усталостных повреждений в техническом титане VT1-0, находящемся в различном структурном состоянии. Анализ выполнялся с использованием метода акустической эмиссии (АЭ). Выделение стадий было выполнено после разделения сигналов на типы источников АЭ накопления повреждений на плоскости

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

двухпараметрического распределения энергия сигналов АЭ – частотный коэффициент ($E-K_f$) (рис. 1).

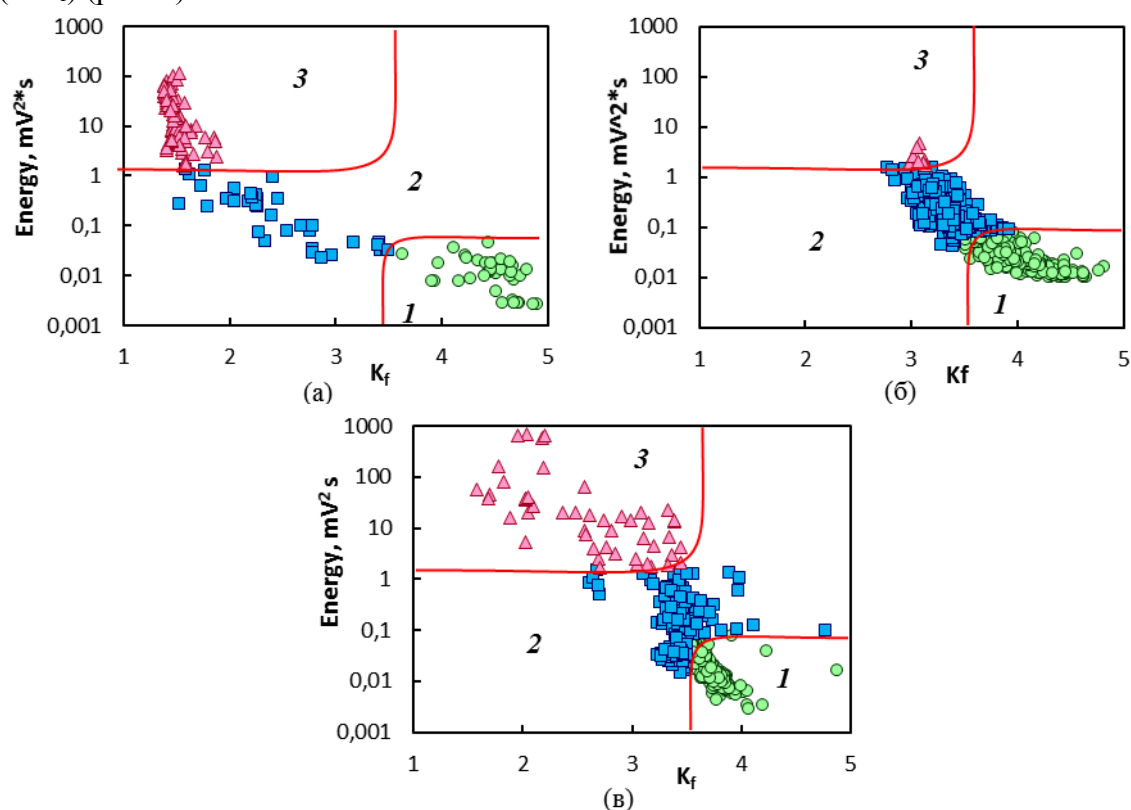


Рис. 1 Двухпараметрическое распределение сигналов АЭ для образцов: а) СМК, б) УМЗ, в) КК.

На диаграммах распределения $E-K_f$ выделены три области, соответствующие различным типам источников АЭ): дислокационные источники (1), образование и развитие микротрещин (2) и макротрещин (3). Выбор границ областей был сделан на основании множественных экспериментальных исследований. Раздельное построение графиков суммарной АЭ по типам источников АЭ позволило выявить активность АЭ накопления усталостных повреждений на различных стадиях усталости. Нумерация стадий сохранена в независимости от их наличия. Весь период накопления усталостных повреждений включает шесть стадий: I – циклической микротекучести, II – циклической текучести, III – циклического упрочнения, IV – зарождения и развития субмикротрещин до размеров микротрещин, V – развития микротрещин до размеров макротрещин, VI – стадия долома. Все стадии кроме стадии VI присутствуют на графиках накопления суммарной АЭ (рис. 2).

Для образцов с КК структурой доля суммарной длительности стадий II-IV составляет 20-25 % от общей долговечности $25 \cdot 10^3$ - $35 \cdot 10^3$ циклов. Длительность II-IV в образце с УМЗ структурой сокращается до 3-6 %, в образцах с СМК структурой – до 0,1 %. Существенное уменьшение длины свободного пробега дислокаций значительно снижает уровень излучаемой ими энергии.

По результатам проведенных исследований установлено, что периоды накопления суммарной АЭ различных типов источников сигналов АЭ при испытании на изгиб всегда перекрываются, что связано с неравномерностью напряжений по сечению образца и последовательным послойным смещением периода наступления и окончания каждой из стадий. Уменьшение размеров зерен при переходе от КК структуры к СМК структуре приводит к уменьшению энергии излучаемых сигналов на стадиях II-IV, выявленных по параметрам АЭ. Это приводит к более позднему выявлению стадий и

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой

снижению их протяженности в доле от общей долговечности для испытаний образцов с СМК структурой в сравнении с УМЗ и КК структурой.

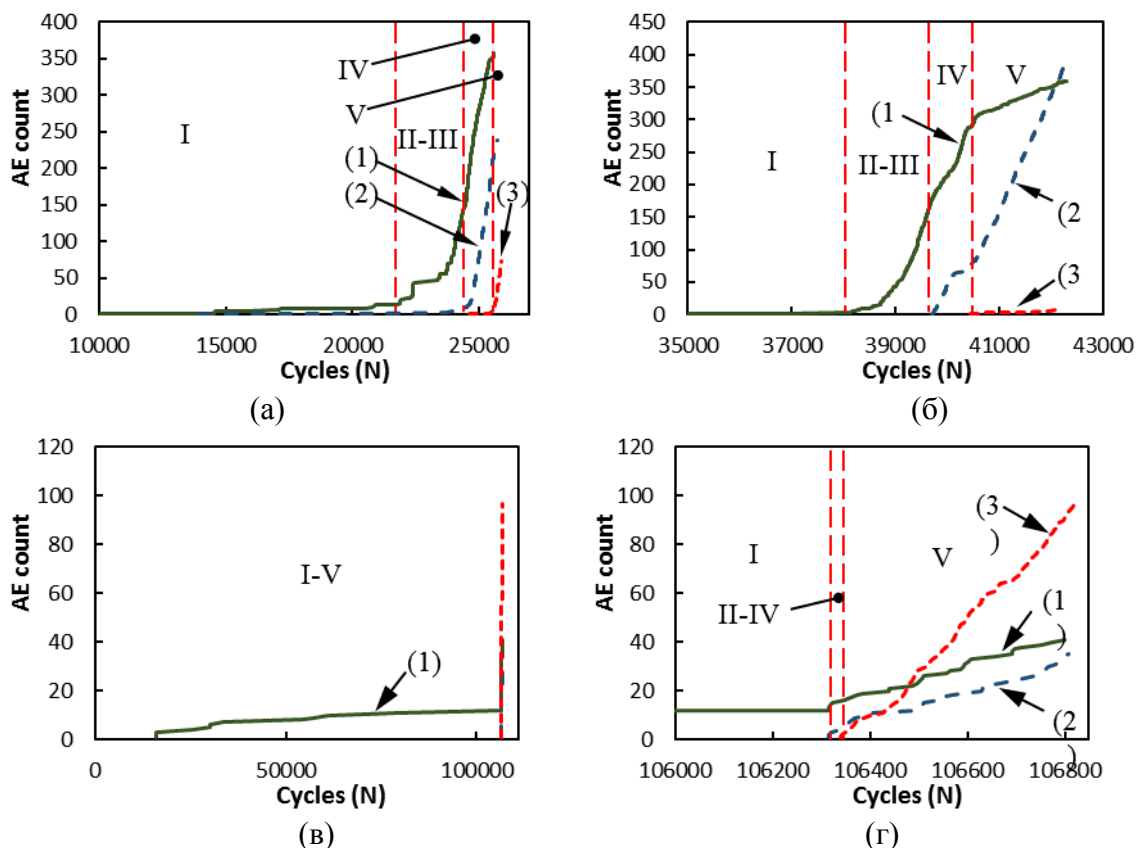


Рис.2 Графики накопления суммарной АЭ для образцов с различной структурой: а) КК, б) УМЗ, в) и г) СМК.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (проект № 16-19-10149); частичная интерпретация результатов по АЭ выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований Российской академии наук за 2013-2020 г. (№. 23.1.3).

Секция 7

Сварка, родственные процессы
и технологии для создания технических
систем ответственного и специального
назначения, в том числе для эксплуатации
в экстремальных условиях и низких
климатических температур Арктики и
Крайнего Севера

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Аксёнова К.В.¹, Костерев В.Б.⁴, Косинов Д.А.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

⁴ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru, kosterev_VB@zsmk.ru

Выяснение физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дислокационных субструктур в сталях – одна из важных задач физики конденсированного состояния и современного материаловедения, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик изделий. Экспериментальные исследования структур и фазовых состояний, формирующихся в сечении изделий в результате термомеханической обработки, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно изменять структуру и механические характеристики.

В настоящей работе проведено термомеханическое упрочнение стали 09Г2С путем прокатки балочного профиля ДП155 и принудительного охлаждения водой в потоке стана 450 ОАО «Евраз – Западно-Сибирский металлургический комбинат». Методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры балки из стали 09Г2С, формирующейся в результате термомеханического упрочнения в потоке прокатного стана. Установлено, что состояние дефектной субструктуры α -фазы стали определяется (1) механизмом $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения, (2) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения, (3) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения.

Установлено соответствие дислокационной субструктуры и морфологии α -фазы (механизма $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения): в кристаллах мартенсита и бейнита преобладающей является сетчатая дислокационная структура с весьма высокой плотностью дислокаций, изменяющейся в пределах от $5,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\sim 10,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; в зернах феррита и перлита выявляется структура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура с относительно низкими значениями скалярной плотности дислокаций, изменяющимися в пределах от $2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Проанализированы процессы и выполнен анализ механизмов, способствующих формированию наноразмерной фазы в условиях термомеханической обработки низкоуглеродистой стали. Показано, что:

- при диспергировании пластин цементита перлитных колоний путем разрезания их движущимися дислокациями формируются частицы размером 5-30 нм.

- частицы округлой формы размером 5-15 нм образуются при растворении пластин цементита перлитных колоний и повторном выделении на дислокациях, границах субзерен и зерен.

- при распаде твердого раствора углерода в α -железе, протекающего в условиях «самоотпуска» мартенсита, размеры частиц, выделившихся в объеме кристаллов мартенсита на дислокациях, составляют 5-10 нм, а на границах кристаллов мартенсита 10-30 нм.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

- при диффузионном $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращении в условиях высокой степени деформации и высоких температур обработки наблюдается диспергирование структуры пластинчатого перлита: толщина пластин α -фазы, разделенных пластинками карбида ~ 70 нм, толщина пластин карбидной фазы ~ 25 нм.

На основе использования количественных параметров структуры стали, выявленных методами металлографии и электронной дифракционной микроскопии, и оценочных соотношений физического материаловедения выполнен анализ физических механизмов, ответственных за повышение микротвердости поверхностного слоя при термомеханическом упрочнении, выявлены количественные параметры, характеризующие структурно-фазовое состояние и дающие возможность оценить величину теоретического предела текучести стали.

Получено качественное соответствие изменения экспериментально измеренной микротвердости и теоретически определенного предела текучести по сечению полки профиля. Установлено, что явление повышения прочности поверхностного слоя стали является многофакторным, морфологически многокомпонентным и определяется природой $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения. Основными механизмами, ответственными за высокий уровень прочности поверхностного слоя стали, являются субструктурное и деформационное, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита.

Исследование выполнено при финансовой поддержке грантов РФФИ №№ 16-48-420530 р_а и 16-32-60048 мол_а_дк.

DEVELOPMENT AND APPLICATION OF NEW MATERIALS FOR WELDING METALL STRUCTURES OF RESPONSIBLE ASSIGNMENT OPERATING AT LOW TEMPERATURES

Kryukov R.E. ¹, Kozyrev N.A. ¹, Kryukov N.E. ², Kryukov E.N. ², Kozyrev O.E. ¹

¹ «Siberian State Industrial University», Novokuznetsk, Russia,

² JSC «Novokuznetsk plant of reservoir metal structures named after N.E. Kryukov»,
Novokuznetsk, Russia

kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Goal - development of welding fluxes and additives to them for welding metal structures of fuel and energy sector, exploited at low temperatures, and ensuring the requirements of the technical documentation.

Results. As a result of theoretical and laboratory studies developed carbon-fluorine containing additive (FD-UFS) for welding fluxes, which allows to produce northern execution metal structure with increased levels of mechanical properties of welded joints.

Experiments have shown that adding FD-UFS in fluxes AN-348, AN-60 and AN-67 reduce gas saturation (oxygen, hydrogen, nitrogen) in metal of weld, decrease pollution of oxide nonmetallic inclusions, increase complex required mechanical properties and toughness (especially at low temperatures), the use of additives in an amount to up 6% provides a carbon concentration in the weld corresponding to the carbon concentration in the metal.

Developed a new welding flux with silicomanganese production slag. Picked up the fractional composition of the flux. A comparative assessment of the mechanical properties of the flux with the widely used flux AN-348 (GOST 9087-81) showed that the mechanical properties of the new flux is much higher. When introduced into an experienced flux additive FD-UFS in different proportions (1-5%), the values of impact strength KCV at a temperature of minus 20 ° C are greatly increased.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Developed fluxes and additives covered by patents of the Russian Federation №2579412, №2576717 №2564801 and №2484936.

The technologies of production and application of welding materials used by "Novokuznetsk plant of reservoir metal structures named after N.E. Kryukov"

Conclusion.

1. The calculations and experiments have shown the possibility and perspectivity of use carbon-fluorine containing additive for welding fluxes. New materials allows increasing the complex of physical and mechanical properties of the weld by reducing the level of non-metallic inclusions pollution, as well as the total oxygen, hydrogen and nitrogen.

2. Shows the possibility of using metallurgical production wastes for the manufacture of welding fluxes.

3. New technological methods of submerged arc welding northern execution reservoirs with a special additive FD - UFS allows produce metal structures of fuel and energy sector, exploited at low subzero temperatures.

**СТАРЕНИЕ МЕТАЛЛА ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ
НЕФТЕГАЗОПРОВОДОВ**

Гумеров К.М., Сильвестров С.А.

ООО "Институт проблем транспорта энергоресурсов", Уфа, Россия

K.M.Gumerov@mail.ru

Долговечность магистральных газо- и нефтепроводов определяется рядом факторов: природно-климатическими условиями и температурно-силовым режимом эксплуатации, развитием всевозможных дефектов, а также изменениями свойств материалов, из которых сделан трубопровод, в том числе металла труб и изоляционного покрытия. При этом наименее изученной частью остается изменение механических свойств металла труб и сварных соединений в процессе длительной эксплуатации. В данной работе поставлена задача, выполнить аналитический обзор исследований в этой области и обосновать выбор эффективных методов контроля деградации свойств металлов.

Анализ показал, что наибольших успехов в данном направлении достигнуто в нескольких научных школах: уфимской (ВНИИСПТнефть, ИПТЭР), челябинской (ЮУрГУ, РосНИТИ), нижегородской (НИФТИ ННГУ им. Н.И. Лобачевского), тюменской (ТюмГНГУ), нескольких московских (ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН, ИМАШ им. А. А. Благонравова РАН, ЦНИИЧЕРМЕТ им. И.П. Бардина, ЦТД "Диаскан").

Установлено, что изменение механических свойств металла труб и сварных соединений может происходить по нескольким механизмам, из которых для магистральных нефтегазопроводов имеют значение деформационное старение и водородное охрупчивание и растрескивание.

При деформационном старении происходит взаимодействие дислокаций друг с другом и примесными атомами, скопление атомов углерода и азота на дислокациях (сегрегация), выделение избыточных фаз из феррита (карбидов, нитридов, интерметаллических соединений). За счет того, что частицы мелкодисперсной фазы препятствуют перемещению дислокаций, металл упрочняется, но при этом снижаются пластичность и ударная вязкость.

Водородное охрупчивание связано с проникновением атомарного водорода в металл. Водород проникает в металл в качестве валентного электрона и протона по

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

отдельности, т.е. в виде элементарных частиц. Проникшие в металл атомы водорода выполняет аналогичные роли, что и точечные дефекты решётки (вакансии и внедрения). Они создают барьеры для движения дислокаций, тем самым повышают хрупкость металла. По мере накопления в металле атомы водорода участвуют в следующих реакциях: объединяются в молекулы водорода и метана, которые накапливаются в межзеренных микрополостях, тем самым повышают внутреннее напряжение в металле. При образовании молекул метана происходит обезуглероживание и рост зерен в локальных областях. Всё вместе приводит к охрупчиванию и растрескиванию металла труб.

В условиях эксплуатации магистральных нефтепроводов оба вида старения происходят одновременно. Причем, деформационное старение развивается до определенного предела в зависимости от исходной концентрации примесей (углерода и азота), а водородное старение не ограничено, так как водород может поставляться в течение всего срока эксплуатации подземного трубопровода, вплоть до момента разрушения. Атомарный водород поставляется в результате электролизного восстановления катионов водорода на поверхности трубопровода с недостаточно качественным изоляционным покрытием, находящегося под электрохимической защитой. Другим источником атомарного водорода может быть сероводород, содержащийся в продукте перекачки (взаимодействие сероводорода с железом восстанавливает водород).

При длительной эксплуатации магистральных трубопроводов изменения стандартных механических свойств металлов труб (предела текучести, временного сопротивления, относительного удлинения) перекрываются большим начальным разбросом этих характеристик, и при механических испытаниях эффект старения может быть не замечен. Значительные изменения претерпевают характеристики, чувствительные к структуре металла: ударная вязкость при низких температурах, порог хладоломкости, трещиностойкость. При длительной эксплуатации в целом металл труб становится более хрупким, снижается сопротивляемость зарождению и росту микро и макротрещин.

Одним из факторов, оказывающих сильное влияние на интенсивность деформационного старения и водородного охрупчивания, является напряженное состояние металла труб. Чем выше растягивающие напряжения, тем быстрее происходят деградация металла. Поэтому следует ожидать, что в зонах концентрации напряжений эти процессы будут происходить ускоренно.

Контролировать процесс деградации металла труб можно только использованием комплекса методов, включающих как стандартные методы испытаний, так и специальные методы. В качестве специальных методов рекомендуется применять

- статический и динамический изгиб образцов без надреза и с надрезом в разных направлениях, при разных температурах;
- испытания на ударную вязкость при разных температурах;
- определение температуры перехода в хрупкое состояние;
- определение температурной зависимости внутреннего трения \square ;
- измерения коэрцитивной силы;
- измерения предела макроупругости сталей методом релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие;
- структурные исследования;
- определение химического состава, в том числе концентрации водорода.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

**V-ОБРАЗНЫЕ КОНЦЕНТРАТОРЫ НАПРЯЖЕНИЙ
НА СВАРНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ С УГЛОВЫМИ ШВАМИ**

Гумеров А.К., Багманов Р.Р.

ООО “Институт проблем транспорта энергоресурсов”, Уфа, Россия
gumerov@list.ru

При сооружении и ремонте объектов трубопроводного транспорта приходится выполнять множество сварных соединений. При этом часто образуются V-образные концентраторы напряжений в виде переходов от сварного шва к основному металлу. Например, такими концентраторами являются вершина непровара и переход от углового шва к основному металлу (точки К на рис. 1).

В регламентах требуется, чтобы переход от сварного шва к основному металлу был плавным, с некоторым скруглением, однако на практике встречаются случаи, когда радиус перехода очень мал. Поэтому в расчётах прочности следует учитывать эти неблагоприятные случаи. Для этого необходимо знать особенности формирования напряжений в окрестности V-образных элементов.

В данной работе исследованы такие особенности с использованием метода комплексных потенциалов и получены следующие результаты.

Поле напряжений в области вершины в V-образного элемента при нулевом радиусе перехода можно описать с помощью ряда слагаемых, из которых только три соответствуют концентрации напряжений. Вклад остальных слагаемых бесконечно мал в области $r \rightarrow 0$. Распределение напряжений выражается формулой вида

$$\sigma_{ij} = K_1 \cdot r^{\lambda_1} \cdot F_{ij(1)}(\varphi) + K_2 \cdot r^{\lambda_2} \cdot F_{ij(2)}(\varphi) + K_3 \cdot r^{\lambda_3} \cdot F_{ij(3)}(\varphi), \quad (1)$$

где r, φ - полярные координаты, отсчитываемые от вершины V-образного элемента; K_1, K_2, K_3 - коэффициенты интенсивности напряжений (по аналогии с теорией трещин); $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ - параметры особенности поля напряжений, зависящие от ω - угла раскрытия V-образного элемента. Функции типа $F_{ij}(\varphi)$ описывают зависимость компонент напряжений σ_{ij} от полярного угла φ .

Отдельные слагаемые ряда (1) условно называют частными решениями. Первое частное решение соответствует нормальному отрыву, второе и третье - поперечному и продольному сдвигу соответственно (по аналогии с трещиной).

Параметры особенности $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ сложным образом зависят от угла раскрытия ω концентратора. Эти зависимости с большой точностью аппроксимируются формулами:

$$\left. \begin{aligned} \lambda_1 &= -0,5 - 0,038 \cdot \varpi + 0,266 \cdot \varpi^2 - 0,323 \cdot \varpi^3 + 0,595 \cdot \varpi^4; \\ \lambda_2 &= -0,5 + 0,408 \cdot \varpi + 1,135 \cdot \varpi^2 - 1,230 \cdot \varpi^3 + 1,187 \cdot \varpi^4; \\ \lambda_3 &= \frac{\varpi - 1}{2 - \varpi}; \quad \varpi = \omega / \pi. \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

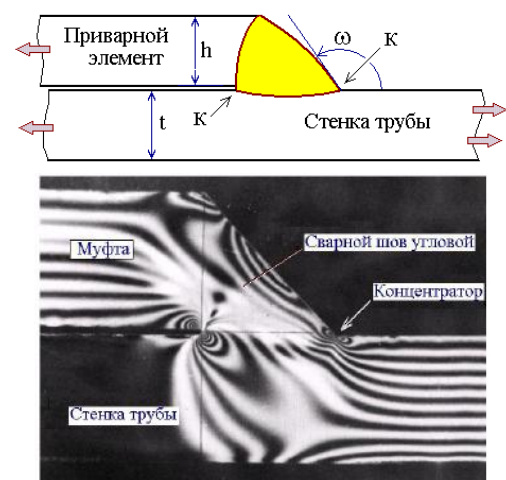


Рис. 1 Схема соединения с угловым швом и картина изохром, полученный методом фотоупругости.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

В случае, когда угол раскрытия ω мал и стремится к нулю, решение (1) переходит в известное выражение для трещины; величины $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ стремятся к значению $-0,5$.

Показано, что во всех частных решениях напряжённое состояние в непосредственной близости к вершине угла V-образного концентратора ($r \rightarrow 0$) приобретает сингулярный вид ($\sigma_{ij} \rightarrow \infty$), что указывает на трещиноподобный характер V-образных концентраторов. Следовательно, при оценке прочности материалов и конструкций с подобными концентраторами целесообразно применять подходы, выработанные в механике разрушения, используя понятие коэффициента интенсивности напряжения (КИН). Нами разработаны методы определения КИН для V-образных концентраторов, а также определены их размерности и характер зависимости от размеров и формы конструкции, а также от действующих нагрузок. В результате расчётов получены следующие общие выражения для КИН:

$$\hat{E}_1 = \sigma_m \cdot h^{-\lambda_1} \cdot f_1; \hat{E}_2 = \sigma_m \cdot h^{-\lambda_2} \cdot f_2; \hat{E}_3 = \sigma_m \cdot h^{-\lambda_3} \cdot f_3. (3),$$

где σ_m – номинальное напряжение (нагрузка);

h – характерный размер (глубина V-образного концентратора);

f_1, f_2, f_3 – безразмерные поправочные функции, выражающие зависимость КИН от формы образца и её конструктивных особенностей.

Расчёт прочности сводится к оценке такой нагрузки, при которой значения КИН или их определённая комбинация достигают предельного (критического) значения для данного материала.

ВЫСОКОПРОЧНАЯ ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ

Маликов А.Г., Иванова М. Ю.

Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия
smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru

Целью данной работы является исследование и оптимизация процесса лазерной сварки (ЛС) алюминиевого сплава 1424 [1] системы Al-Mg-Li и алюминиевого сплава 1469 [2] системы Al-Cu-Li, легированных Sc для получения уровня прочности сварного соединения близкого к уровню прочности основного сплава. А так исследование влияния наноструктурирования поверхностного слоя сварного соединения методом холодной пластической деформации с целью изменения его технологических характеристик.

В работе проведена оптимизация энергетических параметров лазерной сварки алюминиево-литиевых сплавов системы Al-Mg-Li и Al-Cu-Li, с целью получения без внешних дефектов сварных соединений. Исследованы прочностные свойства сварных соединений на оптимальных режимах сварки. Произведен анализ микроструктуры сварных соединений на субмикронном уровне. С целью повышения прочностных характеристик сварного соединения произведено структурирование алюминиево-литиевых сплавов методом холодной пластической деформации, обеспечивающих формирование мелкодисперсной структуры и повышение механических свойств. Сварной шов обоих алюминиево-литиевых сплавов подвергнулся холодной пластической деформации на прессе. Так же для установления влияния холодной пластической деформации на прочностные свойства, сплавы без шва подвергались аналогичной обработке. Установлено, что пластическая деформация сплава В-1469

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

системы Al-Cu-Li и сварного шва слабо влияет на увеличение прочностных свойств, в отличие от сплава 1424 системы Al-Mg-Li. Это объясняется тем, что средней прочный сплав 1424 системы Al-Mg-Li более пластичный, чем высокопрочный сплав В-1469 системы Al-Cu-Li. Так же существует зависимость прочности сварного соединения и основного сплава от деформации по толщине.

Результаты проведенных исследований показали, что пластическая деформация влияет на прочностные характеристики сварного шва алюминиевого сплава 1424 системы Al-Mg-Li 1469 системы Al-Cu-Li, легированных скандием.

Установлено что изменение величины прочности сварного соединения, в зависимости от степени деформации по толщине различное, для данных алюминиевых сплавов.

Литература:

1. Фридляндер И.Н., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Каблов Е.Н. Сплав на основе алюминия и способ его термической обработки. Патент РФ 2133295 (1999)
2. Фридляндер И.Н., Каблов Е.Н., Грушко О.Е., Боровских С.Н., Иванова Л.А. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него. Патент РФ 2237098 (2003).

Работа выполнена при поддержке гранта президента МК -5749.2016.8.

TENSILE STRENGTH ON FRICTION STIR PROCESSED AMG5 (5083) ALUMINUM ALLOY

Eliseev A.A.², Chumaevsky A.V.^{1,2}, Filippov A.V.^{1,2}, Rubtsov V. E.^{1,2}, Tarasov S.Yu.^{1,2}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, Tomsk, Russia,

² National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

alan@ispms.ru

A relatively new friction stir processing (FSP) technique is extensively developed now which allows simultaneous combining the SPD and heat treatment. Since FSP is carried out at rather high temperatures the resulting structures are characterized by high density of high-angle boundaries formed by recrystallization in the zone behind the moving FSP tool. It is no wonder then that such a structure possesses improved ductility as compared to any of the SPD methods carried out at ambient temperatures. It is an advantage of such an approach that the ultrafine grains with high-angle boundaries could be obtained just after a single FSP tool pass. Another advantage is the potential for controlling the structural evolution of the FSPed material by changing the FSP parameters as well as cooling conditions. When using the multi-pass FSP it would be feasible obtaining the bulk nanosized grain structures of almost any desired dimensions since no chamber is needed. It is not unimportant that FSP offers simplicity, versatility and low power consuming.

The objective of this work is to study the potential of FSP for making high strength bulk ultrafine grain materials.

Aluminum alloy AMg5 (5083) 8 mm thickness hot-rolled plates have been subjected to FSP of different intensity using a FSW machine and then tested using a tensile machine INSTRON 60/250N-558 at strain rate $1.6 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$. Specimens for tensile tests have been machined from the plates so that the 10 mm length working parts of the samples fully consisted of the FSPed nugget zone metal. By doing so we excluded the effect of zones other than stirring zone on the mechanical strength of the FSPed metal. The highest tensile ultimate strength of the FSPed metal was 326MPa, i.e. 9% higher that of base AMg5 (5056) metal. The resulting tensile diagrams show that that the FSPed samples demonstrated A-type serrated

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

yielding behavior with rare oscillations above the medium value as compared to A-type that of base metal where oscillations are below the medium curve level. The results of fractography show that the base metal's fracture surface is typical for viscous fracture with many cells and cell's ridges resulted from plastic deformation. The FSPed samples demonstrate also some the brittle fracture zones. It is known that dynamic strain aging (DSA) is the reason behind the serrated yielding in Al-Mg alloys, therefore we suggest that FSPed AMg5 (5083) changes the DSA mechanism.

The reported study was financially supported by RFBR (grant No 16-48-700652).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ПЛАСТИН ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПОЗИТНЫХ ВСТАВОК

Шапеев В.П.^{1,2}, Исаев В.И.¹, Черепанов А.Н.¹

¹Институт теоретической и прикладной механики
им. С. А. Христиановича, Новосибирск, Россия,

²Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

Лазерная сварка разнородных металлов, позволяющая создавать ответственные металлические детали и конструкции повышенной прочности со сравнительно небольшим весом, – актуальная проблема. Поиск новых ее технологических решений осложняется рядом особенностей как собственно самого процесса лазерной сварки, так и возможностью образования интерметаллидных фаз в процессе затвердевания расплава в сварочном шве. Численное моделирование лазерной сварки может дополнить дорогостоящие физический эксперимент и его обработку, получить такие отдельные данные, которые затруднительно наблюдать и измерить в процессе сварки. Моделирование в сочетании с экспериментом помогает выяснить картину движения расплава в сварочной ванне [1], геометрические параметры и структуру сварочного шва, теплофизические характеристики процесса в зоне сварки, достаточно подробно рассчитать температурное поле в изделии и его поведение во времени, установить, при каких параметрах процесса и в какой области изделия имеют место те или иные значения температуры, при которых достигается наиболее прочное соединение его частей [2, 3].

В представленной работе численно моделируется установившийся процесс сварки встык стальной и титановой пластин. Одно из отрицательных явлений при сварке стали с титаном – это образование в сварочной ванне и сварочном шве хрупких интерметаллических соединений $FeTi$ и Fe_2Ti , сильно ухудшающих пластичность металла в сварочном шве. Для того чтобы уменьшить возможность перемешивания стали и титана в сварочной ванне, используются различные тонкие металлические вставки между свариваемыми пластинами. Удовлетворительные результаты были получены с применением промежуточной вставки из меди [3]. Существенное повышение прочности сварного соединения стальных пластин с титановыми дало использование вставок, полученных сваркой взрывом слоеного композита из тонких пластин четырех металлов. В качестве двух средних слоев во вставке брались пластины из меди и ниобия, а в качестве крайних – пластины из стали и титана. В сварном соединении титановый слой вставки плотно стыкуется со свариваемой титановой пластиной, а стальной слой вставки с пластиной из стали. В процессе сварки луч лазера проходит сначала вдоль одного из стыков, а затем вдоль другого. При таком способе соединения пластин сталь сваривается со сталью, а титан с титаном. При заданных

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

параметрах процесса сварки можно так подобрать толщину крайних слоев в композитной вставке, чтобы не происходило смешивания стали с титаном и тем самым не создавались условия для образованию хрупких интерметаллидных фаз в сварочном шве. Моделирование позволяет судить, при каких параметрах сварки достигается наилучшее проплавление стыков, и какая толщина слоев в прокладке достаточна, чтобы в сварочной ванне не происходило смешивание расплавленных титана и стали.

Литературы:

1. Исаев В.И., Шапеев В.П. Черепанов А.Н. Численное моделирование лазерной сварки тонких металлических пластин с учетом конвекции в сварочной ванне // Теплофизика и аэромеханика. 2010. № 3. С. 451–466.
2. А.М. Оришич, А.Н. Черепанов, В.П. Шапеев, Н.Б. Пугачева. Наномодифицирование при лазерной сварке сплавов. Новосибирск, Сибирское научное издание, 2014. 251 с.
3. V. Isaev, A. Cherepanov, V. Shapeev. Numerical study of heat modes of laser welding of dissimilar metals with an intermediate insert. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Vol. 99, (2016), pp. 711-720.

MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF FRICTION-STIR WELDS OF ROLLED Zr-MODIFIED AA5083 ALLOY

Malopheev S.¹, Mironov S.², Kaibyshev R.¹

¹Belgorod State University, Belgorod, Russia,

²Tohoku University, Aramaki-aza-Aoba, Sendai, Japan

malofeev@bsu.edu.ru, smironov@material.tohoku.ac.jp, rustam_kaibyshev@bsu.edu.ru

Non heat-treatable Zr-modified commercial AA5083 alloy with a chemical composition of Al–5.4% Mg–0.5% Mn–0.1% Zr–0.12% Si–0.014% Fe (wt%) was fabricated by direct chill casting and homogenized at 360 °C (633 K) for 6 h. The obtained material was then isothermally rolled either at ambient temperature or at 300 °C (573 K) for a total rolling reduction of 80%. The final thickness of the sheets was 2 mm. The two obtained rolled conditions were denoted here as cold-rolled condition and hot-rolled condition, respectively. The rolled sheets (base material) were joint parallel to the rolling direction using a double-side friction stir welding (FSW). The welding process was performed using a tool with shoulder diameter of 12.5 mm and M5 cylindrical pin of 1.5 mm in length. The tool rotation speed and the tool travel speed were kept at 500 rpm and 150 mm/min, respectively. Microstructural observations were performed by optical microscopy, electron backscatter diffraction (EBSD) technique and transmission electron microscopy (TEM). The tensile tests at room temperature were conducted at a constant crosshead velocity.

Low-magnification optical observations of transversal cross-sections of friction-stir welds obtained in the cold-rolled and hot-rolled conditions exhibit no volumetric defects. The both preprocessed materials showed broadly similar microstructures in stir zone with a mean grain size of ~2.5 μm. In all cases, the dislocation density was as low as ~2×10¹³ m⁻². The microhardness measurements exhibited the material softening in the stir zone in both cases. In both materials the size of the softened area slightly exceeded shoulder diameter and thus it was obviously attributable to heat input associated with FSW. The minimal microhardness was measured at the shoulder edge.

In the cold-rolled condition, the difference in strength between the base material and welded material was relatively large and thus the joint efficiency for ultimate tensile strength was only 74%. In the hot-rolled condition, in contrast, the microhardness of the stir zone was slightly lower than that in the base material (Fig. 3). As a result, the relatively uniform

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

deformation during tensile tests was observed. The joint efficiency for ultimate tensile strength in this case was close to 95%.

The financial support received from the Ministry of Science and Education Russia under grant No. 14.Y31.16.8446-NSH is gratefully acknowledged. The authors are grateful to the personnel of the Joint Research Centre, Belgorod State University, for their assistance with instrumental analysis.

**СТРУКТУРА И НАДЕЖНОСТЬ СВАРНЫХ ШВОВ ОРТОТРОПНЫХ
МОСТОВЫХ ПЛИТ, ВЫПОЛНЕННЫХ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКОЙ**

Музалев В.Н.¹, Семухин Б.С.^{1,2}, Данилов В.И.²

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

bss@ispms.tsc.ru, dvi@ispms.tsc.ru

В России широкое распространение имеет монтажная сварка конструкций автомобильно-дорожных, мостов, путепроводов, виадуков, и эстакад, сооружаемых в жестких климатических условиях Крайнего Севера и Сибири. Чтобы обеспечить высокую производительность труда, в настоящее время автоматическую сварку предпочитают производить на подкладке без разделки кромок. Наиболее широко распространены медные и стекло-медные подкладки. При сварке мостовых конструкций, когда швы имеют большую протяженность, использование дорогостоящей меди зачастую не рационально. Кроме того, в строительстве при экстремально низких температурах использование высокотеплопроводной медной подкладки может оказаться не оправдано. Поэтому обоснование возможности замены медной подкладки на более дешевую и менее теплопроводную стекло-стальную являлось актуальной производственной задачей. С этой целью в настоящей работе проведены комплексные исследования механических свойств и структуры образцов сварных соединений, выполненных автоматической сваркой на стекло-стальной подкладке.

Для проведения исследований были выполнены модельные пробы сварных швов на листах толщиной 12 мм стали 15ХСНД автоматической сваркой в горизонтальном положении на стекло-стальной подкладке. Разделка кромок не проводилась. Сварка осуществлялась сварочной проволоки Св-10НМА (ГОСТ 2246–70) под флюсом АН-47 на сварочном poste, который был укомплектован трактором АДФ-1202 и выпрямителем ВДУ-1202, в один проход. Согласно методики испытаний СТП 005-97, из модельных проб фрезерованием были изготовлены: плоские образцы для одноосного растяжения, в которых сварной шов располагался посередине нормально к оси нагружения, образцы для статического изгиба, с расположенным посередине сварным швом (валик сварного шва был удален) и для испытания на ударную вязкость, где шов также был перпендикулярен продольной оси и располагался посередине образца (U-образный надрез был выполнен по оси сварного шва). На образцах для статического изгиба были приготовлены поперечные шлифы для исследования макроструктуры сварного соединения. Исследования микроструктуры сварных соединений проводились во всех зонах, традиционно выделяемых в металловедении сварки.

Результаты проведенного исследования механических свойств сварных соединений из стали 15ХСНД, выполненных на стекло-стальной подложке, показали, что в целом требования ГОСТ и отраслевых технических условий выполняются.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Однако наплавленный металл имеет неоптимальную макроструктуру, а зона термического влияния слишком большую ширину, что может отрицательно сказаться на поведении изделий в процессе монтажа и эксплуатации. Указанные структурные несовершенства, являются следствием завышенной погонной энергии сварки при выбранном режиме. Поэтому теплоотвод из сварочной ванны в стекло-стальную подложку оказался существенно меньше, чем в свариваемый металл. Улучшить ситуацию предполагается путем установления оптимального режима и строгим соблюдением его, для чего следует ужесточить требования технологической дисциплины. Кроме того, методика испытаний по СТП 005-97 недостаточно хорошо аттестует сварное соединение. В частности, ударные испытания с надрезом по оси сварного шва дают информацию о вязкости разрушения наплавленного металла, а по результатам настоящих исследований микроструктуры наиболее опасной является зона термического влияния.

ФОРМИРОВАНИЕ И РАЗВИТИЕ ПОЛОС ЧЕРНОВА - ЛЮДЕРСА В ОБЪЕКТАХ СО СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ НЕОДНОРОДНОСТЬЮ

Данилов В.И.¹, Орлова Д.В.^{1,2}, Горбатенко В.В.¹, Смирнов А.Н.³,
Ожиганов Е.А.³, Данилова Л.В.⁴

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Кузбасский государственный технический университет
им. Т.Ф. Горбачева, Кемерово, Россия,

⁴НИ Томский государственный университет, Томск, Россия
dvi@ispms.tsc.ru, dvo@ispms.tsc.ru, galvas.kem@gmail.com

Упругопластический переход во многих углеродистых и легированных сталях сопровождается зарождением и распространением полос Чернова - Людерса. К настоящему времени показано, в этих условиях локализация деформации на макроскопическом уровне наблюдается в виде подвижных фронтов данных полос. В предшествующих работах обсуждалась кинетика фронтов, зависимости их скоростей от внешних условий и количества одновременно наблюдаемых фронтов, а также характер зарождения полосы и взаимодействия фронтов двух смежных полос. Исследования производились в структурно однородных образцах. Было установлено, что зарождение полосы происходит на краю образца в виде клинообразной области деформированного материала, которая, расширяясь, прорастает к противоположному краю образца. Места зарождения в целом распределяются по рабочей части образца случайным образом, хотя вблизи захватов нагружающего устройства это происходит чаще. Попытки инициировать зарождение полос путем предварительного механического или теплового воздействия успехов не имели.

В настоящей работе исследовалось влияние на процесс зарождения полос Чернова – Людерса макроскопической структурно-фазовой неоднородности в виде сварного шва, расположенного в середине плоского образца нормально к оси растяжения. Пробы сварных соединений из листовой стали 09Г2С толщиной 4 мм были выполнены электродами ЦУ-5. Тип соединения С17 по ГОСТ 5264-80. Сварка производилась стационарной дугой и модулированным током при режимах, автоматически настраиваемых в зависимости от условий. Из проб были фрезеровкой изготовлены плоские образцы типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части 50×6×2 мм. После изготовления образцы были подвергнуты полному отжигу в вакууме. Механические

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

испытания на одноосное растяжение сопровождалась “in situ” регистрацией зон локализации деформации методом цифровой статистической спекл-фотографии.

Установлено, что независимо от способа сварки деформационные кривые испытанных образцов содержат площадку текучести, протяженностью по деформациям ~ 2,5 %. В отличие от однородных образцов площадка текучести не является гладкой, обнаруживаются флуктуации деформирующего напряжения и незначительное упрочнение. Зуб текучести ярко не выражен. Детерминированным оказалось место зарождения полосы Чернова – Людерса. Полоса формировалась в наплавленном металле, причем прорастание характерной клинообразной деформированной зоны не наблюдалось, а область наплавленного металла быстро заполнялась хаотически расположенными мелкими очагами локализации. После этого на границах сплавления формируются подвижные фронты полосы Чернова – Людерса, перемещающиеся в противоположных направлениях к захватам нагружающего устройства. Кинетика фронтов и их ориентация аналогичны поведению фронтов в однородных образцах. Зарождение полосы в наплавленном металле не исключало появления других полос вблизи одного или обоих захватов нагружающего устройства, фронты которых двигались к середине образца и аннигилировали с фронтами полосы, зародившейся в сварном шве.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 14-08-00299.

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР

Сараев Ю.Н.¹, Безбородов В.П.¹, Гладковский С.В.², Голиков Н.И.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

³Институт физико-технических проблем Севера

им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия

litsin@ispms.tsc.ru, gvs@imach.uran.ru, n.i.golikov@mail.ru

В настоящее время сварные соединения из одноименных и разнородных металлов и сплавов находят широкое применение в машиностроительных изделиях и строительных конструкциях, в том числе, работающих в условиях низких климатических температур. Однако возникновение в сварном соединении технологических концентраторов напряжений и появление в результате повторного расплавления и кристаллизации металла шва зон структурной неоднородности в ряде случаев могут способствовать развитию процесса хрупкого разрушения механически нагруженных изделий, конструкций и инженерных сооружений, приводящему к катастрофическим последствиям [1]. С учетом сказанного, выбранное направление исследований является, безусловно, актуальным.

Цель исследований: изыскание путей повышения надежности при эксплуатации сварных металлоконструкций, работающих в условиях низких климатических температур Севера.

Для достижения сформулированной цели в работе рассматривались решения следующих задач:

- разработка методов диагностики и управления характером распределения остаточных напряжений в зонах неразъемных соединений;

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

- изучение кинетики плавления и переноса электродного металла при электродуговой сварке и наплавке, а также процессов кристаллизации металла шва из расплава;

- оценка влияния напряженно-деформированного состояния материалов на эксплуатационную надежность сварных соединений;

- выявление физической природы повышения механических и эксплуатационных свойств материалов, имеющих зоны структурной неоднородности.

Исследования, выполненные в последние годы в данной тематической области, позволили наметить концепцию решения фундаментальной проблемы повышения прочностных и эксплуатационных свойств материалов изделий, подвергающихся интенсивному износу [2-6]. Так, например, обеспечение направленного модифицирующего влияния на структуру зон сварных соединений, может достигаться использованием в процессе сварки дополнительного ультразвукового воздействия на расплав сварочной ванны, а также поверхностным пластическим деформированием зоны термического влияния неразъемного соединения после завершения технологического процесса. При этом, применение субмикроструктурных и нано композиционных порошковых материалов может приводить к формированию швов в виде композиций, с включениями микро- и наноразмерных модифицирующих фаз. В процессе формирования шва вкрапления таких фаз в матрице приводят к получению дисперсно-упрочненного материала и повышению физико-механических и эксплуатационных свойств сварных соединений и наплавленных изделий.

Исследователями из многих стран мира осуществляется поиск путей снижения структурной неоднородности неразъемных соединений, в том числе и путем измельчения структурных элементов в этой зоне. Регулирование процессов плавления и переноса электродного металла в дуге, как правило, осуществляется за счет металлургического и физического воздействия - введением активирующих добавок, применением смесей газов.

В рамках настоящей работы для повышения надежности крупногабаритных металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях экстремальных нагрузок при низких климатических температурах использована эффективный метод адаптивной импульсно-дуговой сварки.

В работе было изучено влияние энергетических параметров данной технологии сварочного производства на адаптивной импульсно-дуговой сварки на структуру, ударную вязкость, динамическую трещиностойкость и усталостную прочность сварного соединения из низкоуглеродистой стали 09Г2С. Установлено, что основной вклад в достижении положительного результата за счет использования данной технологии сварки, вносит стабильность функционирования сложной электродинамической системы «источник питания - дуга - сварочная ванна - изделие», которая, даже при влиянии на неё многочисленных возмущающих воздействий, способна гарантировать получение требуемых физико-механических и эксплуатационных свойств сварных соединений из сталей, применяемых в экстремальных условиях низких климатических температур. Дополнительный эффект от использования метода импульсно-дуговой сварки может быть достигнут за счет модифицирования свариваемого металла субмикроструктурными и наноразмерными композиционными порошками, а также управления распределением остаточных напряжений ударной механической обработкой сварных соединений.

Изучено влияние энергетических параметров эффективной сварочной технологии на основе метода адаптивной импульсно-дуговой сварки на структуру, комплекс

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

механических характеристик и усталостную прочность сварного соединения из низкоуглеродистой стали 09Г2С. Установлено, что применение метода адаптивной импульсно-дуговой сварки с модуляцией тока (СМТ) по сравнению со сваркой на постоянном токе (СПТ) позволяет получать сварные соединения из данной стали, обладающие повышенным запасом ударной вязкости, динамической трещиностойкости и усталостной прочности при температурах эксплуатации металлоконструкций до -60 °С.

Литература:

1. Научно-технические проблемы освоения Арктики / Дынкин А.А., Верниковский В.А., Добрецов Н.Л. и др. // Академический научно-издательский, производственно-полиграфический и книгораспространительный центр РАН «Издательство «Наука». – Москва. – 2015. – с. 490.
2. Ларионов В.П. Новые подходы к разработке современных технологий сварки и нанесения покрытий для обеспечения эксплуатационной надежности металлоконструкций и изделий, эксплуатируемых в условиях Сибири и Крайнего Севера / Ларионов В.П., Слепцов О.Е., Сараев Ю.Н., Безбородов В.П. // Вестник академии военных наук. - 2008. - № 3. - с. 67-69.
3. Ларионов В.П. Рекомендации по технологии сварки металлоконструкций и машин, эксплуатируемых при низких температурах / Ларионов В.П., Слепцов О.И., Михайлов В.Е. и др. / Якутск: Изд-во ЯФ СО АН СССР. – 1987. – с. 23.
4. Москвичев В.В. Трещиностойкость и механические свойства конструкционных материалов технических систем / Москвичев В.В., Махутов Н.А., Черняев А.П. и др. - Новосибирск: Наука. – 2002. - 334 с.
5. Сараев Ю.Н. Анализ усталостного разрушения, структура и свойства сварных соединений трубопроводов, эксплуатируемых в условиях Сибири и Крайнего Севера / Сараев Ю.Н., Слепцов О.И., Безбородов В.П., Никонова И.В., Тютев А.В. // Монтажные и специальные работы в строительстве. 2005. № 8. - с. 18 - 22.
6. Сараев Ю.Н. Исследование влияния адаптивной импульсно-дуговой сварки на механические свойства и остаточные напряжения сварных соединений стали марки 09Г2С / Сараев Ю.Н., Голиков Н.И., Дмитриев В.В., Санников И.И., Безбородов В.П., Григорьева А.А. // Обработка металлов. – 2013. - № 3. – с. 19 – 24.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда, проект №16-1910010

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ПЛАВЛЕНИЯ И ПЕРЕНОСА ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ ОТ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ С РАЗЛИЧНЫМИ ДИНАМИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Сараев Ю.Н.¹, Чинахов Д.А.², Ильященко Д.П.², Киселев А. С.³, Гордынец А.С.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Юргинский технологический институт

НИ Томского политехнического университета, Юрга, Россия,

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

litsin@ispms.tsc.ru

Повышение объективности оценки сварочных свойств процессов, при использовании источников питания дуговой сварки, реализующих различные формы преобразования энергии, является актуальной задачей, поскольку их применение в

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

технологиях сварки и наплавки, является основным инструментальным средством получения надежных неразъемных соединений в конструкциях ответственного назначения.

При всем многообразии применяемых для указанных целей технологий, доминирующей по-прежнему остаются дуговая сварка и наплавка во всех их модификациях. Вместе с тем, в связи со стремительным темпом совершенствования сварочного оборудования, как основного компонента реализации выбранной технологии, изменяются и его технические характеристики, так как постепенно применяются более совершенные материалы и технологии для его производства. Особое положение в составе оборудования для сварки занимают источники питания, которые в современном исполнении, как правило, обладают малыми габаритными размерами, малым весом, а также более высокими динамическими свойствами. Последние оказывают решающее значение в обеспечении стабильности различных технологических процессов сварки и наплавки.

Цель исследований: изучение влияния динамических характеристик современных источников питания на стабильность плавления и переноса металла в сварочную ванну как основных показателей тепломассопереноса, влияющих на эксплуатационные и прочностные свойства формируемых неразъемных соединений.

Стабильность, является одним из основных показателей качества процесса дуговой сварки плавящимся электродом, с которой тесно связаны такие показатели, как разбрызгивание и качество формирования сварного шва. В результате исследований было установлено, что характеристики тепломассопереноса существенно изменяются в зависимости от динамических характеристик, применяемых источников питания, что особенно важно учитывать при выполнении технологических операций на монтаже и при ремонте конструкций ответственного назначения, работающих в условиях низких климатических температур. Кроме того, наряду с показателями динамических свойств источников питания, большое значение для обеспечения стабильности плавления и переноса электродного металла в сварочную ванну, имеют и применяемые для сварки и наплавки материалы. При почти одинаковом химическом составе электродные материалы, имеют различия в технологических свойствах, что, безусловно, влияет на качественные и прочностные свойства неразъемных соединений.

Выполненные исследования позволили определить степень влияния, различных по динамическим характеристикам источников питания, на стабильность плавления и переноса электродного металла в сварочную ванну для различных типов электродов, в том числе и предназначенных для сварки металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур.

Исследования выполнялись за счет средств проекта РНФ №16-19-10010.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

ФОРМИРОВАНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО НЕРАЗЪЕМНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СПЛАВА 36НХТЮ И СТАЛИ 12Х18Н10Т

Свяжина Н.В., Хайдарова А.А., Хамматов А.Н.

НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

haydarova@tpu.ru

To joint steel X6CrNiTi18-10 and alloy 36CrNiTiAl together used TIG welding and electron beam welding in vacuum. In the article compared macro-, microstructure and micro hardness of the weld. The microstructure was characterized by optical microscopy. It is shown that a higher quality without cracks has weld which was receive by electron beam welding in vacuum.

Актуальность. В нефтегазодобывающей промышленности для непрерывного преобразования плотности и температуры или плотности, динамической, кинематической вязкости и температуры жидкости в выходные электрические сигналы используются различные преобразователи.

Преобразователи являются устройствами с вибрационно-резонансным принципом, основанным на зависимости собственной частоты колебаний резонансного контура металлического виброэлемента и добротности (параметр колебательной системы, определяющий ширину резонанса и характеризующий, во сколько раз запасы энергии в системе больше, чем потери энергии за время изменения фазы на 1 радиан) этого контура от плотности или вязкости измеряемой жидкости, в которую погружен элемент [1]. В качестве виброэлемента используется металлическая труба из сплава типа 36НХТЮ, которая жестко крепится по периметру к переходнику, выполненному из стали 12Х18Н10Т.

Для обеспечения жесткого крепления деталей необходимо сваривать между собою трубу и переходник угловым швом. В этой связи возникают трудности по обеспечению качественного сварного соединения с заданными эксплуатационными характеристиками. Поэтому целью данной работы является: сравнительное исследование структуры и свойств сварных биметаллических тавровых соединений сплава 36НХТЮ и стали 12Х18Н10Т, выполненных с помощью ручной дуговой сварки неплавящимся электродом в среде аргона и электронно-лучевой сваркой в вакууме.

Методика и материалы исследования. Для сравнительной оценки структуры и микротвердости сварных швов были выполнены тавровые соединения ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (РАД) и электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) в вакууме по режимам, представленным в таблице 1. В качестве присадочного материала для аргоно-дуговой сварки применялась коррозионно- и жаростойкая проволока на никелевой основе ОК Tigrod 19.85. Перед сваркой деталей выполнялся предварительный подогрев сборки до 200-220°C.

Таблица 1 – Параметры режимов сварки

Аргонно-дуговая сварка:		Электронно-лучевая сварка:	
Сила тока	55 А	Сила тока луча	30 мА
Напряжение	12 В	Ускоряющее напряжение	28 кВ
Диаметр сварочной проволоки	2 мм	Диаметр луча	250 мкм
Скорость сварки	28 см/мин	Скорость сварки	60 см/мин
Расход защитного газа	10 л/мин	Остаточное давление	10 ⁻⁴ Па

На рисунке 1 показана схема выполнения соединений.

Подготовку шлифов осуществляли по стандартной методике, путем шлифования и полирования на алмазных пастах (зернистость от 60/40 до 0,5/0,1). Травление производили в течение 1 минуты в реактиве Марбле и в течение 30 секунд в 10%-м

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

водном растворе щавелевой кислоты (напряжение 10 В, образец - анод). Микрофотографирование производили на микроскопе Unitron Versamet с применением освещения по методам светлого поля, темного поля и их комбинации, а также по методу дифференциально-интерференционного контраста Номарского.

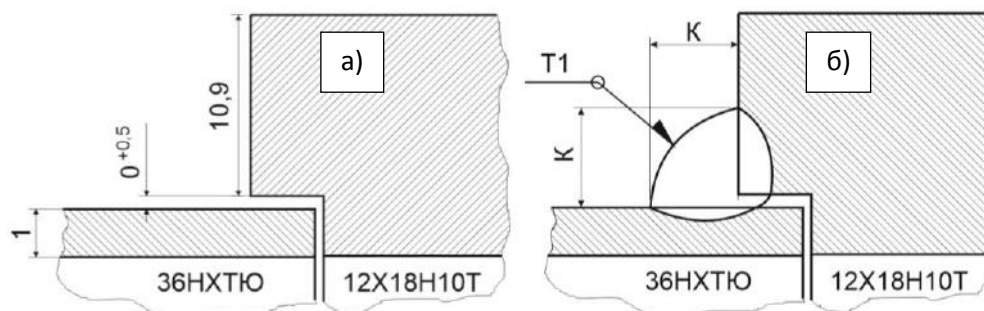


Рисунок 1 - а) схема сборки; б) схема сварки.

Микротвердость сварных соединений измеряли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 9450-76) с шагом по глубине 100 мкм при нагрузке 1 Н.

Результаты экспериментов. При аргодуговой сварке формируется грубая чешуйчатость (расстояние между краями отдельных чешуек 1,5-2 мм). В замке наблюдается кратер (рисунок 2,а). При электронно-лучевой сварке формируется шов с равномерной чешуйчатостью, расстояние между краями отдельных чешуек ~0,2 мм, (рисунок 2,б).

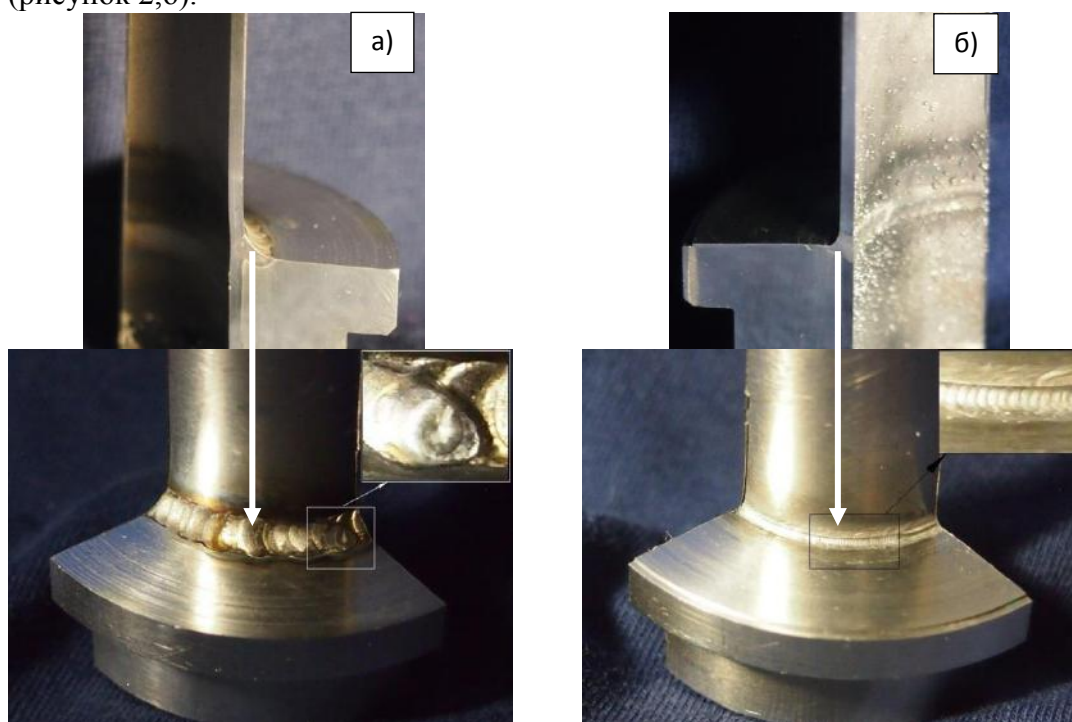


Рисунок 2 - а) внешний вид сварного соединения, выполненного РАД; б) внешний вид соединения, выполненного ЭЛ.

При визуальной оценке глубины проплавления, замечено, что ЭЛС способствует проплавлению стенки трубы на всю толщину при формировании равномерного по ширине шва размером ~2000 мкм. РАД не позволяет получить полного проплавления стенки трубы и способствует увеличению ширины шва до ~3000 мкм.

При травлении полированной поверхности поперечного сечения сварных соединений в реактиве Марбле наблюдалась слабая травимость, тогда как после

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

электролитического травления в растворе щавелевой кислоты структура проявлялась более отчетливо. Общий вид макрошлифов после электролитического травления представлен на рисунке 3.

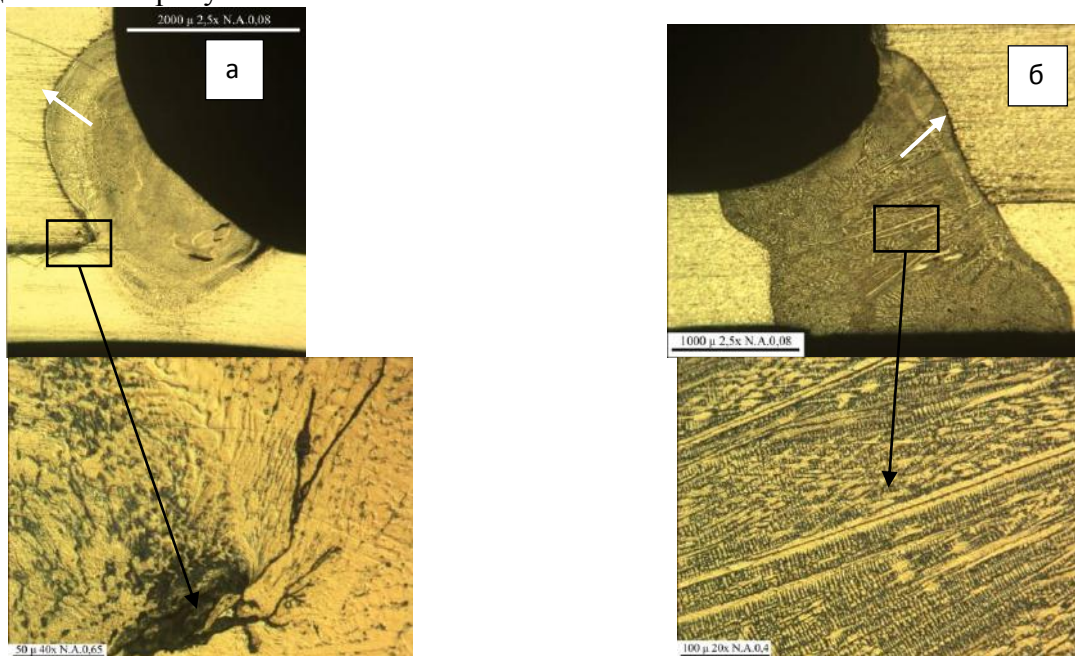


Рисунок 3 - а) макроструктура сварного соединения, выполненного РАД; б) макроструктура сварного соединения, выполненного ЭЛС.

Макроструктура сварных швов имеет дендритное строение. При этом в сварном шве, сформированном РАД, дендриты преимущественно короткие (рисунок 3,а). С обратной стороны шва наблюдается разветвленный трещиноподобный дефект (предположительно окисная пленка) протяженностью 180 мкм. В шве после ЭЛС, наблюдаются наибольшие по протяженности дендриты, длина которых достигает ~850 мкм (рисунок 3,б). Протяженные дендриты формируются со стороны втулки в результате увеличенного теплоотвода в основной металл. Граница сплавления по стали 12Х18Н10Т характеризуется темно-травленной линией как после РАД, так и после ЭЛС (рисунок 3). Это связано с выделением δ-феррита и продуктов его распада [2].

Зона термического влияния (ЗТВ) по стали 12Х18Н10Т при РАД распространяется на глубину до 1 мм и характеризуется незначительным потемнением при травлении в реактиве Марбле (рисунок 4,а). Размер зерна остаётся практически неизменным. Зона термического влияния в сплаве 36НХТЮ характеризуется формированием зерен размером до 90 мкм, что в 2-6 раз больше, чем в основном металле. По границам и в теле зерен выделяется темно-травленная α-фаза (рисунок 4,б).

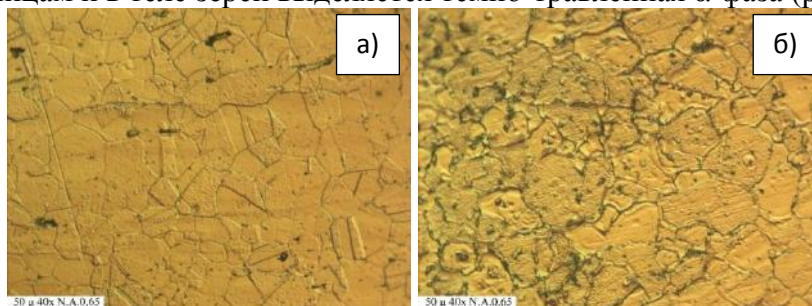


Рисунок 4 - а) микроструктура ЗТВ в стали 12Х18Н10Т после РАД; б) микроструктура в сплаве 36НХТЮ после ЭЛС.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

ЗТВ со стороны трубки (36НХТЮ) при ЭЛС практически не наблюдается. По границе сплавления со сталью наблюдается небольшое выделение α -фазы. Изменение структуры в стали фиксируется только в виде потемнения на глубину до 1 мм от границы сплавления, после травления в реактиве Марбле. Как и в случае аргонодуговой сварки, это может быть связано с незначительным повышением дефектности аустенита и дисперсным выделением α -фазы.

Формирующиеся структуры сварного шва способствуют изменению микротвердости по его толщине.

На рисунке 5 представлены графики распределения микротвердости по толщине сварного шва от корня к облицовке.

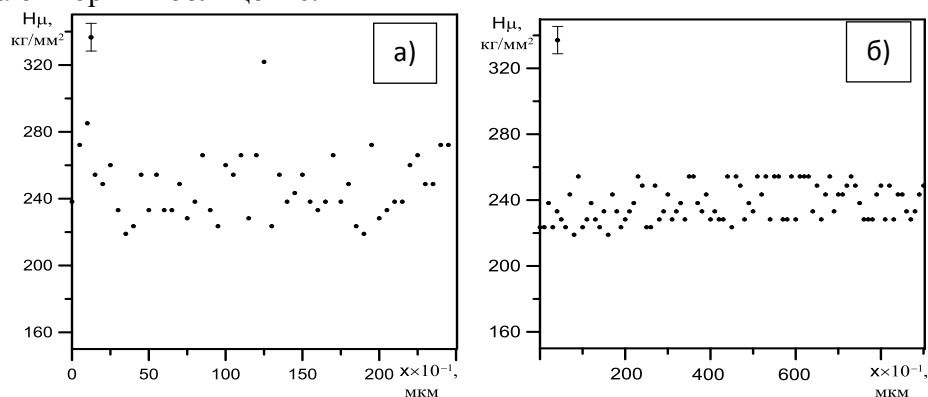


Рисунок 5 - распределение микротвердости по толщине сварного шва: а) после РАД; б) после ЭЛС.

Среднее значение микротвердости металла шва при РАД составляет 247 кг/мм², при ЭЛС - 237 кг/мм². При этом наиболее неравномерное распределение микротвердости по толщине шва наблюдается при использовании ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом. В области корневого слоя шва наблюдается незначительное повышение твердости.

Средний уровень микротвердости сварных швов находится на уровне твердости стали 12Х18Н10Т и сплава 36НХТЮ в необработанном состоянии.

По результатам работы можно сделать следующие выводы:

1. Применение ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом биметаллического соединения 12Х18Н10Т – 36НХТЮ способствует формированию широкого шва без сквозного проплавления тонкостенной детали. Структура сварного шва отличается наличием коротких дендритов, при этом наблюдается формирование δ -феррита по границе сплавления со сталью 12Х18Н10Т.

2. Применение электроннолучевой сварки в вакууме позволяет добиться полного проплавления тонкостенной детали и способствует формированию протяженных дендритов длиной 850 мкм в направлении роста от толстостенной детали, выполненной из стали 12Х18Н10Т.

3. Наиболее равномерное распределение микротвердости по толщине сварного шва наблюдается при использовании электроннолучевой сварки в вакууме.

Литература:

1. Драм В., Ридер А. Измерительный преобразователь вибрационного типа, прибор для измерения вязкости протекающей по трубопроводу жидкости, а также массового расхода или плотности. / Патент RU 2298165 С2
2. Samantaray, D., Chaudhuri, A., Borah, U., Bhaduri, A.K., Dutta, P. Role of grain boundary ferrite layer in dynamic recrystallization of semi-solid processed type 304L austenitic stainless steel // Materials Letters. – V. 179. – 2016. – P. 65-68.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

**ИМПУЛЬСНАЯ ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА ТОНКОСТЕННЫХ
ДЕТАЛЕЙ ИЗ Al-Mg СПЛАВОВ**

Пермякова А.В., Хайдарова А.А.

НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

haydarova@tpu.ru

К корпусным деталям электронного приборостроения уделяется значительное внимание. Это связано с тем, что корпуса содержат систему отверстий и плоскостей, координированных друг относительно друга для необходимой комплектации электрических компонентов. В процессе изготовления таких корпусов необходимо использовать технологии, позволяющие сохранять взаимное расположение всех элементов. В качестве материала корпуса широкое применение находят алюминиевые сплавы в виду их прочности наряду с малой массой, стойкостью к коррозии, а также хорошей теплопроводностью.

В основном часть корпуса изготавливается литой для удобства установки в него электрических элементов. При этом после сборки всей конструкции требуется герметизация узла, что обеспечивается сваркой. Однако, в этом случае из-за тремодиформационного цикла сварки могут возникнуть значительные искажения геометрической формы корпуса, приводящие к отбраковке собранной детали. Наибольшее значение это имеет при изготовлении тонкостенных корпусов, к которым предъявляются требования к герметичности. В этой связи в работе предлагается использовать импульсную лазерную сварку по отбортовке кромок корпуса из сплава АМгб.

Поэтому целью данной работы является исследование параметров режима импульсной лазерной сварки на структуру и свойства сварных соединений тонкостенных деталей корпуса, выполненного из алюминиевого сплава АМгб.

Для достижения поставленной цели в работе были выполнены сварные соединения по отбортовке кромок толщиной до 1 мм по трем режимам импульсной лазерной сварки. Режимы отличались напряжением, для возможности управления глубиной провара.

Анализ микроструктуры проводился с помощью оптической металлографии. По результатам анализа замечено, что глубина оплавления увеличивается при росте напряжения. При этом в микроструктуре наблюдается формирование полос различной травимости, природу которых необходимо объяснять с помощью рентгенофазового анализа. Микротвердость измеряли на твердомере HVS-100 с шагом по глубине 50 мкм при нагрузке 25 грамм. Анализ изменения микротвердости в направлении от металла шва к основному металлу свидетельствует о снижении уровня ближе к поверхности шва. При этом на в околошовной зоне наблюдается некоторое увеличение микротвердости.

По результатам проведенных исследований с точки зрения глубины проплавления и распределения микротвердости является сварное соединение, выполненное при наибольшем значении напряжения.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ Fe-Cr-V-Mo-C ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ НАПЛАВКЕ БЕЗ ПОПЕРЕЧНЫХ КОЛЕБАНИЙ ПЛАЗМОТРОНА

Дегтерёв А.С., Гнусов С.Ф.

НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

degterev@tpu.ru, gnusov@rambler.ru

В настоящее время широко ведутся исследования по использованию концентрированных потоков энергии (электронный и лазерный лучи, плазма) для создания композиционных покрытий как на основе промышленных порошков, так и на основе вновь создаваемых порошковых композиций. В результате этих исследований обоснована возможность формирования однородного структурного состояния покрытий в условиях однопроходной вакуумной или вневакуумной электронно-лучевой наплавки, одноваликовой плазменно-порошковой наплавки. Однако часто требуется упрочнять значительные по площади рабочие поверхности. Это приводит к необходимости осуществлять наплавку с перекрытием двух и более валиков. В таком случае ранее наплавленный объем металла подвергается повторному высокотемпературному нагреву и частичному оплавлению в результате наплавки последующего валика. Величина повторного нагрева ранее наплавленного металла вблизи границы сплавления смежных валиков будет оказывать влияние на его структуру. В работе методами оптической и растровой микроскопии, а также рентгенофазового анализа исследовано микростроение покрытий, сформированных плазменной наплавкой порошка ПР-Х18ФНМ нескольких перекрывающих друг друга валиков. Установлены 4 участка в области перекрытия валиков с отличающейся микроструктурой, как между собой, так и с основным объемом покрытия (вне перекрытия валиков).

Микроструктура объема наплавки, не подвергающаяся повторному нагреву, характеризуется полиэдрическими округлыми зёрнами матрицы (α - и γ - твердые растворы на основе железа (в соотношении 30:70)) по границам которых располагается эвтектика на основе карбида M_7C_3 , имеющая разориентированную скелетообразную структуру. Как в объём матрицы, так и в объёме эвтектических колоний присутствуют округлые выделения карбида ванадия со средним размером 1,5 мкм. В области перекрытия валиков при переходе от участка к участку изменяется объемное содержание фаз, их морфология и дисперсность по сравнению с основным объемом покрытия. На участке 1 наблюдается увеличение количества мартенсита до 84 % и размера его пластин. При движении от участка 1 к участку 2 количество крупноигльчатого мартенсита уменьшается, и в объёме материала участка 2 он уже не фиксируется, в то время как объём дисперсного (бесструктурного) мартенсита увеличивается. Наблюдается изменение строения эвтектического карбида M_7C_3 от скелетообразного до равноосного. Микроструктура участка 3 характеризуется крупной ориентированной в направлении теплоотвода сеткой скелетообразной эвтектики, объемная доля которой составляет 30...35 %. Частицы VC характеризуются максимальным средним диаметром (1,7 мкм). Последним в области перекрытия валиков является объём металла участка 4. Данный участок уже не входит в зону повторного нагрева (зону термического влияния), а подвергается переплаву. Его структура характеризуется явной направленной кристаллизацией эвтектического карбида M_7C_3 . Колонии эвтектики занимают 24...28 %. Дисперсные частицы VC (средний диаметр 1,4 мкм) равномерно распределены, и их объемная доля по сравнению с участком 3 больше.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ И РЕЖИМОВ НАПЛАВКИ НА ГЕОМЕТРИЮ НАПЛАВЛЕННОГО ВАЛИКА

Чинахов Д.А., Майорова Е.И., Григорьева Е.Г.

Юргинский технологический институт

НИ Томского политехнического университета, Юрга, Россия

chinakhov@tpu.ru

В настоящее время сварка и наплавка порошковой проволокой широко применяется во многих странах мира, и являются наиболее перспективными дуговыми процессами для соединения металлов, восстановления изделий и придания им необходимых свойств. Порошковая проволока является высокопроизводительным электродным материалом, позволяющим решать широкий круг задач.

Порошковая проволока обеспечивает мягкое стабильное горение дуги, мелкокапельный перенос и минимальное разбрызгивание электродного металла, отличное формирование шва. Поверхность шва гладкая и блестящая. Порошковая проволока обладает хорошими сварочно-технологическими свойствами в широком диапазоне режимов сварки, чем выгодно отличается от проволок сплошного сечения. При сварке порошковыми проволоками обеспечиваются более высокие механические свойства металла шва (ударная вязкость, пластичность), чем при сварке сплошной проволокой.

Целью работы являлось исследование влияний газодинамических процессов и режимов наплавки на геометрию наплавленного валика.

Для определения влияния газодинамики и режимов наплавки одноструйной и двухструйной газовой защиты на геометрию шва при сварке плавящимся электродом в CO_2 был проведен эксперимент на реальном объекте исследования. Во время проведения эксперимента выполняли наплавку валика на пластину из стали 40Х толщиной 10 мм порошковой проволокой DT-DUR 250К диаметром 1,6 мм в CO_2 . Наплавку валика выполняли сваркой с традиционной (одноструйной) и с двухструйной газовой защитой.

Использовали 3 режима сварки (пониженный, нормальный, повышенный), изменяя на каждом режиме расход защитного газа от 10 до 30 л/мин с шагом 10 л/мин. Вылет электродной проволоки оставался постоянным $L=12$ мм.

Используемое оборудование: автоматическая сварочная установка МЕСОМЕ WP1500 источник питания ВС-300Б и подающий механизм ПДГО-528М.

На полученных сварных образцах провели измерение геометрических параметров наплавленных валиков (e – ширина шва, g – усиление шва, h – глубина проплавления).

По результатам экспериментальных исследований установлено, что при одинаковых режимах сварки и расходе газа, но разным способе газовой защиты значительно изменяются геометрические параметры сварного шва - ширина и усиление шва увеличивается, глубина проплавления уменьшается. Установлено, что наплавленный валик порошковой проволокой с применением двухструйной газовой защитой имеет более плоскую форму и плавный переход к основному металлу.

Существенное влияние на плавление порошковой проволоки оказывают влияние газа и режим сварки. Анализируя влияние режимов сварки на форму валика, можно сделать вывод, что с возрастанием силы тока, напряжения и расхода защитного газа значительно увеличивается ширина шва и уменьшается глубина проплавления. Эта возможность управления формой валика важна при ремонте деталей наплавкой, в зависимости от формы и размеров детали, варьируя режимы и расход газа, можно наносить необходимый слой металла с заданными свойствами.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

СВАРКА ТИТАНА С НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ КОМПОЗИТНОЙ ВСТАВКИ

Черепанов А.Н.¹, Мали В.И.², Оришич А.М.¹, Дроздов В.О.¹,
Маликов А.Г.¹, Малютин Ю.Н.³

¹Институт теоретической и прикладной механики

им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия,

³Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия
ancher@itam.nsc.ru, mali@hydro.nsc.ru, smalik@ngs.ru, laser@itam.nsc.ru

В работе приводятся результаты исследования лазерной сварки не свариваемых обычными методами разнородных металлов - нержавеющей стали с титаном с использованием промежуточной композитной вставки. Вставку получали сваркой взрывом четырех различных металлических пластин из стали 10X18H9E, меди М1, ниобия и титана ВТ1-0 с толщинами 2; 1; 0,2; 2 мм, соответственно. Сварку выше перечисленных разнородных металлов в виде пластин с поперечными размерами 100x50 мм осуществляли за один взрыв. Пластина из нержавеющей стали располагалась на неподвижном стальном основании и над ней устанавливались с зазорами параллельно друг другу остальные пластины из материалов в следующей последовательности: медь, ниобий и титан. Непосредственно на титановой пластине размещали равномерный слой взрывчатого вещества: аммонита №6ЖВ, который инициировали детонатором из одного угла заряда. Продукты детонации ($D = 3$ км/с) ускоряли титановую пластину, которая соударялась под углом с пластиной из тантала, затем осуществлялось косое соударение этого двухслойного пакета с медной пластиной и полученного трехслойного пакета - с неподвижно лежащей на жестком основании стальной пластиной. В результате таких высокоскоростных косых неупругих соударений металлов происходила их сварка и образовывалась четырехслойная заготовка Steel – Cu – Nb – Ti. Затем из четырехслойной заготовки отрезали полосу шириной равной толщине подлежащих лазерной сварке пластин, проводили ее зачистку и обработку ацетоном. Подготовленная таким образом вставка помещалась между свариваемыми пластинами титана и стали и производилась сварка стальной пластины со стальной частью вставки, а титановой пластины с титановой частью вставки. Лазерная сварка однородных металлов происходила без затруднений, так как биметалл медь – тантал, полученный сваркой взрывом, служил барьером на пути образования хрупких интерметаллических фаз FeTi и Fe₂Ti. Ниже в таблице 1 приведены осредненные значения механических характеристик четырех образцов с применением термообработки в вакуумной печи.

Таблица. 1. Механические характеристики образцов.

Предел временной прочности, σ_b , МПа	Предел текучести, $\sigma_{т.}$, МПа	Относительное удлинение, δ_2 , %
475,5	302	5,4

Следует отметить, что разрушение соединения происходило в основном по медной пластине. Поскольку прочность исходной меди марки М1 составляет 220 - 240 МПа, то более высокое значение этой величины в полученном соединении можно объяснить деформационным упрочнением (наклепом) меди в процессе сварки взрывом, а также частично легированием компонентами ниобия, которые перемешаны с медью в приграничной области контакта пластин ниобия и меди.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Результаты испытаний показали, что значение предела прочности композитов близко к прочности титана и на 14% превосходит прочность образцов, полученных ранее при использовании сваренной взрывом четырехслойной вставки с пластиной из тантала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 13-01-00227 и 14-08-00633).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ И ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ

Смирнова А.С.^{1,2}, Почивалов Ю.И.¹, Панин В.Е.^{1,2},
Оришич А.М.³, Маликов А.Г.³, Фомин В.М.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия
nasO@mail2000.ru

Достижение высоких значений усталостной прочности для сварных изделий из материалов, имеющих высокое сродство к кислороду, углероду и азоту, является одной из важнейших задач в современном материаловедении. Одним из таких материалов является титан и сплавы на его основе. Для создания конструкций из этих сплавов применяются различные методы сварки, но наиболее качественную обеспечивает метод электронно-лучевой сварки. В то же время, стремительно развивается лазерная сварка, которая имеет ряд преимуществ перед электронно-лучевой сваркой. Поэтому в настоящей работе проведено сравнительное исследование структуры и механических свойств высокопрочных сварных соединений сплава ВТ23, полученных методами электронно-лучевой и лазерной сварки, с последующей их ультразвуковой ковкой в различных режимах.

В качестве объектов исследования были выбраны образцы в виде двухсторонней лопатки с размером рабочей части 2×10×50 мм для сварных соединений, полученных лазерной сваркой и в виде полос 2×20×200 мм для соединений после электронно-лучевой сварки.

Структура сварных соединений сплава ВТ23 после электронно-лучевой и лазерной сварки существенно отличается от $\alpha+\beta$ структуры основного материала. Ширина сварного шва при электронно-лучевой сварке достигает ~ 10мм, в околошовной зоне и в зоне термического влияния происходит интенсивный рост зерна вследствие рекристаллизации, формируется неравновесная структура, зерна в сварном шве очень крупные, размером более 500 мкм. После лазерной сварки ширина шва составляет лишь 2 мм, сварной шов плохо поддается травлению, наблюдается большое количество крупных пор, а зерна достигают ~ 280÷600 мкм с микротвердостью ~3500МПа. После ультразвуковойковки микротвердость в зоне сварного шва увеличиваться до 3800МПа, либо сохраняться на уровне сварного шва без обработки в зависимости от режимов обработки.

Механические испытания на растяжение показали, что разрушение сварных соединений после электронно-лучевой сварки проходит по зоне термического влияния.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Предел прочности образцов после ультразвуковой ковки остается на уровне прочности исходного сварного соединения, а пластичность возрастает в два раза по сравнению с необработанными образцами. После лазерной сварки прочность сварных соединений выше прочности основного металла и разрушение всегда проходит по основному металлу, независимо от режима обработки.

Сварные соединения, полученные лазерной сваркой, показали более низкую усталостную долговечность при напряжении 600 МПа, чем образцы, полученные электронно-лучевой сваркой.

Применение ультразвуковой ковки сварных соединений, полученных электронно-лучевой и лазерной сваркой, позволило повысить усталостную долговечность образцов сварных соединений сплава ВТ23 после лазерной сварки с 6369 до 20902 циклов и с 54616 циклов до 77126 циклов для электронно-лучевой сварки. Таким образом, применение ультразвуковой ковки дает возможность существенно поднять усталостные и механические характеристики сварных соединений.

С применением методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей микроскопии выявлены особенности фазового состава, микроструктуры и разрушения сварных соединений после лазерной и электронно-лучевой сварки и последующей ультразвуковой ковки. На основании полученных данных обсуждаются механизмы повышения усталостных характеристик исследуемого сплава после ультразвуковой обработки.

Авторы выражают благодарность филиалу ПАО «Компания «Сухой» «ОКБ Сухого» за предоставленные материалы для исследования.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Крекутулева Р.А.¹, Черепанов О.И.², Черепанов Р.О.³

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

rakrekt@mail.ru, oi_cherepanov@mail.ru, rcherepanov82@gmail.com

Характерной особенностью электронно-лучевой сварки разнородных металлов является высокая мощность и плотность потока энергии, а также высокая скорость нагрева до температур плавления и испарения металла. Эти особенности определяют актуальность теоретических исследований поведения свариваемых материалов при под действием пучка электронов высоких энергий с целью выбора режимов, обеспечивающих хорошие эксплуатационные характеристики сварных соединений, отсутствие таких нежелательных эффектов, как сквозное проплавление. Не менее важной задачей является оценка термических напряжений с учетом процессов плавления, испарения и кристаллизации в зоне сварного шва.

В данной работе предложена численная модель для исследования процессов нагрева, плавления и кристаллизации при электронно-лучевой сварке разнородных металлов, оценки термических напряжений в сварном шве при разных режимах сварки.

Основой модели являются вариационные уравнения теплопроводности и теории пластичности, которые имеют вид:

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

$$\begin{aligned} & \iiint_V \left(\lambda_{ij} T_{,j} \right) (\delta\theta)_{,i} + C_\varepsilon \dot{T}(\delta\theta) + T \beta_{ij}^* \dot{\varepsilon}_{ij}^* (\delta\theta) - w(\delta\theta) dV - \\ & - \iint_{S_G} n_j (\lambda_{ij} \bar{G}_{,i}) (\delta\theta) dS_G + \iint_{S_\alpha} \alpha (T - T_E) (\delta\theta) dS_\alpha + \iint_{S_Q} n_j \bar{q}_j (\delta\theta) dS_Q = 0, \\ & \iiint_V (\sigma_{ij}^E + \Delta^* \sigma_{ij}^*) \delta(\Delta^* e_{ij}) dV^{(n)} - \iiint_V (\bar{P}_i + \Delta \bar{P}_i) \delta(\Delta u^i) dV^{(n)} - \iint_{S_\sigma} (\bar{R}_i + \Delta \bar{R}_i) \delta(\Delta u^i) dS^{(n)} = 0. \end{aligned}$$

где $\bar{G}_{,i}$ – градиент температуры, $\alpha(T - T_E)$ – теплообмен с окружающей средой, \bar{q}_j – тепловой поток от источника на поверхностях S_G , S_α , S_Q соответственно, T – температура тела, T_E – температура среды; λ_{ij} , C_ε , α – теплопроводность, теплоемкость и коэффициент теплообмена, $\delta\theta = Tdt$, t – время, \bar{P}_i , $\Delta \bar{P}_i$, \bar{R}_i , $\Delta \bar{R}_i$ – объемные и поверхностные силы; Δu^i , $\delta(\Delta u^i)$ – приращения перемещений и их вариации; $\Delta^* e_{ij}$ тензоры напряжений и деформаций.

Задача теплопроводности, как и задача расчета напряженно деформированного состояния структурно неоднородных материалов решается вариационно-разностным методом в двумерной постановке. Кроме того, проведены расчеты тепловых полей в трехмерной постановке задачи на основе явной разностной схемы решения уравнения теплопроводности. В модели учитывается зависимость физико-механических и теплофизических характеристик от температуры, различие свойств наиболее значимых структурных элементов свариваемых металлов, а также изменение свойств в результате фазовых превращений. Для верификации модели рассмотрен ряд тестовых задач.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ СПЕКАНИИ ПСЕВДСПЛАВОВ СО СВИНЦОМ

Русин Н.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
rusinnm@mail.ru

Свинец сообщает подшипникам скольжения свойство самосмазывания и используется в сплавах алюминия и меди. При этом из-за большой разности плотностей и температур кристаллизации невзаимодействующих фаз сохранение однородной структуры отливки является сложной проблемой. Теоретически, её можно избежать при использовании методов ПМ, поскольку ещё на стадии формирования брикетов частицы Al и Cu образуют непрерывную устойчивую сетку (каркас), который при соответствующей температуре спекания превращается в непрерывную матрицу с прочно соединёнными зёрнами. Такая матрица эффективно противостоит локализации деформации в прослойках мягкой фазы, как при обработке заготовки, так и при эксплуатации изделия и сообщает подшипникам скольжения повышенную несущую способность.

Указанный подход хорошо зарекомендовал себя в случае сплавов Al-Sn, полученные спечённые изделия демонстрировали повышенную износостойкость при сухом трении по стальному контртелу [1], и для распространения его на порошковые системы Al-Pb и Cu-Pb также имеются все предпосылки. Алюминий и медь образуют со свинцом низкоплавкие эвтектики, растворяясь в нём в незначительных количествах. Следовательно, такая эвтектика будет смачивать твёрдые частицы и способствовать их перегруппировке к более плотной конфигурации под действием капиллярных сил. В то

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

же время, угол смачивания частиц жидкостью остаётся больше нуля, следовательно, столкнувшись, частицы на контактах имеют возможность сращиваться и образовывать непрерывный несущий каркас.

Целью работы было исследование особенностей взаимодействия твёрдой и жидкой фаз, а также формирующейся структуры при спекании прессовок из смесей порошков чистых компонентов. Использовались порошки промышленных марок. Спекание проводили в вакуумной печи при остаточном давлении не выше 10^{-2} Па.

Было обнаружено, что жидкая фаза имеет склонность к выпотеванию из алюминиевого или медного каркаса. Причём количество выпотевшего свинца зависит как от исходной пористости прессовок, так и температуры их спекания. Максимальное количество свинца остаётся в алюминиевых прессовках с исходной пористостью 2-7%, при большем её значении доля ушедшего свинца достигает 50%. В результате в прессовках сохраняется примерно одно и то же количество Pb, независимо от исходной его концентрации. Из медной прессовки при 800 °С выпотевает практически весь свинец.

В процессе спекания свинец не теряет только прессовки с малым его содержанием, при концентрациях, когда свинцовые частицы существуют в виде полностью изолированных включений в алюминиевой или медной матрице и не соседствуют с каналами, сообщающимися с поверхностью спекаемых образцов. В случае алюминиевой матрицы свинец активно препятствует её спеканию, и образцы с содержанием свинца выше 10% не усаживаются. Уход свинца из медных образцов, наоборот, способствует спеканию составляющих каркас частиц, тем не менее, образцы с пористостью менее 10-15% получить только за счёт спекания не удаётся. Указанные особенности поведения жидкой фазы хорошо согласуются с теорией определяющей роли межзёрненного давления [2].

Литература:

1. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Kolubayev E.A. Structure and Tribotechnical Properties of Al-Sn Alloys Prepared by the Method of Liquid-Phase Sintering // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 1040. – P. 166-170.
2. Миссол. В. Поверхностная энергия раздела фаз в металлах / М.: Metallurgy. – 1978. – 176 с.

Работа выполнена при частичном финансировании по проекту РФФИ № 16-08-00603.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ADVANCED AUSTENITIC STEEL

Tikhonova M., Dolzhenko P., Kaibyshev R., Belyakov A.
Belgorod State University, Belgorod, Russia
tikhonova@bsu.edu.ru, dolzhenko.p@yandex.ru,
rustam_kaibyshev@bsu.edu.ru, belyakov@bsu.edu.ru

Current interest for the development of Arctic's shelf pushes metallurgical scientists to research and create new materials, which can be used at low temperatures. One of the most suitable candidates is a group of austenitic stainless steels, which exhibit high corrosion resistance and high impact strength even at cryogenic temperatures. The aim of this work is to study the microstructure and mechanical properties of a new austenitic stainless steel.

A new austenitic stainless steel, 0.025% C–22% Cr–10.2% Ni–0.36% N–6.2% Mn–0.34% Si–1.9% Mo–0.003% S–0.005% P and the balance Fe (all in weight%) was cast in the

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Central Research Institute for Machine-Building Technology, Moscow, Russia The steel was solution annealed and subsequently hot bar rolled at a temperature of 1100°C. Then, the rod specimens with the initial cross area of 30 mm × 30 mm were hot bar rolled at temperatures of 950 and 1000 °C. The hot bar rolling (BR) was carried out with a pass strain of 0.25 to a total cumulative strain of 1 followed by water quenching.

The structural investigations were carried out on the sample sections parallel to the rolling axis using a Nova Nano SEM 450 scanning electron microscope equipped with an electron backscatter diffraction analyzer incorporating an orientation imaging microscopy system. Charpy impact value was determined with a copra Instron SL-1M at temperatures of 20°C and -196°C. The tensile tests were performed at temperatures of 20°C and -100°C and strain rate of 10⁻³ s⁻¹ with a tensile machine Instron 5882.

The initial microstructures consisted of austenite grains with the mean transverse dimension of 15 μm. The yield strength and ultimate tensile strength were 500 and 820 MPa, respectively, with an elongation of 51%. The bar rolling at 1000°C and 950°C resulted in the development of uniform structures consisting of equiaxed grains of 11 and 8 μm in size, respectively. The decrease of rolling temperature led to remarkable strengthening. The ultimate tensile strength was 860 or 1000 MPa after rolling at 1000 or 950 °C, respectively. On the other hand, the impact toughness considerably decreased with the decrease in the bar rolling temperature (Table 1). The structure property relationships in the advanced austenitic stainless steel are discussed in detail.

Table 1. Effect of the rolling temperature on the impact toughness

	Test temperature, °C	Charpy Impact value KCV, J/cm2
Initial	20	420
	-196	173
BR-1000°C	20	237
	-196	61
BR-950°C	20	68
	-196	28

The financial support received from the Ministry of Education and Science, Russia, project No. 14.575.21.0070 (ID No. RFMEFI57514X0070) is gratefully acknowledged.

СОЗДАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ NiCrBSi ПОКРЫТИЙ ГАЗОПОРШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ И КОМБИНИРОВАННЫМИ ОБРАБОТКАМИ

Соболева Н.Н.¹, Макаров А.В.^{1,2}, Малыгина И.Ю.¹, Осинцева А.Л.¹

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

²Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
natashasoboleva@list.ru

Эффективным средством повышения долговечности и надежности различных деталей и инструмента является формирование на их поверхности высокопрочных, износостойких и коррозионностойких покрытий. Среди различных методов получения покрытий очевидными преимуществами обладает лазерная наплавка, в процессе которой тонкий поверхностный слой основного металла оплавляется лазерным лучом совместно с присадочным материалом.

Однако успешная реализация этого способа возможна лишь при рациональном выборе наплавочных материалов, которые должны отличаться высокой износостойкостью, технологичностью при наплавке. Для поверхностного упрочнения

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

деталей машин и механизмов известно применение самофлюсующихся порошков сплавов для наплавки, таких, например, как NiCrBSi. NiCrBSi покрытия находят широкое применение в различных отраслях промышленности как при восстановлении изношенных деталей, так и для улучшения качества поверхности новых изделий, подверженных в условиях эксплуатации воздействию высоких контактных нагрузок, температур и агрессивных сред: валы и валки прокатных станов, плунжеры, штампы горячего деформирования, экструдеры, шестерни, др.

Целью работы явилось изучение особенностей формирования NiCrBSi покрытий с повышенными уровнями износостойкости, прочности и теплостойкости методами газопорошковой лазерной наплавки и дополнительной термической и фрикционной обработок.

Для сформированных методом газопорошковой лазерной наплавки NiCrBSi покрытий установлена возможность значительного повышения микромеханических и трибологических свойств при абразивном изнашивании и трении скольжения за счет увеличения содержания в наплавляемом порошке углерода, хрома и бора (от 0,30-0,48 % C, 13,5-14,8 % Cr, 2,1 % B до 0,80-0,92 % C, 16,0-18,2 % Cr, 4,0-4,2 % B), а также путем создания композиционных покрытий NiCrBSi–TiC с 15 и 25 мас. % карбида титана TiC. При этом введение в наплавляемый порошок карбида титана TiC в количестве 5 % мас. не обеспечивает рост твердости и износостойкости хромоникелевого покрытия.

Впервые обнаружено резкое повышение твердости и трибологических свойств наплавленного лазером NiCrBSi покрытия после отжига при температурах 1000-1050 °C (по сравнению с сильным ухудшением свойств при нагреве до 900-950 °C), обусловленное формированием в процессе отжига и последующего охлаждения высокопрочного износостойкого каркаса из крупных карбидов и боридов хрома. На основе установленного нового эффекта разработан способ получения покрытий системы NiCrBSi с особо высоким (до 1000 °C) уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой (Патент РФ № 2492980), включающей лазерную наплавку с дополнительным высокотемпературным отжигом.

Предложено в качестве финишной обработки наплавленного лазером NiCrBSi покрытия применять фрикционную обработку поверхности скользящим индентором, формирующую градиентный слой с нанокристаллической структурой, повышенными микромеханическими свойствами и благоприятными сжимающими напряжениями при одновременном обеспечении наношероховатости поверхности покрытия. Наноструктурирующая фрикционная обработка снижает интенсивность и повышает удельную работу абразивного изнашивания, в условиях сухого трения скольжения устраняет период приработки, а при граничном трении (со смазкой) обуславливает наличие безыносного инкубационного периода и не только подавляет этап приработки, но и способствует менее интенсивному разрушению покрытия на стадии установившегося изнашивания.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА 1424, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ

Почивалов Ю.И.¹, Панин В.Е.^{1,2}, Смирнова А.С.^{1,2},
Маликов А.Г.³, Оришич А.М.³, Фомин В.М.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Институт теоретической и прикладной механики
им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия
pochiv@ispms.tsc.ru

Одним из главных требований, предъявляемых к конструкционным материалам, авиационной техники является обеспечение высоких значений их усталостной прочности и долговечности. Особую значимость это требование имеет применительно к сварным соединениям. На сегодняшний день одним из наиболее перспективных видов соединения высокопрочных материалов является лазерная сварка, которая характеризуется рядом преимуществ: формированием тонкого сварного шва и сравнительно узкой зоны термического влияния. Вместе с тем существует и проблема получения прочных сварных соединений высокопрочных сплавов путем лазерной сварки: образование большого количества пор в сварном шве и выделение нежелательных фаз при сварке многокомпонентных сплавов, что приводит к низким механическим и усталостным свойствам сварных конструкций. В работах ИФПМ СО РАН в настоящее время широко используется метод поверхностной обработки сварных соединений, с использованием ультразвукового оборудования, которое позволяет существенно поднять усталостные характеристики сварного соединения.

В настоящей работе выполнено исследование влияния ультразвуковой механической ковки на структуру и механические свойства сварных соединений высокопрочного алюминиевого сплава 1424, полученных методом лазерной сварки.

Лазерную сварку авиационных материалов осуществляли на созданном в ИТПМ СО РАН автоматизированном лазерном технологическом комплексе "Сибирь 1", включающем непрерывный CO₂ лазер мощностью до 8 кВт и параметром качества пучка $K = 0.7$, технологический стол портального типа и компьютерную систему управления лазером и столом. Сварку пластин сплава 1424 толщиной 1,5 мм выполнена при подводимой мощности лазера 2,5 кВт и скорости перемещения пластины 3 м/мин.

При выполнении работы проведены механические испытания полученных образцов, подобраны режимы последующей ультразвуковой ковки. Показано, что применение ультразвуковой ковки позволяет получить прочность сварных соединений сплава 1424 на уровне прочности основного материала.

С применением методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей микроскопии выявлены особенности фазового состава, микроструктуры и разрушения сварных соединений сплава 1424 после лазерной сварки и последующей ультразвуковой ковки. На основании полученных данных обсуждаются механизмы повышения механических свойств сварных соединений после ультразвуковой ковки.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

ОЦЕНКА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ С ВЫСОКОЙ СКОРОСТЬЮ ОХЛАЖДЕНИЯ

Ковалевская Ж.Г.^{1,2}, Химич М.А.^{1,3}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Россия,

³НИ Томский государственный университет, Россия

zhanna_kovalevskaya@mail.ru

Формирование детали аддитивными методами сопровождается образованием метастабильных структур, что обусловлено кристаллизацией сплавов с высокими скоростями охлаждения. Для оценки влияния скорости охлаждения на процесс структурно-фазовых превращений в сплаве на основе железа, легированного кремнием, алюминием и углеродом, проводили кристаллизацию в условиях электронно-лучевого оплавления плазменного покрытия. В ванне расплава происходил полный переплав покрытия, исчезали границы между частицами, поры и другие дефекты структуры. Формировалась дендритная структура с расстоянием между дендритными ветвями второго порядка 2-5 мкм, что соответствует скорости охлаждения расплава около 10³К/с. Электронно-микроскопические исследования показали, что дендриты образует α -фаза, а γ -фаза локализована в виде прослоек между кристаллами α -фазы. Вторые фазы (интерметаллиды, карбосилициды алюминия и железа, алюминаты и карбоалюминаты железа) имеют субмикронный размер и располагаются в стыках зёрен α -фазы и γ -фазы или внутри зерен основных фазы. Твердость сплава возрастает в два раза, что дает основание утверждать, что при кристаллизации с указанной скоростью охлаждения происходит комплексное упрочнение за счет твердорастворного, зернограничного упрочнения и дисперсного упрочнения частицами вторых фаз.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 09Г2С

Почивалов Ю.И.¹, Смирнова А.С.^{1,2}, Панин В.Е.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

pochiv@ispms.tsc.ru

Научно-техническая проблема увеличения эксплуатационных ресурсов высоконагруженных потенциально опасных объектов, является одной из важнейших на сегодняшний день. К числу таких систем относятся магистральные газопроводы, мосты, элементы конструкций, применяемые в авиационной, космической сфере и кораблестроении. Стремительное развитие энергетической сферы: строительство транспортных систем высокой производительности, работающих в суровых условиях Крайнего Севера; повышенные требования предъявляются к конструкционным сталям в обеспечении безопасности атомных электростанций. В настоящее время показано, что малоуглеродистые низколегированные стали с гетерофазными феррито-мартенситными структурами обладают очень высоким пределом прочности и достаточной пластичностью, что делает их привлекательными для многих областей промышленности. Поэтому поиск новых методов повышения их характеристик является актуальным. На сегодняшний день сформировался значительный интерес к новым материалам, которые демонстрируют высокий уровень физико-механических

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

свойств, благодаря наноразмерной зеренной структуре. Кроме методов объемной интенсивной пластической деформации для формирования наноразмерных зеренных структур в массивных материалах актуальной является разработка деформационных способов модификации поверхностных слоев металлов и сплавов, поскольку их состоянием обусловлен целый ряд физико-механических свойств. Наиболее технологическими являются методы высокочастотного нагружения, которые базируются на многократном ударном воздействии на поверхность материалов.

В настоящей работе исследовано влияние градиентных наноструктурных поверхностных слоев, сформированных методом ультразвукового пластического деформирования на ударную вязкость, закономерности пластической деформации и разрушения стали 09Г2С. Использование ультразвуковой обработки позволило получить в поверхностном слое стали градиентную дефектную структуру с демпфирующими свойствами, недостижимыми при других способах деформирования. Испытания на ударную вязкость образцов Шарпи проводили на инструментальном маятниковом копре Instron MPX 450 с записью диаграммы испытаний в интервале температур от 20 до -80 °С.

Установлено, что формирование градиентного наноструктурированного поверхностного слоя в нормализованной при температуре 1203 К стали 09Г2С приводит к значительному увеличению пределов упругости и текучести и соотношение $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ при небольшом снижении прочности, пластичности и ударной вязкости при комнатной температуре.

На основе методов наноструктурирования поверхностных слоев разработан способ термомеханической обработки малоуглеродистых низколегированных сталей. При такой термомеханической обработке (ТМО) были достигнуты высокие значения кратковременной прочности исследуемой стали в сочетании с хорошей пластичностью. Испытания показали, что прочность стали после ТМО составляет 1060 МПа при пластичности 12 %, тогда как прочность нормализованной стали 550-680 МПа. Усталостная прочность стали 09Г2С после ТМО равна 600 МПа на базе 10^5 циклов, что почти в 2 раза выше усталостной прочности нормализованной стали.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (№ 16-48-700257 р-а).

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПРОЦЕСС СОЕДИНЕНИЯ КРИСТАЛЛИТОВ НА АТОМНОМ УРОВНЕ ПО СХЕМЕ ИМИТИРУЮЩЕЙ СВАРКУ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Коноваленко Ив.С.^{1,2}, Коноваленко Иг.С.^{1,2}, Дмитриев А.И.¹,
Псахье С.Г.¹, Колубаев Е.А.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
ivkon@ispms.ru

Сравнительно новым и эффективным промышленным способом создания неразъемных соединений различных конструкций являются метод сварки трением с перемешиванием (СТП). Он позволяет без плавления соединять материалы с сильно различающимися химическим составом и механическими свойствами. Использование дополнительного ультразвукового воздействия (УЗВ) при соединении материалов методом СТП позволяет, как облегчить сам процесс сварки, так и улучшить качество получаемого соединения. Следует отметить, что до настоящего времени отсутствует

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

комплексное понимание роли УЗВ в эволюции структуры материала в околошовной зоне и в динамике процессов, проходящих в нем в ходе СТП. Экспериментальное изучение данных вопросов затруднено многомасштабностью (временной и пространственной) и взаимным влиянием физических и механических процессов, протекающих в материале в процессе СТП. В соответствии с вышесказанным, целью работы является компьютерное изучение влияния дополнительного вибрационного воздействия на процессы интенсивного массопереноса в материале и оказываемое на него термомеханическое воздействие в условиях нагружения идентичных процессу СТП на атомном уровне.

Расчеты выполнены методом молекулярной динамики с использованием потенциалов, рассчитанных методом модифицированного погруженного атома. Нагружение моделировалось движением вращающегося абсолютно жёсткого конического инструмента вдоль поверхности контакта граней двух кристаллитов с размерами $12,2 \times 38,9 \times 2,1$ нм. Атомная структура кристаллитов соответствовала сплаву Д16. Фиксация сборки осуществлялась заданием жестких граничных условий по ее периметру, а грани, нормальные к оси вращения инструмента, соответствовали свободным поверхностям. Инструмент состоял из атомов железа. Его ось вращения была нормальна к поверхности моделируемой сборки и лежала в плоскости контакта кристаллитов. Скорости поступательного и вращательного движения инструмента составляли: $V = 50$ м/с и $\omega = 0,31$ пс⁻¹. Дополнительное вибрационное воздействие прикладывалось к вращающемуся инструменту в направлении, параллельном свободным поверхностям образца, и нормальном к направлению поступательного движения инструмента. Воздействие задавалось изменением соответствующей координаты оси вращения инструмента по синусоидальному закону.

Исследовано влияние амплитуды вибрационного воздействия, прикладываемого к вращающемуся инструменту на процесс механического воздействия, оказываемого на материал в ходе соединения кристаллитов. Показано, что увеличение амплитуды вибрационного воздействия приводит к росту силы сопротивления, действующей на инструмент со стороны материала. При этом с увеличением значения амплитуды рост зависимостей силы сопротивления от времени замедляется. Анализ зависимостей кинетической температуры от времени для всей модели и ее локальной области вокруг инструмента, движущейся вместе с ним, показал, что с ростом амплитуды вибрационного воздействия скорость возрастания данных зависимостей сначала увеличивается, а затем становится равной нулю и зависимости выходят на некоторые постоянные значения. Эти значения также тем больше, чем больше амплитуда воздействия. Показано, что увеличение амплитуды вибрационного воздействия приводит к росту глубины взаимного проникновения атомов каждого из кристаллитов в противоположный на 22 %.

Исследовано влияние угла разориентации между направлениями поступательного движения инструмента и прикладываемого к нему вибрационного воздействия на процесс соединения кристаллитов. Значение угла изменялось в интервале $[-\pi/2 - \pi/2]$. Обнаружена связь вышеуказанного параметра с интенсивностью термомеханического воздействия, оказываемого на материал, и количеством структурных дефектов в области формируемого соединения.

На основе проведенных расчетов показано, что использование вибрационного воздействия в процессе соединения кристаллитов облегчает поддержание требуемых значений параметров сварочного процесса в отличие от случаев без его использования. Могут быть подобраны такие значения параметров вибрационного воздействия, при

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

которых термомеханическое воздействие, оказываемое на материал в ходе сварочного процесса, будет соответствовать режиму пластического деформирования материала без плавления при заданной температуре.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВЫЕ ПОКРЫТИЯ, НАПЛАВЛЕННЫЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫМИ КОМПОЗИЦИОННЫМИ ПОРОШКАМИ «КАРБИД ТИТАНА – МЕТАЛЛИЧЕСКАЯ СВЯЗКА».

Прибытков Г.А.¹, Коржова В.В.¹, Коростелева Е.Н.^{1,2},
Дураков В.Г.¹, Криницын М.Г.^{1,2}, Барановский А.В.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

gapribyt@mail.ru

Известно, что композиционные материалы и покрытия со структурой из дисперсных твердых частиц, заключенных в металлическую матрицу (связку), обладают уникальным сочетанием твердости, прочности, пластичности и износостойкости при абразивном износе и в контактных парах. Для повышения износостойкости деталей, подвергающихся интенсивному износу, широко применяются покрытия, наносимые на изнашиваемые поверхности наплавкой или напылением. В большинстве технологий для наплавки и напыления применяются серийно выпускаемые порошки на железной или никелевой основе. Можно ожидать, что дополнительное введение в структуру покрытий дисперсных карбидных включений повысит износостойкость покрытий. Наиболее перспективным металлическим карбидом для применения в качестве дисперсной упрочняющей фазы в покрытиях следует признать карбид титана, в котором сочетаются высокая твердость, химическая стойкость и совместимость с большинством металлов и сплавов, применяемых в качестве связок в металлокерамических композитах.

Известно также, что физико-механические и триботехнические свойства композиционных материалов и покрытий помимо свойств дисперсных включений и металлической связки во многом определяются структурой (объемная доля, дисперсность и морфология упрочняющей фазы). Проблему целенаправленного создания необходимой для конкретных применений структуры покрытий можно решить применением для наплавки или напыления композиционных порошков «TiC – металлическая связка» с заранее заданными вышеперечисленными характеристиками структуры.

В настоящей работе исследована структура и фазовый состав композиционных порошков, полученных самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) в порошковых смесях титана, углерода и порошков различных сплавов (высокохромистый чугун, быстрорежущая сталь, никель-хром-бор-кремниевый самофлюсующийся сплав), а также эволюция структуры при наплавке покрытий сканирующим электронным лучом. Наплавленные покрытия аттестованы по твердости и абразивной износостойкости.

Установлено, что вне зависимости от состава порошка сплава, введенного в реакционную смесь из титана и углерода, при СВС образуются продукты, имеющие структуру металломатричного композита: дисперсные включения

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

нестехиометрического карбида титана, достаточно равномерно распределенные в связке из соответствующего сплава. При этом во всех случаях средний размер карбидных частиц тем меньше, чем больше содержание порошка сплава в реакционной смеси. Такая зависимость объясняется эффектом понижения температуры горения инертной в тепловом отношении металлической связкой.

Исследование электроннолучевых покрытий, наплавленных СВС порошками, показало, что при наплавке не происходит перекристаллизации карбидной фазы СВС композиционных порошков, которая сохраняется в неизменном виде в наплавленном покрытии. Таким образом, использование для наплавки металломатричных композиционных порошков позволяет формировать заранее заданную структуру покрытий, которая определяет их свойства. Для всех исследованных покрытий с близким содержанием металлической связки (75 – 80 об%) твердость и абразивная износостойкость покрытий монотонно увеличивается с уменьшением среднего размера карбидных включений. Обсуждена связь твердости и абразивной износостойкости со структурой композиционных покрытий.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СТРУКТУРА СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ «КАРБИД ТИТАНА – СВЯЗКА ИЗ СТАЛИ Р6М5».

Прибытков Г.А.¹, Коржова В.В.¹, Барановский А.В.², Криницын М.Г.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

gapribyt@mail.ru

Инструментальная быстрорежущая сталь Р6М5 находит широкое применение в металлообработке, являясь основной легированной сталью при изготовлении режущего инструмента, сохраняющего работоспособность до 600 °С. Другое применение стали Р6М5 - нанесение покрытий методами порошкового напыления и наплавки. Наиболее подробно исследованы свойства покрытий, наплавленных порошками Р6М5 с применением сканирующего электронного луча на оборудовании, разработанном в ИФПМ. Известно, что износостойкость покрытий можнократно повысить введением дисперсных карбидных частиц. В результате формируется структура металломатричного композита со связкой из быстрорежущей стали. Наиболее широко используют лазерную наплавку металломатричных композиционных покрытий на основе карбида титана. В подавляющем большинстве случаев наплавливали механические смеси порошка карбида титана с порошками чистых металлов или сплавов в пропорциях, обеспечивающих при расплавлении и последующей кристаллизации необходимый элементный состав металлической связки.

Перспективным представляется замена механических смесей стального и карбидного порошка композиционными порошками, гранулы которого состоят из частиц карбида титана заданной дисперсности в металлической связке необходимого элементного состава. В этом случае исключается опасность сегрегации порошковых компонентов при нанесении порошкового слоя для последующего оплавления или при подаче порошковой смеси в зону наплавки. Наиболее экономичным и высокопроизводительным методом получения композиционных порошков с карбидной упрочняющей фазой следует признать методы, основанные на явлении самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС).

В настоящей работе проведено исследование продуктов СВ-синтеза в режиме послыйного горения в порошковых реакционных смесях титана, углерода и стали

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

Р6М5. Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и растровой электронной микроскопии исследован фазовый и элементный состав, микроструктура и морфология композиционных порошков, полученных дроблением и рассевом на фракции СВС спечков.

Установлено, что дисперсность частиц карбида титана в структуре СВС металлматричного композита зависит от содержания стальной связки в реакционных смесях и, таким образом, может регулироваться в широких пределах. С увеличением размера карбидных частиц увеличивается ширина межкарбидных прослоек, что имеет существенное значение с точки зрения абразивной износостойкости покрытий, наплавленных или напыленных с применением композиционных порошков. Включения карбида титана имеют нестехиометрический состав и кроме титана и углерода содержат небольшое (до 1 ат. %) количество железа и легирующих элементов (Cr, Mo, W). Морфология карбидных включений определяется кубической структурой карбида и характеризуется округлой, равноосной формой.

Фазовый состав стальной связки в СВС композитах существенно изменяется по сравнению с составом исходного стального порошка, что объясняется различием скоростей охлаждения при получении стального порошка распылением расплава и более медленным охлаждением стальной связки в продуктах СВС.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВС КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ «TiB-Ti» ДЛЯ НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ

Прибытков Г.А.¹, Коржова В.В.¹, Криницын М.Г.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

Vicvic5@mail.ru

Для повышения износостойкости инструмента широко применяются покрытия со структурой из дисперсных твердых частиц, заключенных в металлическую матрицу, - так называемые металлматричные композиты. Такие композиты обладают уникальным сочетанием твердости, прочности, пластичности и износостойкости.

Особый практический интерес представляют «толстые» износостойкие покрытия. В этом случае используемая порошковая присадка подбирается таким образом, чтобы получить композиционное покрытие, имеющее структуру матричного композита с дисперсными включениями частиц тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов) в титановой матрице.

Композиция Ti-TiB с точки зрения применения в покрытиях имеет следующие преимущества: узкий диапазон гомогенности TiB (49 - 50%); близость плотностей титана и боридов титана (плотность Ti составляет 4,5 г / см³, TiB - 4,56 г / см³). Это позволяет увеличивать объемную долю боридов, не меняя значительно плотность композита [1]. Синтез титана с бором проходит в широком интервале изменения массового содержания бора от 8,3 до 56%, что позволяет получать бориды разных составов: TiB с орторомбической структурой, TiB₂ с гексагональной структурой, Ti₃B₄ с орторомбической структурой. Анализ продуктов синтеза позволяет предположить, что горение титана с бором является многоступенчатым процессом, идущим через образование низших боридов. Термодинамика и макрокинетика СВС в порошковых смесях титана и бора подробно исследована в работах Мержанова А.Г., Боровинской И.П. и др. [2].

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

В настоящей работе исследована морфология, внутренняя структура и фазовый состав СВС-композиционных порошков, с целью установить действительное содержание титановой связки в композиционных порошках - продуктах синтеза и оценить возможность использования таких порошков для последующего нанесения покрытий. Способ получения композита оказывает существенное влияние на его структуру и свойства [3].

Композиционный порошок с расчетным содержанием связки от 20 до 60 об.% был получен послойным горением прессовок цилиндрических прессовок из порошковых смесей титана ТПП-8 и бора аморфного технического марки «А» в двух реакционных средах (аргоне и воздухе).

Сравнение полученных СВС-порошков показало, что при синтезе на воздухе происходит частичное окисление титана с образованием двуокиси титана. Поэтому для синтеза композиционных порошков целесообразно использовать инертную газовую среду (аргон).

Литература:

- 1 S.S. Sahay, K.S. Ravichandran, R. Atri. Evolution of microstructure and phases in in situ processed Ti-TiB composites containing high volume fractions of TiB whiskers. – J. Mater. Res., 1999, Vol. 14, No. 11, P.4214-4223.
- 2 А.Г.Акопян, С.К.Долуханян, И.П.Боровинская. Взаимодействие титана, бора и углерода. – Физика горения и взрыва, 1978, №3, с.70-79.
- 3 Role of powder metallurgical processing and TiB reinforcement on mechanical response of Ti-TiB composites M. Selvakumar, P.Chandrasekar, M.Mohanraj, B.Ravisankar, J.N.Balaraju. –Materials Letters, 2015, v.144, p. 58–61.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СИНТЕЗА УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИТОВ

Алигожина К. А.¹, Князева А. Г.^{1,2}

¹НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

kam.777@mail.ru, anna-knyazeva@mail.ru

Технологии получения и обработки материалов, основанные на синтезе горением, весьма разнообразны. Особую важность эти технологии представляют для соединения углеродных композитов. Углерод известен как материал, который нелегко соединить с помощью традиционных методов. Так как углерод имеет очень высокую температуру плавления и не может быть приварен, подходящей технологией было бы соединение с использованием экзотермической химической реакции.

Эффективность синтеза горением для формирования соединения между двумя углеродно-углеродными композитами была доказана в[1]. Экспериментальное исследование было проведено с системой, состоящей из двух дисков С-С композитов, которые нужно было соединить, и реагирующего наполнителя между ними. Система была расположена между двумя электродами, которые были подсоединены к источнику энергии прямого тока.

В настоящей работе рассматривается математическая модель описанной задачи. Она содержит два уравнения теплопроводности и два уравнения диффузии. Первое уравнение теплопроводности для области, занятой реагентом. Оно включает в себя два добавочных слагаемых. Один из них определяет действие источника тепла за счет химической реакции, второй выражает действие источника прямого тока. Второе уравнение, относящееся к композиту, содержит только одно дополнительное слагаемое,

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

связанное с выделением тепла вследствие реакции. Это обусловлено тем, что реагирующая смесь проникает в слой композита вследствие диффузии. Что касается уравнений диффузии, они содержат уже упомянутой выше слагаемое, определяющее действие источника тепла.

Литература:

1. A. S. Mukasyan, J. D. E. White Combustion joining of Refractory Materials // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. — 2007. — V. 16, № 3. — P. 154–168.

ELECTRIC ARC SURFACING ON LOW CARBON STEEL: STRUCTURE AND PROPERTIES

Ivanov Yu.^{1,2}, Gromov V.³, Kormyshev V.³, Konovalov S.³, Kapralov E.³, Semin A.³

¹Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia,

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,

³Siberian State industrial University, Novokuznetsk, Russia

yufi55@mail.ru, konovserg@gmail.com

The purpose of the research is to analyze the phase composition, defect substructure, mechanical properties of the surfaced layer on Hardox 450 steel with boron-bearing powder wire. The surfacing was performed with powder wire (0.7% C, 2.0% Mn, 1.0% Si, 2.0% Ni, 4.5% B, weight %, balance Fe). The surfaced layer was formed in one pass operation and in two passes.

Investigations of phase composition and defect substructure of steel and surfaced metal were done by methods of transmission electron diffraction microscopy. The mechanical properties of surfaced metal and steel were characterized by value of microhardness.

The formation of the surfaced layer on steel surface by electric arc method is accompanied by weakly controlled heating of the material. It results in the process of tempering of hardened state. Defect substructure of martensite plates is presented by dislocations. Dislocations locate chaotically or they form a net-like structure. Scalar density of dislocations vary within rather wide ranges – from $3 \cdot 10^9$ to $6.5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. Heating of steel is accompanied by fracture of martensite crystal boundaries which is especially characteristic of packet martensite.

A layer of metal located at the interface of surfaced layer and basic volume of the material will be called a contact layer. From the side of metal base (Hardox 450 steel) a polycrystalline structure is revealed in grain volume of which a substructure of lamellar type is observed. The plates are grouped to packets; the transverse sizes of plates vary within 150 to 200 nm. The high values of scalar dislocation density ($\approx 4.8 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$), the grouping of plates into packets enable to suppose a martensitic (shear) mechanism of their formation.

In the volume and at plate boundaries the particles of the second phase are revealed. Microdiffraction analysis enabled to reveal the reflections belonging mainly to iron carbide (cementite). The particles have a globular shape; their sizes vary within 20 to 30 nm.

Along with the structure of tempered martensite the grains in boundary junctions and along boundaries of which the extended interlayers of the second phase are revealed in the contact zone.

The dark-field analysis followed by microelectron diffraction pattern indexing enabled to show that the particles being formed are iron boride FeB. This result means that in the process of surfaced layer formation the volume of steel adjacent layer is alloyed by elements

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

of powder wire. The diffusion of alloying elements (namely, boron) runs mainly along the grain boundaries and it results in the formation of iron boride particles.

From the side of the surfaced layer the lamellar eutectic structure is formed in contact zone. Microelectron diffraction pattern indexing obtained from this structure gives ground to conclude that in a single surfaced layer the eutectic is formed by α -iron and iron borides Fe_2B ; in a double surfaced layer the predominant second phase is iron borides FeB .

The research is financially supported under Grant of the Russian Scientific Fund (project No 15-19-00065).

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКОВ ТИТАНА И НИОБИЯ

Разин А.¹, Овчинников В.¹, Ахметшин Р.¹, Федоров В.¹, Криницын М.^{1,2}, Ахметшина В.¹

¹Томский политехнический университет, Томск, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
a.v.razin@mail.ru

Расчет лазерных технологических операций над порошками металлов представляет собой сложную задачу даже в линейном режиме воздействия. В этой связи важна предварительная оценка влияния различных факторов на эффективность сплавления. Данное исследование посвящено оценке влияния распределения освещенности в перетяжке лазерного луча, частоты следования импульсов и скорости движения луча, формируемого сканаторной системой на эффективный коэффициент энерговклада и характерную глубину проплавления порошкового слоя. Учтено влияние светового рассеяния в порошке.

Численно найдены оптимизированные режимы сплавления, при которых происходит проплавление порошкового слоя титана с ниобием. Также найдено соотношение характерных размеров порошинок титана и ниобия.

Авторами был разработан лазерный комплекс «ЛУЧ» на основе иттербиевого лазера, предназначенный для послойного лазерного спекания и сплавления порошков металлов. На этом комплексе проведены экспериментальные работы по сплавлению смеси порошков титана и ниобия, взятых в массовом соотношении 3:2. Средний диаметр порошка 40 мкм. Полученные в эксперименте оптимальные режимы сплавления хорошо согласуются с теоретическими расчетами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект 15-19-00191.

Литературы:

1. MiePlot [электронный ресурс]. URL: <http://www.philipraven.com/mieplot.htm> (дата обращения: 23.11.15)
2. М. Борн, Э. Вольф. Основы оптики, 2-е изд. — М.: Наука, 1973. — 720 с.: илл.
3. М. N. Polyanskiy. Refractive index database. Available at <http://refractiveindex.info> (accessed Nov. 23 2015)
4. A. I. Golovashkin, I. E. Leksina, G. P. Motulevich and A. A. Shubin. The optical properties of niobium, *Sov. Phys. JETP*, no. 29, pp. 27 – 34 (1969); P. B. Johnson and R. W. Christy. Optical constants of transition metals: Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, and Pd, *Phys. Rev. B*, no. 9, pp. 5056 – 5070 (1974); M. A. Ordal et al. Optical properties of Al, Fe, Ti, Ta, W, and Mo at submillimeter wavelengths, *Appl. Opt.*, no. 27, pp. 1203 – 1209 (1988); I. D. Mash and G. P. Motulevich. Optical constants and electronic characteristics of titanium, *Sov. Phys. JETP*, no. 36, pp. 516 – 520 (1973)
5. Таблицы физических величин. Справочник / под ред. И. К. Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976. — 1008 с.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

**К ПРОБЛЕМЕ ФОРМИРОВАНИЯ РАВНОПРОЧНЫХ НЕРАЗЪЁМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.
ЧАСТЬ I: СПЛАВ Д16**

Фортуна С.В.¹, Елисеев А.А.¹, Калашникова Т.А.¹, Колубаев Е.А.^{1,2}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

s_fortuna@ispms.ru, alan@ispms.ru, gelombang@mail.ru, eak@ispms.ru

Дисперсно-упрочняемые алюминиевые сплавы, к которым относится и сплав повышенной прочности Д16, не поддаются сварке всеми традиционными методами плавления. Неразъемным соединениям других типов (клеевым, паянным или на заклепках) присущи неустранимые недостатки – термическая нестабильность, пониженная прочность или весовое несовершенство и относительно невысокий усталостный ресурс. Ситуация улучшилась после появления высоко технологичного метода формирования неразъемных соединений – сварки трением с перемешиванием (СТП). Это метод позволяет формировать неразъемные СТП соединения практически из любых конструкционных материалов, в том числе и разнородных. На сегодняшний день лучшие практики позволяют формировать неразъемные СТП соединения дисперсно-упрочняемых алюминиевых сплавов, прочность которых достигает 0,8 прочности основного металла. Одним из перспективных направлений получения равнопрочных с основным металлом СТП соединений представляется дальнейшее совершенствование технологического процесса и разработка новых разновидностей СТП, например, сварки трением с перемешиванием и ультразвуковым воздействием (СТП-УЗ).

В настоящей работе показаны особенности микроструктуры и выделений вторичных фаз в зонах перемешивания СТП и СТП-УЗ соединений листового проката из алюминиевого сплава повышенной прочности Д16.

Электронно-микроскопический анализ, включающий в себя идентификацию микродифракционных картин и анализ соответствующих темнопольных изображений, показал, что в зоне перемешивания СТП соединения преобладают выделения избыточной инторметаллидной фазы $AlMgCu$, тогда как в зоне перемешивания СТП-УЗ соединения преобладают выделения интерметаллида Al_2MgCu (S-фаза). Мелкодисперсные частицы соединения $AlMgCu$ имеют сфероидальные, а наноструктурные частицы S-фазы пластинчатую форму.

В алюминиевом сплаве Д16 прочностные свойства обеспечиваются выделениями в виде когерентной интерметаллидной S-фазы. Преобладание объемной доли когерентной S-фазы в зоне перемешивания СТП-УЗ соединения обеспечило предел прочности, приближающийся к прочности основного металла. Так предел прочности СТП-УЗ соединений достиг 402, тогда как прочность СТП соединения – 396 МПа, что соответственно составляет 0,93 и 0,85 прочности основного металла.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

**К ПРОБЛЕМЕ ФОРМИРОВАНИЯ РАВНОПРОЧНЫХ НЕРАЗЪЁМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.
ЧАСТЬ II: СПЛАВ В95**

Калашникова Т.А.¹, Фортуна А.С.², Елисеев А.А.¹, Колубаев Е.А.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

gelombang@ispms.ru, anastasya_fortuna@mail.ru, alan@ispms.ru, eak@ispms.ru

Высокопрочный алюминиевый сплав В95 относится к материалам, не поддающимся сварке плавлением. Появившийся в 1990-е годы метод сварки трением с перемешиванием (СТП) позволяет формировать неразъёмные СТП соединения в твердофазном состоянии без достижения температур плавления соединяемых материалов. На сегодняшний день прочность стыковых СТП соединений листового проката из алюминиевого сплава В95 достигает 0,8 прочности основного металла. С целью получения равнопрочных с основным металлом неразъёмных СТП соединений из дисперсно-старееющих алюминиевых сплавов вообще, и из сплава В95 в частности, разрабатываются новые разновидности сварки трением с перемешиванием. Анализ литературных источников и проведенные исследования показали, что метод сварки трением с перемешиванием и ультразвуковым воздействием (СТП-УЗ) имеет определенный потенциал для формирования бездефектных неразъёмных соединений с заданными прочностными свойствами.

В представляемом докладе приведены результаты экспериментальных исследований микроструктуры и фазового состава материала зон перемешивания СТП и СТП-УЗ соединений листового проката из высокопрочного алюминиевого сплава В95.

ФОРМИРОВАНИЕ НАПРАВЛЕННЫХ МИКРОТЕКСТУР НА ПОВЕРХНОСТИ ИНСТРУМЕНТА ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Филиппов А.В.^{1,2}, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Филиппова Е.О.², Шамарин Н.Н.², Подгорных О.А.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

avf@ispms.ru

Современным и весьма перспективным направлением повышения эксплуатационных характеристик деталей трибосопряжения и металлорежущего инструмента является формирование направленных микро- и нанотекстур на их рабочих поверхностях.

При выборе способа нанесения, формы и направленности микро- и нанотекстур, а также степени воздействия на поверхность руководствуются достижением конкретной цели последующего применения изделий с текстурированной поверхностью. Среди наиболее актуальных прикладных целей можно выделить: 1) снижение износа (преимущественно адгезионного) режущего инструмента при обработке титановых и алюминиевых сплавов, 2) улучшение триботехнических характеристик и снижение износа при обработке закаленных сталей, 3) улучшение условий резания (снижение силы, температуры), 4) улучшение износостойкости деталей, работающих в трибосопряжениях.

Актуальность нанесения текстур на поверхности режущего инструмента заключается в возможности продления срока его эксплуатации за счет снижения износа

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

и уменьшения вероятности скалывания режущей кромки. Формирование кратера в результате износа является одной из основных причин поломки лезвия сменных многогранных пластин. При работе острозаточенным инструментом длина контакта стружки с передней поверхностью сменных многогранных пластин больше, чем у инструмента с изношенной передней поверхностью. Следовательно, напряжения, возникающие в ходе резания, будут более равномерно распределены на поверхности острозаточенной пластины, чем на поверхности пластины с износом в виде кратера. Таким образом, снижение износа на передней поверхности сменной многогранной пластины путем формирования направленной микротекстуры должно способствовать повышению работоспособности инструмента.

Целью работы является исследование возможности формирования микротекстурированной поверхности на поверхности инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 с применением лазерного гравировального оборудования.

Для оценки возможности получения микро текстурированной поверхности на передней поверхности сменной многогранной пластины для безвершинного точения использовались пластины из быстрорежущей стали Р6М5. Формирование микротекстур осуществлялось на лазерном гравировальном станке модели Yh-G9060 с использованием СО₂ лазера мощностью 80W. Обработывался участок поверхности площадью ~4 мм².

В результате воздействия лазерного излучения на поверхности сменной многогранной пластины из быстрорежущей стали были получены три вида направленных микроструктур: точечная, отрезками без взаимного перекрытия и сплошным участком.

С помощью лазерного гравировального оборудования получены три типа микротекстур на поверхности быстрорежущей стали Р6М5. Точечное воздействие на поверхность образца приводит к формированию кратерообразных впадин с небольшими выступами по периферии впадин. При формировании однонаправленной микротекстуры (без взаимного перекрытия по области воздействия лазера) на поверхности образца образуются поры. Шероховатость поверхности данного типа микроструктуры наименьшая из рассмотренных в данной работе. При формировании сплошной микротекстуры (путем выполнения проходов с 50% перекрытием по области лазерного воздействия) образуется наиболее грубый поверхностный рельеф, с наибольшей шероховатостью поверхности. При рассмотрении микроскопических изображений поверхностей микротекстур не выявлено видимых дефектов. Следовательно, рассматриваемое лазерное гравировальное оборудование можно использовать при нанесении направленных микротекстур на поверхности быстрорежущей стали Р6М5.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг и при поддержке РФФИ проект 16-48-700652 p_a.

7. Сварка, родственные процессы и технологии для создания технических систем ответственного и специального назначения, в том числе для эксплуатации в экстремальных условиях и низких климатических температур Арктики и Крайнего Севера

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ГАЗОВОЙ ЗАЩИТЫ
НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ**

Чинахов Д.А., Сапожков А.С.

Юргинский технологический институт

НИ Томского политехнического университета, Юрга, Россия

chinakhov@tpu.ru

Рассмотрено влияние способа газовой защиты при сварке плавящимся электродом в условиях двухструйной газовой защиты и его влияние на процессы в зоне сварки и свойства сварных соединений из высокопрочной легированной. По результатам проведенных ранее исследований установлено, что способ газовой защиты и скорость истечения потока газа оказывают значительное влияние на качество защиты зоны сварки и сварочные процессы. Значительное изменение динамики защитного газа влечет за собой изменение процессов, протекающих в зоне сварки (перенос капель электродного металла, металлургические процессы в капле, тепловые процессы, динамика сварочной ванны и т.д.), и как следствие, изменение эксплуатационных свойств сварных соединений.

Приведены результаты сравнительных экспериментальных исследований по улучшению свойств сварных соединений стали 30ХГСА путем изменения газодинамики активного защитного газа. С увеличением силы действия струи защитного газа на каплю электродного металла при двухструйной газовой защите возрастает частота и стабильность перехода капель в сварочную ванну за счет придания капле соосного с электродом положения и уменьшения хаотичного колебания капли. Частота переноса капель при двухструйной защите (в среднем 30 капли в секунду) по сравнению с традиционной (в среднем 19 капель в секунду) возросла в среднем в 1,6 раза, при этом наблюдается уменьшение размера капель в среднем с 2,4 мм до 2,0 мм.

Способ сварки с двухструйной газовой защитой обеспечивает более высокие механические свойства, за исключением ударной вязкости. С увеличением давления струи активного защитного газа на каплю электродного металла при двухструйной газовой защите возрастает интенсивность протекания металлургических процессов на поверхности капли. При сварке с двухструйной газовой защитой увеличивается содержание хрома на 0,05 %, снижается количество марганца на 0,09 % и кремния на 0,03 %. Это объясняется тем, что интенсивное газодинамическое воздействие на каплю расплавленного электродного металла при сварке с двухструйной газовой защитой приводит к увеличению частоты переноса капель, уменьшению размера капель и увеличению их поверхностной активности.

Установлено, что при сварке плавящимся электродом в CO_2 скорость истечения газа из сварочного сопла (расход газа, способ газовой защиты, вылет электрода) оказывают значительное влияние на химический состав металла сварного шва и свойства сварного соединения. Способ сварки плавящимся электродом с двухструйной газовой защитой обеспечивает регулируемую газодинамику в зоне сварки, повышает стабильность процесса переноса электродного металла в сварочную ванну и обеспечивает стабильные высокие эксплуатационные свойства сварных соединений.

Секция 8

Иерархическая организация
объектов в геодинатике

ТРАНСФОРМАЦИЯ РЕЖИМА СДВИГОВОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТРЕЩИНЫ С ПРОСТРАНСТВЕННО НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ

Остапчук А.А.¹, Марков В.К.¹, Мартынов В.С.²

¹Институт динамики геосфер РАН, Москва, Россия,

²Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия
ostapchuk@idg.chph.ras.ru

Контролируемое изменение деформационного и сейсмического режимов локального участка земной коры техногенными воздействиями является актуальной проблемой, имеющей высокий общественный резонанс. Долгое время предполагалось, что накопившиеся избыточные напряжения в массиве горных пород снимаются либо посредством землетрясений при «мгновенном» срыве заблокированных участков, либо через непрерывное асейсмическое скольжение. Однако, открытие и исследование в последние десятилетия таких явлений, как низкочастотные землетрясения, очень низкочастотные землетрясения и события медленного скольжения в значительной степени изменяют наше понимание того, как реализуется накопленная в земной коре избыточная энергия.

В настоящей работе представлены результаты экспериментов, в которых исследуется возможность трансформации режима деформирования трещины с пространственно неоднородной структурой.

Эксперименты проводились в классической постановке “слайдер” - модели, в которой блок под действием приложенного сдвигового усилия скользит по поверхности раздела. Контакт между шероховатыми поверхностями блока и основания заполнялся тонким слоем гранулированного материала. Использование в качестве заполнителя различных природных и искусственных материалов позволило реализовать полный спектр режимов скольжения: от регулярного прерывистого скольжения до событий медленного скольжения и асейсмического крипа. Показано, что при деформировании трещины с пространственно неоднородной структурой режим деформирования определяется не интегральными свойствами межблокового контакта, а реологическими свойствами «контактных пятен».

В отдельной серии экспериментов особый акцент был сделан на возможность трансформации режима деформирования путем увлажнения локальной области межблокового контакта. Показано, что эффективность внешнего воздействия определяется не только реологией «контактных пятен», но также и характеристиками локальной области контакта, на которую оказывается воздействие. Показано, что при определенных условиях увлажнение всего 1/10 площади контакта может привести к переводу прерывистого скольжения в события медленного скольжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 14-17-00719).

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ ПРОЧНОСТИ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ ВОДОНАСЫЩЕННОЙ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА В УСЛОВИЯХ СТЕСНЕННОГО СДВИГА

Димаки А.В., Шилько Е.В., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
dav@ispms.tsc.ru

Известно, что жидкость, находящаяся в поровом объеме проницаемых материалов, оказывает значительное влияние на их прочность. При этом, при нагружении в стесненных условиях (последние характерны для водонасыщенных пластов горных пород, границ раздела в геологических средах и т.д.) поровое давление может оставаться ненулевым даже в материалах, характеризующихся дилатансионной пластичностью. С другой стороны, локальное поровое давление существенным образом зависит от проницаемости среды и вязкости жидкости, которые определяют скорость фильтрационного переноса. Таким образом, конкуренция и взаимное влияние процессов изменения порового давления при изменении объема пор и фильтрации жидкости в рассматриваемой проницаемой среде приводят к формированию динамического распределения порового давления в материале. В связи с существенной нелинейностью и взаимосвязанностью данных процессов численное моделирование представляется эффективным инструментом изучения отклика и разрушения проницаемых сред, насыщенных жидкостью.

В настоящей работе проведено теоретическое изучение сдвиговой прочности водонасыщенной упруго-пластической границы раздела (интерфейса) в проницаемой среде, в условиях внешних сжимающих напряжений. Исследования проводились путем численного моделирования рассматриваемой среды методом гибридных клеточных автоматов, представляющим собой разновидность метода дискретных элементов. Описание неупругого отклика материала проводилось в рамках модели пластичности Друккера-Прагера-Николаевского с неассоциированным законом течения.

Моделируемая система представляла собой два упругих блока материала, разделенных упруго-пластическим интерфейсом в горизонтальном направлении. Сверху и снизу система была ограничена жесткими непроницаемыми обкладками, к которым прикладывались внешние нагрузки. В горизонтальном направлении действовали периодические граничные условия. Поровые объемы блоков и интерфейса полагались заполненными водой, их пористость и проницаемость полагались одинаковыми. В качестве критерия разрушения интерфейса использовался критерий Друккера-Прагера со значением $\sigma_c / \sigma_t = 3$, упругие блоки полагались неразрушаемыми. Данное приближение является адекватным, в том числе, для геологических границ раздела, характеризующихся значительной поврежденностью и, соответственно, существенно меньшей прочностью, чем прочность материала окружающего массива.

Нагружение рассматриваемой системы проводилось в два этапа. На первом этапе для создания исходного давления в моделируемой системе к внешним обкладкам прикладывались постоянные сжимающие напряжения, после чего система выдерживалась в течение интервала времени, необходимого для затухания упругих волн. На втором этапе к внешним обкладкам прикладывалась постоянная скорость в горизонтальном направлении, при этом в вертикальном направлении обкладки были жестко зафиксированы.

Установлено, что поведение системы, в смысле зависимости ее прочностных свойств от параметров нагружения и проницаемости материала, определяется совместным действием нескольких процессов. К ним относятся: 1) рост среднего давления в системе при сдвиге; 2) дилатансия упруго-пластического интерфейса при достижении в нем предела текучести; 3) перенос жидкости в фильтрационном объеме

упругих блоков и межблокового упруго-пластического интерфейса и 4) связанное с данным переносом перераспределение давления жидкости. Предложена обобщенная зависимость сдвиговой прочности упруго-пластического интерфейса от физико-механических параметров материала каркаса и флюида, а также параметров нагружения. Данная зависимость представляет собой сумму сигмоидального и экспоненциального членов, первый из которых обусловлен снижением эффективной жесткости упругих обкладок под влиянием фильтрации, и соответствующим снижением степени стеснения упруго-пластического интерфейса в условиях нулевого давления жидкости в интерфейсе. Второй (экспоненциальный) член характеризует влияние фильтрации на увеличение эффективной жесткости интерфейса за счет роста порового давления жидкости в нем и соответствующего увеличения степени стеснения.

Представленные результаты находятся в согласии с представлениями, сформулированными на основе экспериментального изучения прочностных свойств водонасыщенных упруго-пластических сред. Полученное обобщенное выражение для сдвиговой прочности демонстрирует существенное влияние скорости деформации на прочность, даже в области малых скоростей нагружения.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛЕЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ГЕОЛОГИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТОДОМ ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Астафуров С.В.^{1,2}, Шилько Е.В.^{1,2}, Димаки А.В., Псахье С.Г.^{1,2,3}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

³ НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

svastafurov@gmail.com

Хорошо известно, что массивы горных пород характеризуются сложным и неоднородно распределенным напряженным состоянием, важной особенностью которого является наличие стесненных условий. При этом в таких условиях хрупкие пористые геологические материалы и среды могут демонстрировать неупругий отклик. Пластическое поведение геоматериалов принято описывать законами течения, особенностью которых является зависимость неупругого отклика от давления. Определение механических и реологических характеристик пористых геологических материалов является сложной задачей, перспективным способом решения которой является использование компьютерного моделирования. В работе на основе компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов проведено численное исследование особенностей механического отклика пористых модельных образцов песчаника при осевом сжатии в условиях действия постоянного бокового давления. Целью этого исследования было определение предела ряда реологических параметров материала.

Анализ результатов моделирования показал, что начиная с некоторой пороговой величины бокового давления стесненные пористые образцы демонстрируют неупругий отклик. С увеличением бокового давления имеет место увеличение предела упругости и длины необратимого участка кривых нагружения. Одним из наиболее широко используемых в моделях пластичности горных пород предельных условий является соотношение Мизеса-Шлейхера:

$$\sigma_{MS} = \beta \sigma_{\text{mean}} + \frac{\sigma_{\text{int}}}{\sqrt{3}} = Y, \quad (1)$$

где β – коэффициент внутреннего трения, Y – напряжение, при котором наступает предельное состояние в условиях чистого сдвига, σ_{mean} и σ_{int} – среднее напряжение и интенсивность напряжений соответственно. Для определения предельной поверхности

8. Иерархическая организация объектов в геодинатике

необходимо из результатов компьютерного моделирования найти два неизвестных (β и Y) в соотношении (1). Это можно сделать, определяя величину предела упругости (σ_{yield}) моделируемого материала при разных значениях бокового давления (σ_{lat}) и вычисляя интегральные значения параметра $\sigma_{MS}(\sigma_{lat})$ в точке начала неупругой стадии деформирования. Исходя из условия независимости величины Y от особенностей напряженного состояния (величины σ_{lat}), можно определить значение β , при котором величина $\sigma_{MS}(\sigma_{yield}) = \text{const}$ в рассматриваемом диапазоне σ_{lat} . Анализ результатов моделирования показал, что такое значение β существует. Например, для песчаника с пористостью 10% оно составляет $\beta \approx 0,514$, что хорошо согласуется с существующими оценками величины этого параметра. Это подтверждает адекватность применения критерия Мизеса-Шлейхера для построения предельной поверхности хрупких пористых материалов. Подставив полученное значение β в (1), можно определить закон течения $Y(\epsilon_{MS})$, где $\epsilon_{MS} = \epsilon_{int}/\sqrt{3} + K\beta\epsilon_{mean}/3G$ (K и G – модули всестороннего сжатия и сдвига соответственно, ϵ_{int} и ϵ_{mean} – интенсивность полных деформаций и средняя полная деформация соответственно).

Анализ зависимостей $Y(\epsilon_{MS})$ для различных значений бокового давления σ_{lat} , показал, что они характеризуются двумя основными участками. На первом ($\epsilon_{MS} < \epsilon_{MS}^c$) они имеют линейный характер и практически совпадают. Это свидетельствует о том, что величина β на этом участке является постоянной, а предложенная форма записи «единой кривой упрочнения» $Y(\epsilon_{MS})$ является корректной. При $\epsilon_{MS} > \epsilon_{MS}^c$ кривые $Y(\epsilon_{MS})$ становятся нелинейными и начинают расходиться. Такие особенности поведения кривых $Y(\epsilon_{MS})$ определяются тем, что начало стадии неупругого деформирования пористого материала связано с формированием отдельных повреждений, которые постепенно объединяются в небольшие трещины. При $\epsilon_{MS} = \epsilon_{MS}^c$ сформировавшиеся повреждения объединяются в разрушающие образец макротрещины, и материал теряет целостность. Поэтому участок расхождения кривых $Y(\epsilon_{MS})$ соответствует деформированию не целостного образца, а фрагментированной системы. Полученные результаты свидетельствуют о необходимости осторожного отношения к интерпретации получаемых экспериментальных кривых нагружения в стесненных условиях. Так, предельное условие Мизеса-Шлейхера может корректно применяться только для описания начального участка неупругого деформирования хрупких материалов (до момента его разделения на фрагменты). Для определения границы этого участка необходимо проведение нескольких экспериментов при различных степенях стеснения. На участке, соответствующем деформированию фрагментированного материала, связь пластического поведения с давлением становится нелинейной, и должна описываться более сложными законами течения.

ВЛИЯНИЕ НОРМАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ПОРОВОГО ДАВЛЕНИЯ НА УСЛОВИЯ И ДИНАМИКУ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН ПРОДОЛЬНОГО СДВИГА В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ

Шилько Е.В.^{1,2}, Псахье С.Г.¹, Попов В.Л.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский государственный университет, Россия

shilko@ispms.tsc.ru

Вопросы, касающиеся зарождения и распространения трещин в хрупких материалах, широко обсуждаются в последние десятилетия. При этом особое внимание уделяется анализу условий инициирования и режимов динамического роста трещин

8. Иерархическая организация объектов в геодинамике

продольного сдвига. Актуальность данной проблемы определяется ее непосредственной связью с вопросами инициирования динамического проскальзывания контактных поверхностей, формирования разрывов в геосредах и другими.

В предшествующих работах авторов был проведен анализ особенностей динамического роста трещин в условиях простого сдвига. Было показано, что динамическое распространение трещины сопровождается формированием перед ее вершиной упругого вихря, распространяющегося со скоростью поперечной упругой волны. Упругий вихрь является концентратором сдвиговых напряжений, который обуславливает возможность ускорения динамически растущей трещины до аномально высоких скоростей, близких к скорости продольной упругой волны. Проведенный анализ позволил выявить энергетический и геометрический критерии, определяющие возможность начальной трещины распространяться с аномально высокими скоростями (в «сверхсдвиговом» режиме). Однако в этих исследованиях не затрагивался актуальный для хрупких материалов и сред вопрос о влиянии нормальных (по отношению к трещине) напряжений на функциональный вид и пороговые значения критериев, определяющих начало динамического роста трещины и возможность ее распространения в «сверхсдвиговом» режиме. Решению данной задачи посвящена настоящая работа. Исследование проведено путем численного моделирования методом подвижных клеточных автоматов.

Результаты моделирования в широком интервале сжимающих нормальных напряжений показали общность динамики неустойчивого роста трещин для различных степеней стеснения материала. В частности, величина сдвиговой прочности образца с начальной трещиной является однозначной функцией безразмерного геометрического параметра трещины P , представляющего собой отношение ее длины к эффективной ширине. Получен функциональный вид этой зависимости, являющийся общим для различных значений приложенных нормальных напряжений, и показано, что с ростом нормальных напряжений влияние геометрических параметров начальной трещины на сдвиговую прочность образцов снижается. Предложенное соотношение является обобщением классической формулы Гриффитса для трещин различного масштаба, находящихся в условиях стесненного сдвигового деформирования.

Установлено, что геометрический параметр P может использоваться в качестве критерия, определяющего способность начальной трещины распространяться в «сверхсдвиговом» режиме в условиях стесненного сдвига. Пороговое значение этого параметра P_{crit} («сверхсдвиговыми» могут стать начальные трещины, характеризуемые величиной параметра $P < P_{crit}$) является нелинейной функцией нормального напряжения. При малых значениях нормального напряжения величина P_{crit} быстро возрастает с выходом на насыщение при значениях нормального напряжения, близких к половине величины сцепления материала.

Поскольку многие природные и искусственные хрупкие материалы являются проницаемыми, актуальной является проблема влияния поровой жидкости на условия и особенности динамического роста трещин продольного сдвига в проницаемых хрупких средах. В настоящей работе исследование этой проблемы проведено для водонасыщенных нанопористых хрупких материалов. При относительно низких давлениях, рассматриваемых в данной работе, деформирование таких материалов протекает в условиях практически полного отсутствия перераспределения жидкости в поровом пространстве. Результаты моделирования показали, в частности, что наиболее существенным отличием водонасыщенных нанопористых образцов является немонотонная зависимость порогового значения P_{crit} от величины нормального напряжения. При малых нормальных напряжениях величина P_{crit} быстро возрастает до верхнего предела и далее остается постоянной в широком интервале нормальных напряжений. При достаточно больших значениях нормального напряжения, близких к

8. Иерархическая организация объектов в геодинатике

величине сцепления материала, P_{crit} снижается с последующим выходом на насыщение. При этом значения P_{crit} в точке насыщения одинаковы для обводненного и необводненного образцов.

Полученные результаты являются актуальными для понимания условий реализации «сверхсдвигового» динамического режима роста трещин сдвига в хрупких материалах.

Работа выполнена в рамках проекта 14-19-00718 Российского Научного Фонда.

ОБ ОДНОМ ПОДХОДЕ К МАТЕМАТИЧЕСКОМУ МОДЕЛИРОВАНИЮ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНОЙ ГЕОСРЕДЫ С УЧЕТОМ ВНУТРЕННИХ САМОУРАВНОВЕШЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ НЕАРХИМЕДОВОГО АНАЛИЗА

Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф.

Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия

lvk64@mail.ru, revuzhenko@yandex.ru

На основе общей концепции горной породы как среды с внутренними источниками и стоками энергии рассматривается подход к построению математической модели геосреды с учетом внутренних самоуравновешенных напряжений. С помощью методов неархимедового анализа дано описание полей напряжений и деформаций на уровне микроструктурных элементов: зерен, поровой среды и условий взаимодействия между ними. Сформулированы условия совместности микронапряжений и микродеформаций, а также зависимости осредненных макродеформаций и макронапряжений от микроструктурных параметров модели. Получена замкнутая система уравнений в плоском случае.

Показано, что в общем случае построенная модель позволяет описать такие фундаментальные свойства геосреды, как дилатансия, внутреннее трение, сцепление, пластические свойства, анизотропия, разупрочнение, а также свойство среды запасать и высвобождать накопленную упругую энергию. Последнее означает возможность моделирования самонапряженного состояния, когда исходные макронапряжения элемента среды равны нулю, но при этом отличны от нуля компенсирующие друг друга микронапряжения зерен, поровой среды и напряжения на контрактах между ними. В целом, такой элемент находится в равновесном состоянии, но при этом заряжен энергией внутренних самоуравновешенных напряжений.

На основе определяющих соотношений модели разработан численный конечно-элементный алгоритм и компьютерная программа по решению плоских краевых задач с учетом физической нелинейности поведения среды.

Приведен тестовый расчет сжатия прямоугольного образца с учетом внутренних самоуравновешенных напряжений. Показано, что развитие зон пластической деформации и микроразрушения (потеря сдвиговой прочности на контактах между зернами) зависит от величины заданных начальных микронапряжений, а также от зон их локализации в образце. Приведены картины развития процесса деформирования при различных значениях параметров.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского Научного Фонда (проект № 16-17-10121).

КАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОБАЛЬТА И КАРБИДА ВОЛЬФРАМА В ПРОЦЕССЕ КРЕКИНГА МАЗУТА

Морозов М.А.¹, Акимов А.С.¹, Федущак Т.А.¹, Журавков С.П.², Восмерилов А.В.¹

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

zerobox70@mail.ru, fr0stm4n@yandex.ru, taina@ipc.tsc.ru,

zhursp@yandex.ru, pika@ipc.tsc.ru

Сокращение запасов легких нефтей и увеличение потребления нефтепродуктов делает актуальной разработку технологий переработки тяжелого нефтяного сырья (ТНС): тяжелая нефть, природный битум. Россия занимает 3-е место в мире по разведанным запасам этих видов нефтяного сырья, но на текущий момент разрабатывается лишь около 1 %, в связи с проблемами в их добыче и переработке. Разработка отечественных катализаторов для решения проблемы переработки ТНС позволит дополнительно повысить глубину переработки нефти на отечественных НПЗ. Разрабатываемый катализатор должен обладать устойчивостью к закоксовыванию и деактивации через отравление серой, азотом.

Таким образом, целью данной работы является исследование каталитической активности катализаторов на основе кобальта, карбида вольфрама в реакции каталитического крекинга ТНС.

Эксперименты выполнялись в автоклавах объемом 12 мл при температуре 420°C в инертной среде (аргон) в течение 1 – 1,5ч. В качестве ТНС использовался мазут Новокуйбышевского НПЗ (плотность 0,987 г/см³; содержание серы 3,04 %; Н/С = 1,56). В работе использовались карбид вольфрама (средний размер 4-9 мкм), полученный печным способом, и кобальт, полученный электролитическим способом, а также каталитические системы на их основе. Каталитическую активность оценивали по выходу светлых фракций (н.к. - 350°C).

По итогам проделанной работы была обнаружена высокая активность использованных катализаторов – выход светлых фракций достигает 70%, при низком выходе побочных продуктов (газ, кокс). Катализаторы обладают устойчивостью к отравляющим соединениям (к сере). Также была обнаружена обессеривающая способность катализаторов. Подтверждена возможность многократного использования без сложного аппаратного оформления.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЛН В БЛОЧНО-ИЕРАРХИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Александрова Н.И.

Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия

nialex@misd.ru

Целью данной работы является разработка моделей, описывающих динамическое поведение блочных геосред, анализ аналитических и численных результатов решения нестационарных задач распространения волн в блочных средах, возникающих при ударном воздействии, и сопоставление теоретических результатов с экспериментальными данными.

В работе предложены одномерные, двумерные и трехмерные математические модели нестационарного деформирования блочно-иерархических сред. Эти модели основаны на представлении, что динамическое поведение блочной среды может быть приближенно описано как движение жестких блоков за счет податливости прослоек между ними, и, что деформацию прослоек можно приближенно описать моделью Кельвина–Фойгта. Используются две основные одномерные математические модели блочных сред — цепочка упругих стержней и цепочка масс, соединенных

8. Иерархическая организация объектов в геодинатике

вязкоупругими прослойками. Прослойки моделируются как набор вязких и упругих элементов, соединенных последовательно и параллельно. Применяется также одномерная модель блочно-иерархической среды второго порядка, в которой блоки одинаковой массы соединены вязкоупругими пружинами с чередующимися свойствами. В качестве двумерных моделей блочных сред рассмотрены две модели. В первой, блочная среда моделируется двумерной квадратной решеткой, состоящей из точечных масс, соединенных вязкоупругими пружинами в осевых и диагональных направлениях (плоская постановка). Во второй, массы соединены пружинами и демпферами только в осевых направлениях x и y (антиплоская постановка). В пространственном случае блочная среда моделируется однородной трехмерной решеткой, состоящей из точечных масс, соединенных пружинами и демпферами в направлениях осей x , y , z и в диагональных направлениях плоскостей xy , xz , yz .

Для блочных сред, описываемых предложенными моделями, получены аналитические и численные решения задач нестационарного вязкоупругого деформирования блочных сред при динамических воздействиях.

На основе этих математических моделей исследован процесс распространения волн в блочных средах при различных воздействиях и показано, что наличие структуры в среде приводит к существенному изменению нестационарного волнового процесса по сравнению с тем, что предсказывает однородная упругая модель, получаемая усреднением механических свойств блочной среды:

- в блочной среде распространяются низкочастотные слабо затухающие маятниковые волны со скоростями, много меньшими скорости продольных волн в материале блоков, за ними движется группа высокочастотных колебаний с частотой близкой к собственной;
- волны в блочной среде распространяются с дисперсией, которая отсутствовала в однородной среде; их скорость, период и степень затухания определяются массой блоков, их размерами и зависят от реологических свойств прослоек;
- наличие диссипативных свойств у прослоек приводит к быстрому затуханию высокочастотных волн и к дополнительному затуханию низкочастотных волн;

Эти результаты свидетельствуют о необходимости учета блочной структуры горных пород и реологических свойств прослоек при расчете сейсмических волн. Проведено сопоставление данных, полученных в лабораторных экспериментах на физических моделях блочных сред и в натурном эксперименте на известняковом карьере, с теоретическими результатами. Показано, что предложенные модели качественно и количественно верно описывают распространение сейсмических волн в блочных горных породах иерархического строения.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ОНЗ РАН-3.1.

ФРАКТАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЕЙСМИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА В ГОРНОМ МАССИВЕ ПРИ ВЕДЕНИИ ГОРНЫХ РАБОТ. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ

Еремин М.О.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
НИ Томский государственный университет, Томск, Россия
eremin@ispms.tsc.ru

Современная сеть сейсмических станций (постоянных и временных), развернутых в Кузнецком угольном бассейне и Алтае-Саянском регионе, ежедневно регистрируют сейсмические события, относимые к категории наведенной или техногенной сейсмичности. В работах [1,2] отмечается корреляция активизации сейсмического процесса с началом ведения горных работ. Исследования показали, что наведенная

сейсмичность может выступать как, с одной стороны, разгрузка накопленной упругой энергии в напряженных участках геосреды, за счет большого числа событий малых классов энергии, с другой стороны, может быть триггером более крупных разрушительных событий. Понимание основных закономерностей сейсмического процесса, его миграции, а также триггерных эффектов является актуальной задачей для наук о Земле. Для этого необходимо изучать закономерности формирования критических состояний в нагруженной геосреде. С этой точки зрения, горный массив с выработкой является идеальным объектом для изучения методами математического моделирования, поскольку удастся детально проследить эволюцию напряженно-деформированного состояния (НДС) вплоть до формирования критических состояний и попытаться выявить предвестники таких состояний.

Развитие численных методов в геомеханике на современном этапе позволяет построить модель горного массива, включающую наиболее значимые структурные элементы – кровлю, почву, вышележащие осадочные породы и математически описать эволюцию НДС при отработке месторождений полезных ископаемых в поле силы тяжести. Для математического описания эволюции НДС применяется полная система уравнений механики деформируемого твердого тела в частных производных. Система уравнений имеет смешанный тип и демонстрирует характерные черты сейсмического процесса, наблюдаемые инструментальными методами и изученные теоретически в рамках теории самоорганизованной критичности на упрощенных моделях [3].

В докладе представлены пространственно-временные особенности сейсмичности в элементах горного массива при подвигании забоя по результатам математического моделирования. Проанализирована статистика флуктуаций напряжений при разрушении элементов горного массива. Показано, что изменения фрактальных характеристик сейсмического процесса, как отражения процесса разрушения элементов горного массива, могут рассматриваться как предвестники критических состояний.

Литература:

1. Еманов А.Ф., Еманов А.А., Лескова Е.В., Фатеев А.В., Семин А.Ю. Сейсмические активизации при разработке угля в Кузбассе // Физическая мезомеханика. – Т. 12. – № 1. – С. 37-43.
2. Еманов А.Ф., Еманов А.А., Фатеев А.В., Лескова Е.В., Шевкунова Е.В., Подкорытова В.Г. Техногенная сейсмичность разрезов Кузбасса (Бачатское землетрясение 18 июня 2013 г.) // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2014. - №2. – С. 41-46.
3. Bak P., Tang C., and Wiesenfeld K. Self-organized criticality: An explanation of 1/f noise // Physical review letters. 1987. V.59. p. 381-384.

ЭМИССИЯ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ КАК ХАРАКТЕРИСТИКА ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Викторов С.Д., Кочанов А.Н.

Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия

kochanov@mail.ru

Возможность эмиссии субмикронных частиц размером менее 10,0 мкм со свободной поверхности горных пород при их деформировании и разрушении с образованием новых поверхностей в условиях квазистатического сжатия образцов установлена по результатам исследований, проведенных в ИПКОН РАН. Применение метода лазерной спектроскопии размеров частиц в воздушной среде позволило получить распределение частиц по размерам и количеству непосредственно в момент разрушения. Специфика проведения измерений субмикронных частиц заключалась в том, что в кубических образцах горных пород со стороной 40-50 мм создавался измерительный объем в виде сквозного отверстия диаметром 6мм. Внутренний объем

8. Иерархическая организация объектов в геодинатике

отверстия соединялся с атмосферой через воздушный фильтр, а выходной конец второй гибкой трубки присоединялся к лазерному счетчику частиц. Отличие второй схемы измерений состояло в использовании специальной камеры, имеющей резиновую основу со стальными прокладками, которые позволяли воспринимать нагрузку пресса и сохранять герметичность вплоть до разрушения образца. Камера имела вход, к которому с помощью гибкого шланга подсоединялся воздушный фильтр, а на выходе к камере с помощью второго гибкого шланга подсоединялся ручной лазерный счетчик частиц.

По результатам экспериментов установлено, что в большинстве прочных горных пород преобладают частицы размером несколько мкм, а их минимальный размер составляет $\sim 0,1$ мкм. Полученное распределение может быть объяснено с позиций значительного увеличения прочности частиц с уменьшением их размеров. Одним из факторов, влияющим на образование частиц малых размеров является содержание кварца, склонного к хрупкому разрушению. Общее количество частиц, как показали испытания образцов в условиях одноосного сжатия, зависит от микроструктурных особенностей горных пород, и могут значительно отличаться. Разработанные методики с использованием лазерной спектроскопии, включающие регистрацию субмикронных частиц, содержат информацию о кинетике и характере развития процесса разрушения и могут быть полезны для изучения его механизма. Время до разрушения образца горной породы, количество частиц, их размер представляются новыми показателями процесса разрушения и характеризуют свойства материалов в этом отношении.

Следует также отметить, что образование и отрыв частиц от поверхности имеет место при высокой степени напряженности горных пород и в ряде случаев является предвестником возможного катастрофического события, например, горного удара. Подобие процесса разрушения на микроуровне и при развитии масштабных природных процессов, в частности горных ударов, позволяет использовать лабораторные методики для моделирования некоторых сторон развития катастрофических природных процессов. Испытания образцов при одноосном сжатии предполагает изучение эмиссии частиц со свободной поверхности горных пород в условиях образования упорядоченных структур разрушения. Резкое возрастание интенсивности эмиссии частиц при нагрузках близких к пределу прочности служит индикатором приближающегося разрушения образца. Поэтому изучение динамика образования субмикронных частиц может служить основой разработки принципиально нового инструментального метода прогноза техногенных катастрофических явлений, связанных с неконтролируемым разрушением массива горных пород.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-17-00066).

ВЛИЯНИЕ ВЕСА ОСАДОЧНЫХ ПОРОД НА СТРОЕНИЕ РАЗЛОМНЫХ ЗОН В СЛОЕ ГЕОСРЕДЫ ПРИ РАЗРЫВНОМ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ СДВИГЕ ОСНОВАНИЯ

Бакеев Р.А.¹, Стефанов Ю.П.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия
yu_st@mail.ru

Трещины и разрывы, обусловленные сдвиговой деформацией – наиболее характерный для земной коры тип нарушений. В настоящее время проведено огромное количество природных и лабораторных наблюдений, в которых особое внимание уделяется изучению структур горизонтального сдвига (цветковых структур), формирование которых обусловлено разрывным горизонтальным сдвигом блоков

фундамента. Тем не менее, открытыми остаются вопросы о влиянии глубины на строение этих структур.

В работе выполнено трехмерное численное моделирование формирования и развития нарушений в слое геосреды при разрывном сдвиге основания. Постепенное увеличение толщины деформируемого слоя имитирует накопление осадков. Использована упругопластическая модель Друккера-Прагера-Николаевского в динамической постановке. Граничные условия в напряжениях на нижней грани задают сдвиг упругого основания с разрезом. Рост давления вышележащих пород на верхней грани определяет накопление осадков.

Проведенные расчеты показали, что форма и ориентация нарушений зависит от напряженного состояния, определяемого суммарной толщиной слоя, а также упругих и прочностных свойств. При высокой прочности породы увеличение толщины слоя приводит к более позднему зарождению эшелонированной системы кулисообразных поверхностей скольжения. Соответственно инициация и развитие нарушений происходит при большей величине сдвига и большем повороте главных осей напряжений, и в результате увеличивается угол наклона поверхностей нарушений к оси сдвига. При низкой прочности слоя возможен переход в неупругое состояние за счет веса вышележащей породы. В этом случае развитие нарушений будет протекать при существенно меньшем сдвиге в основании, а нарушения будут иметь иную, по сравнению с первым случаем, ориентацию и строение: меньший угол наклона поверхностей и раннее развитие магистрального субвертикального разлома.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД С УЧЕТОМ ИХ СТРУКТУРЫ В ТРЕХМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ

Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю., Кульков А.С., Макаров П.В.
НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
ayan.akhmetov93@gmail.com

Изучение общих закономерностей эволюции напряженно-деформированного состояния элементов горных массивов разных масштабов, а также механизмов формирования зародышей разрушения, имеет не только фундаментальное, но также и прикладное значение для усовершенствования горных технологий. При этом важно учитывать имеющиеся неоднородности строения горных пород на разных масштабных уровнях, так как физико-механические свойства пород обусловлены, главным образом, минеральным составом и текстурно-структурными особенностями их строения.

Для изучения структуры образцов песчаников и алевролитов был применен метод рентгеновской томографии. На каждый образец размером $10 \times 10 \times 10$ мм приходилось около 1500 слоёв. В изученных образцах алевролита выделены четыре основных значимых структурных элемента: лёгкие минералы, представленные кварцем, плагиоклазом и калиевыми полевыми шпатами; тяжёлые обломки пород и рудные минералы; прослойки повреждённого материала; поры. Образцы песчаника имели схожие структурные элементы и отличались размерами и композицией компонентов. Также в них наблюдалось большее количество обломков пород и рудных минералов, которые создают косую слоистость по нескольким граням образцов.

Поскольку имеющаяся точность томографии является избыточной для трехмерного моделирования современными компьютерами, для построения структурной трехмерной модели образцов горных пород были отобраны наиболее представительные слои проекционной томографии с шагом в 10-15 слоёв.

Используя построенные трехмерные геометрические модели структурно-неоднородных образцов горных пород, численно было изучено напряженно-

8. Иерархическая организация объектов в геодинамике

деформированное состояние этих образцов в условиях одноосного сжатия. Расчеты проведены конечно-разностным методом в трехмерной постановке с применением упругопластической модели Друккера-Прагера-Николаевского. Были выявлены очаги зарождения пластических деформаций в образцах, располагающиеся в местах стыка структурных составляющих с сильно различающимися механическими свойствами. Указанные особенности напряженно-деформированного состояния образцов горных пород важны для анализа механизмов формирования и развития зон разрушения.

НЕЛИНЕЙНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ГОРНЫХ ПОРОД И ИНТЕРПРЕТАЦИЯ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Стефанов Ю.П.

Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия,

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

yu_st@mail.ru

Построение математических моделей поведения геологической среды осуществляют на основе экспериментальных данных по деформированию образцов горных пород в разных условиях. В зависимости от возможного диапазона нагрузки и условий, которые может испытывать среда, учитываются те или иные особенности поведения, наблюдаемые в испытаниях. Как правило, в моделях не учитывают начальный нелинейный участок деформирования, а также предполагают линейную разгрузку. Кроме того, немаловажно значение имеет интерпретация диаграмм нагружения на этапе разрушения. Все это необходимо при построении математической модели и получения верных соотношений между свойствами образцов и свойствами породы в естественных условиях, а также дальнейшего моделирования процессов.

Экспериментальные данные показывают, что на начальном этапе деформации практически всегда существует более пологий, чем упругий участок нелинейности. Однако при расчетах и интерпретации данных такие особенности не принимаются во внимание, т.к. начальная нелинейность не велика и во многих случаях не существенна при решении задач. В то же время, при определенных обстоятельствах игнорирование начальной нелинейности не позволяют учитывать и описывать достаточно важные процессы, в том числе чувствительность свойств горных пород к напряженному состоянию.

Еще одна, более важная особенность нелинейного деформирования связана с разгрузкой. В ряде случаев наблюдается сложный вид диаграммы нагружения после снятия нагрузки в образцах. Наблюдается частичное восстановление объема образца, не смотря на очевидное наличие деформации за пределом упругости и дилатансии. Таким образом, дилатансия может иметь частично обратимый характер.

В работе представлен анализ основных стадий деформирования образцов горных пород и вариант модели, позволяющий описывать указанные нелинейные особенности поведения горных пород. Показано, что на этапе разгрузки нелинейность поведения связана с частичным закрытием трещин, накопившихся на этапе деформирования за пределом упругости. Величина обратимости связана с достигнутой степенью деформирования и интенсивностью касательных напряжений.

С использованием предложенной модели выполнены расчеты, иллюстрирующие поведение образцов с учетом нелинейности на начальном участке деформирования и при разгрузке, с учетом частично обратимой дилатансии. Приведены примеры, где учет нелинейности имеет большое значение для описания процессов деформации в геологической среде и объяснения наблюдаемых явлений.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕОЛОГИЧЕСКИХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СТРУКТУР В ЗЕМНОЙ КОРЕ

Татаурова А.А.^{1,2}, Стефанов Ю.П.^{2,3}

¹ Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия,

² Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия,

³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

anttat2@gmail.com, yu_st@mail.ru

Актуальным вопросом современной геологии и геомеханики является разработка геодинамических моделей, позволяющих судить о процессах происходящих внутри земной коры, которые находят свое отражение в изменениях дневной поверхности. Существенная роль в таких исследованиях принадлежит численному моделированию, позволяющему получить оценки напряженно-деформированного состояния среды и условий формирования геологических структур, а также влияния неоднородного строения коры на деформацию. Применение геомеханических моделей позволяет установить основные закономерности развития земной коры, для решения, как теоретических, так и прикладных задач.

Основная цель работы состоит в построении геомеханической модели Южного Верхоянья, которая могла бы подтвердить геологические представления и позволяла объяснить формирование пологих надвигов в условиях сжатия в рамках упругопластического поведения среды. Рассматриваемая модель представляет слоистую реологически неоднородную среду, что позволяет обеспечить независимость деформаций в различных слоях. Изучение складчато-надвиговой структуры Южного Верхоянья важно вследствие своего уникального строения и тектонического развития, а также в связи с наличием в регионе полезных ископаемых.

Решение данной задачи осуществлялось с привлечением методов численного моделирования процессов деформации. В работе для этого решались уравнения механики в динамической постановке для упругопластической среды. Деформация за пределом упругости описывалась моделью Друккера-Прагера-Николаевского с неассоциированным законом течения. Расчеты проводились с использованием явной конечно-разностной схемы. Моделирование процессов деформации выполнено в двумерной постановке для условий плоской деформации.

Первый этап работы включал изучение влияния неоднородностей и упругопластических свойств на напряженно-деформированное состояние земной коры имеющей блочное строение. Изучено развитие пластической деформаций под действием силы тяжести. Рассмотрено влияние последовательности приложения нагрузки, размеров исследуемой области и закона распределения прочности с глубиной, в том числе его изменения при образовании ослабленного участка. Изучено влияние ограниченности размера расчетной области на характер деформации.

Результаты расчетов показали, что пластическая деформация в ослабленном блоке приводит к перераспределению напряжений, в результате, которой возникают дополнительные деформации в окружающей среде. Это может привести к появлению пластичности в изначально упругих зонах, в первую очередь в вышележащих слоях среды. Такие изменения приводят к формированию прогиба. Величина прогиба увеличивается при учете осадконакопления.

На втором этапе было рассмотрено формирование зон локализации в слоистой реологически неоднородной среде. Расчеты показали, что в условиях сжатия формируется сеть зон локализации, как в поверхностных, так и глубинных слоях, которые разделены вследствие реологической неоднородности.

ВОЗНИКНОВЕНИЕ СЕЙСМИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ОКРЕСТНОСТИ ТРЕЩИНЫ ГИДРОРАЗРЫВА В ТРЕЩИНОВАТОЙ СРЕДЕ

Стефанов Ю.П.¹, Дучков А.А.¹, Додонова А.О.¹, Мясников А.В.²

¹Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Томск, Россия,

²Сколковский институт науки и технологий, Сколково, Россия
yu_st@mail.ru, duchkovaa@ipgg.sbras.ru, dodonovaa@ipgg.sbras.ru,
a.myasnikov@skoltech.ru

Работа посвящена изучению проблемы возникновения сейсмических событий в трещиноватой геологической среде при разных сценариях развития трещины гидроразрыва. Данная задача имеет важное практическое значение при проведении разведочных задач, например, микросейсмический мониторинг гидроразрыва пласта или процесса разработки месторождений.

Сейсмическая эмиссия может быть связана не только ростом трещины гидроразрыва, но и с резким изменением напряженного состояния в ее окрестности. Изменение напряженно-деформированного состояния при развитии трещины гидроразрыва может порождать активизацию естественных трещин из-за резкого роста касательных напряжений в окрестности вершины и превышения предела прочности горных пород на сдвиг. Сейсмологическая модель очага будет соответствовать трещине сдвига (скальвания). Такой модели соответствует эквивалентный точечный источник (тензор сейсмического момента) типа двойной пары сил (double-couple).

Для моделирования напряженного состояния и предсказания сейсмической эмиссии осуществлялось численное решение системы уравнений динамики упругопластической среды. Полученные поля напряжения в статической задаче близки к аналитическому решению – наблюдается заметный рост интенсивности касательных напряжений по сторонам от кончиков трещины. В этих зонах могут возникать микросейсмические события сдвигового типа, связанные со сколовыми разрушениями и активизацией естественных трещин. Рассмотрены разные сценарии влияния трещины гидроразрыва на активизацию естественных трещин разной конфигурации.

Таким образом, становится возможным исследовать связь между положением гипоцентров микросейсмических событий и геомеханическими процессами развития трещины гидроразрыва. Это позволит использовать данные микросейсмического мониторинга для калибровки геомеханических реалистичных моделей гидроразрыва пласта.

Работа была поддержана в рамках Соглашения со Сколтехом (№ 711-MRA).

ИССЛЕДОВАНИЕ ГЕОМЕТРИИ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ДВУХ И ТРЕХМЕРНОЙ СТАЦИОНАРНОЙ ТРЕЩИНЫ ГИДРОРАЗРЫВА В УПРУГОПЛАСТИЧНОЙ СРЕДЕ

Романов А.С.¹, Стефанов Ю.П.^{2,3}, Бакеев Р.А.³, Мясников А.В.⁴

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия,

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

⁴Сколтех, Сколково, Россия

alesandro_pato22@mail.ru, yu_st@mail.ru, A.Myasnikov@skoltech.ru;

Гидроразрыв пласта является основным способом разработки низкопроницаемых коллекторов Западной Сибири. Существенной проблемой является крайне малая изученность механических свойств месторождений баженовской свиты. Отличительной особенностью данных пород является высокое содержание вязких и пластичных прослоек и включений. В связи с этим возникает необходимость

исследования деформации породы, закономерностей роста трещины, а также ее формы с учетом пластических деформаций.

Целью работы было исследование зависимости формы трещины и величины ее раскрытия от упругих свойств горного массива и от неупругого поведения горной породы вокруг трещины. Результаты расчетов показали, что на величину раскрытия и форму трещины в значительной мере влияют упругопластические свойства пород, начальное напряженное состояние среды, а также распределение давления жидкости в трещине.

Рассмотрено изменение давления жидкости и формы трещины при ее приращении в условиях отсутствия фильтрации в горную породу. Получено, что приращение трещины при условии постоянного объема несжимаемой жидкости гидроразрыва приводит к падению забойного давления и, как следствие, к уменьшению раскрытия берегов.

Исследование осуществлялось при помощи численного решения системы уравнений механики сплошных сред. Описание поведения среды осуществлялось с использованием упруго-хрупкопластической модели среды (модифицированная модель Друкера-Прагера-Николаевского). Задача решалась в двух и трехмерной постановках. Для решения уравнений использовался явный конечно-разностный метод.

Работа выполнена при поддержке Сколтеха (Соглашение № 711-MRA).

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ЗАДАЧА О ГОРНОЙ ВЫРАБОТКЕ В ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ПОСТАНОВКЕ

Чанышев А.И., Абдулин И.М.

Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, Россия

a.i.chanyshev@gmail.com

Традиционно задача о выработке решается в рамках плоской деформации: в сечении, ортогональном оси выработки, находятся напряжения в области пластических деформаций, из непрерывности напряжений на упругопластической границе находятся распределения напряжений, деформаций и смещений в области упругости, сама упругопластическая граница, по смещениям на этой границе восстанавливаются смещения в области пластичности. При этом считаются заданными нагрузки на бесконечности. В данной работе предлагается аналогичную задачу решать в осесимметричной постановке и находить упругопластическую границу, распределенную вдоль оси выработки. При этом предполагаются заданными два смещения в осесимметричном случае, изменяющиеся вдоль оси выработки. По этим смещениям при условиях соосности тензоров напряжений и деформаций и заданном законе изменения объема находятся и сама упругопластическая граница и распределение напряжений, деформаций и смещений в пластической области деформирования. Расчеты сопровождаются изменением угла внутреннего трения породы, коэффициентом сцепления и размерами выработки. Задача решается в рамках гипотезы полной пластичности.

Секция 9

Иерархически организованные структуры в молекулярной биологии

**ОСОБЕННОСТИ РЕГЕНЕРАЦИИ КРОВЕНОСНОГО СОСУДА НА ОСНОВЕ
ВЫСОКОПОРИСТОГО КАРКАСА, МОДИФИЦИРОВАННОГО
СОСУДИСТЫМ ЭНДОТЕЛИАЛЬНЫМ ФАКТОРОМ РОСТА
И ОСНОВНЫМ ФАКТОРОМ РОСТА ФИБРОБЛАСТОВ**

Антонова Л.В.¹, Севостьянова В.В.¹, Матвеева В.Г.¹, Великанова Е.А.¹,
Васюков Г.Ю.¹, Шабаев А.Р.², Ходыревская Ю.И.¹, Кудрявцева Ю.А.¹,
Барбараш О.Л.¹, Барбараш Л.С.¹

¹ Научно исследовательский институт комплексных проблем
сердечно-сосудистых заболеваний, Кемерово, Россия,

² Кемеровский кардиологический диспансер, Кемерово, Россия
antonova.la@mail.ru

В работе проведено сравнительное изучение ремоделирования кровеносного сосуда на месте имплантированного на 3 месяца высокопористого биодegradуемого трубчатого каркаса, изготовленного методом электроспиннинга из полигидроксibuтирата/валерата и поликапролактона и модифицированного сосудистым эндотелиальным фактором роста (VEGF) или основным фактором роста фибробластов (bFGF).

Выявлено, что модифицирование графтов VEGF через 3 месяца имплантации на 25% снижало частоту формирования пристеночного тромба (по сравнению с немодифицированными образцами). При этом формирование эндотелиального монослоя на внутренней поверхности графтов с VEGF происходило в 75% случаев, тогда как в немодифицированных – отсутствовало. Через 3 месяца имплантации сосудистых графтов, модифицированных bFGF, в 75% случаев выявлено формирование пристеночных тромбов и отсутствие эндотелизации внутренней поверхности (аналогично немодифицированным образцам). Однако отмечена высокая клеточность стенки графтов, представленная преимущественно фибробластоподобными клетками, что подтвердило способность bFGF стимулировать формирование новообразованной ткани в зоне локации графта.

Таким образом, именно сочетанное использование VEGF и bFGF в создании высокопористых сосудистых графтов способно привести *in situ* к полноценной регенерации кровеносного сосуда.

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда (проект № 14-25-00050) в Федеральном государственном бюджетном научном учреждении «Научно-исследовательский институт комплексных проблем сердечно-сосудистых заболеваний».

**БИОДЕСТРУКТИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ В СОСТАВЕ ОРГАНИЧЕСКОГО
ВЕЩЕСТВА НИЗИННОГО ТОРФА АРКТИЧЕСКОЙ ЗОНЫ**

Сваровская Л.И.¹, Алтунина Л.К.¹, Серебренникова О.В.²

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
sli@ipc.tsc.ru

В лабораторных условиях в течение пяти месяцев проведен модельный эксперимент по биодеструкции органического вещества осокового торфа, отобранного на низинных участках о. Колгуев: широта 68°46'06,2"; долгота 49°17'31,5" (район Баренцева моря). Целью работы являлось изучение видового разнообразия и активности микробиального комплекса в процессе деструкции органических соединений и гумификации торфа арктической зоны РФ.

9. Иерархически организованные структуры в молекулярной биологии

В условиях сурового климата Арктики процессы биодеструкции и гумификации проходят крайне медленно в течение десятков лет. Для стимуляции и сокращения срока биодеструкции в модельном эксперименте подбирали состав и дозу инокулята, внесение которого в культуральную среду, содержащую торф, инициировало ферментативные процессы и позволило достигнуть наибольшего эффекта. В качестве источника микроорганизмов, для получения инокулята использовали аборигенную микрофлору, изолированную из образцов торфа. Микробную сырую массу вносили в количестве 1.0 г, что составляло 2.0 % от веса торфа.

Общая численность микрофлоры в отобранных пробах торфа составила в среднем 1.3 млн КОЕ/г. Растения – торфообразователи имеют в своем составе: протеин (10-30 %), жиры, воска, масла (5-30 %), целлюлозу (10-50 %). Активное участие в процессах деструкции и минерализации ОВ торфа принимали представители аэробных микроорганизмов, принадлежащих к родам *Arthrobacter*, *Bacillus*, *Pseudomonas*.

Состав ОВ торфа и биомассы бактерий анализировали методами ИК- и хромато-масс-спектрометрии (ГХ-МС). В ИК-спектрах ОВ торфа и биомассы определены полосы поглощения в области $3400-3200\text{ см}^{-1}$, которые относятся к валентным колебаниям группы –ОН карбоновых кислот и различным типам водородных связей. Для исследованных образцов торфа характерно наличие ароматических (1602 см^{-1}), нафтеновых структур ($991-980\text{ см}^{-1}$) и алканов (720 см^{-1}). Методом ГХ-МС в исследованных образцах идентифицированы н-алканы, полициклоароматические углеводороды (ПАУ), сескви-, ди- и тритерпеноиды, стероиды, фенилфосфаты, токоферолы, дибензофураны, н-альдегиды, н-алканолы, кетоны и эфиры карбоновых кислот. После биодеградации значительно снизилась концентрация всех классов соединений, особенно – ациклических.

В модельном эксперименте исследована интенсивность инцизированной микрофлоры в аэробных процессах деструкции органического вещества торфяников Арктической зоны, о. Колгуев. Липиды аборигенной микрофлоры повторяют состав органического вещества торфа за исключением н-альдегидов, н-алканолов, дибензофуранов и бициклических терпеноидов (сесквитерпенов).

Микроорганизмы принимают активное участие в образовании торфяной залежи, продукты их обмена присутствуют в составе органического вещества торфа. Самыми характерными продуктами торфообразования служат гуминовые вещества. Их образование проходит в две стадии: на первой – растительная масса механически разрушается и деполимеризуется с помощью микроорганизмов, разлагаясь на ароматические, фенольные и карбоксилсодержащие фрагменты. На второй стадии происходит более глубокая биодеградация и поликонденсация молекулярных фрагментов, в результате чего образуются полимеры гуминовых соединений. Во время гумификации происходят сложные изменения углеродной структуры и гетероатомных соединений. Например, в составе ПАУ и циклических изопреноидов снижается доля соединений с двумя циклами, среди стероидов – производные холестана и эргостана, а среди дитерпеноидов – соединения с короткими боковыми заместителями. Стероиды и тритерпеноиды обогащаются ненасыщенными структурами, снижается относительное содержание кетопроизводных. Следствием биодеградации торфа является исключение из состава кислородсодержащих соединений – альдегидов, цетиловых эфиров C_8-C_{10} карбоновых н-кислот, $C_{16}-C_{18}$ н-алканолов, среди эфиров увеличивается доля производных пальмитиновой кислоты, а среди алканолов – доля изопреноидных структур. В результате имеют место три конкурирующих процесса: переход органических молекул в полимерные структуры, образование гуминовых веществ, деструкция отдельных структур и появление в торфе соединений, образующихся из биомассы бактерий. Совокупность этих факторов формирует состав липидов биодеградированного торфа.

Секция 10

Материалы и реагенты для повышения
нефтеотдачи, транспортировки нефти
и переработки углеводородного сырья

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АСМОЛА С МЕТАЛЛОМ ТРУБОПРОВОДОВ

Черкасов Н.М., Гладких И.Ф., Гумеров К.М.

¹ООО «НИЦ «Поиск», Уфа, Россия,

²ООО «ИПТЭР», Уфа, Россия

В НИЦ “Поиск” (г.Уфа) разработана серия изоляционных материалов на основе асфальтосмолистого олигомера – асмола. Исследования асмола и созданных на его основе изоляционных материалов показали, что эти материалы обладают рядом уникальных положительных качеств, которые востребованы для защиты подземных трубопроводов.

Асмол имеет характеристики, близкие к битумам, однако его адгезия к металлу значительно выше, чем битумов и битумных мастик. Это связано с различными механизмами взаимодействия с металлом: адгезия битума осуществляется за счет сил физической природы, асмола – благодаря наличию функциональных групп, вызывающих химическое взаимодействие с поверхностью металла. Поэтому у асмола практически отсутствует, например, катодное отслаивание, а защитные свойства сохраняются длительное время (50 лет и более).

В молекулах асмола имеются азотсодержащие полярные группы, которые придают ему ингибирующие свойства, благодаря чему замедляется коррозия даже в случаях, когда недостаточно качественно подготовлена поверхность труб перед нанесением изоляции.

В составе асмола присутствуют соединения, содержащие сульфокислотные и нейтральные высокодонорные функциональные группы, которые обеспечивают мастике высокую поверхностную активность. Сорбируясь на разнотенциальных участках поверхности металла, они выравнивают её энергетическую неоднородность, что приводит к снижению разности потенциалов анодных и катодных участков и, тем самым приводит к замедлению или полному прекращению процесса электрохимической коррозии.

Несмотря на вышеуказанные уникальные свойства, асмол и изоляционные материалы на его основе встречают ограничение в широком практическом использовании. Истинными причинами ограничения могут быть корпоративные интересы, но высказывается мысль (иногда эта мысль фигурирует в заключениях подведомственных лабораторий), что асмол может отрицательно повлиять на металл труб из-за повышенной кислотности.

Действительно, кислотное число асмола рН порядка 5,5. Происхождение такой кислотности связано с наличием в полимолекулах асмола связанных функциональных групп, за счет которых и обеспечивается высокая адгезия к металлу. Этими группами молекулы асмола “цепляются” к поверхности металла, не вызывая никаких изменений внутри объема. Тем не менее, чтобы поставить точку на этом вопросе, провели специальные исследования с целью оценить возможное влияние асмола на свойства металла труб при длительной эксплуатации трубопроводов.

Эксперимент 1. Изготовили серию пластинчатых образцов размером 100×10×2 мм из стали 20, обработали поверхности шлифовкой и поместили в 40 %-ный раствор асмола в углеводородном растворителе на разное время выдержки (до 145 суток). После выдержки образцы извлекали из раствора, удаляли асмол промывкой растворителями, высушивали теплым воздухом. После этого измеряли массу каждого образца на аналитических весах, изучали состояние поверхности образцов визуально и с помощью оптического микроскопа. Результаты показали, что поверхность образцов после выдержки в асмоле покрывается пленкой серого цвета, а масса монотонно увеличивается. Привес Δm (мг/см²) выражается приближённой формулой

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

$\Delta m \approx 0,0037 \cdot \tau$, где τ - время (сутки). Толщина пленки через месяц выдержки в асмоле составляет около 1,2 микрон, через 145 дней достигает 5...6 микрон.

Эксперимент 2. В данном эксперименте оценивали влияние асмолы на усталостную прочность и долговечность стали. Для этого изготовили образцы с размерами 300×20×2 мм из малоуглеродистой листовой стали марки 08. Для ускорения зарождения трещины на образцах выполнили отверстие диаметром 1,8 мм, которое являлось концентратором напряжений. Испытания проводили по схеме циклического консольного изгиба. Испытывали три серии образцов. Первая серия – образцы в исходном состоянии (до взаимодействия с асмолом), вторая – такие же образцы после выдержки их в асмоле в течение 33 суток, третья – образцы после выдержки в асмоле в течение 60 суток. Для проверки гипотезы, что результаты испытаний для разных серий совпадают (с учетом естественных разбросов), применили аппарат математической статистики, а именно, критерий равенства двух и более совокупностей, основанный на t -распределении Стьюдента. Результаты показали, что асмола на механические свойства металла не повлияла. Вероятность того, что данный вывод ошибочен, составляет не более 0,01.

Эксперимент 3. Целью следующих испытаний было проверить, влияет ли асмола на стандартные механические свойства металла труб после длительной выдержки в растворе. Для испытаний изготовили образцы с размерами рабочей части 130×10×2 мм. Марка стали 17ГС, которая широко применялась при строительстве магистральных трубопроводов. Испытания показали, что механические свойства металла (σ_b – предел прочности, σ_T – предел текучести, δ – относительное удлинение), определяемые при статическом растяжении образцов, не изменились после выдержки в асмоле.

Эксперимент 4. При разработке методики следующих испытаний на статическое растяжение полагали, что изменения свойств стали могут происходить только на его поверхности, а при испытании образцов со значительной толщиной стенки эти изменения могут быть не замечены. Если так, то чем тоньше будут образцы, тем более заметным должно быть влияние асмолы на механические свойства металла. Поэтому для испытаний выбрали стальную фольгу толщиной 0,05 мм. Испытания подтвердили, что гипотеза о равенстве средних значений двух серий образцов (в исходном состоянии и после длительной выдержки в асмоле) верна; вероятность ошибочности данного утверждения не более 0,01

Выводы:

1. Асмола образует на поверхности металла дополнительную защитную пленку, и она не смывается растворителями органического происхождения (эффект подобен алюминию, который покрывает себя защитной окисной пленкой). В асмольной среде масса защитной пленки растет со скоростью 0,11...0,13 мг/см² в месяц. Через 145 суток выдержки средняя толщина пленки достигает 5...6 микрон.

2. Асмола не приводит к изменению механических свойств металла труб, хотя и является химически активным по отношению к его поверхности.

**ПРОНИЦАЕМОСТЬ РЕГУЛЯРНОЙ СТРУКТУРЫ
ИЗ СФЕРИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ**

Бубенчиков М.А.^{1,2}, Бубенчиков А.М.^{1,3}, Шерстобитов А.А.¹,
Малоземов А.В.¹, Худобина Ю.П.³

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²ООО «Газпром трансгаз Томск», Томск, Россия,

³Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики ТГУ, Россия
sherstobitovalexandr@gmail.com, michael121@mail.ru, avmalozemov@gmail.com,
hudobina@mail2000.ru

Компактированные материалы уже находят применения для задачи разделения газов, очистки воды, как катализаторы в химических процессах и имеют большие перспективы использования в современных высокотехнологических процессах. Многообразие форм частиц и способов их соединения делают задачу исследования проницаемости таких материалов чрезвычайно сложной. Многие аспекты работы мембран из компактированных наночастиц схожи с работой биологических мембран [1].

В настоящей работе теоретическими методами изучается прохождение молекул через регулярную структуру из идеальных сферических наночастиц. Целью исследования является изучение дифференциальной проницаемости слоя сферических наночастиц в отношении атомов гелия и молекул метана.

Рассматриваемая структура определяется совокупностью сферических наночастиц одинакового размера, центры которых лежат в одной плоскости. Для используемых частиц имеется потенциал взаимодействия наночастица-молекула В. Я. Рудяка, С.Л. Краснолуцкого:

$${}^3U(\rho_j) = {}_9U(\rho_j) - {}_3U(\rho_j). \quad (1)$$

Здесь ρ_j – расстояние от центра j -ой частицы пористой структуры до пробной молекулы:

$${}_9U(\rho) = C_9 \left\{ \left[\frac{1}{(\rho - \rho_p)^9} - \frac{1}{(\rho + \rho_p)^9} \right] + \frac{9}{8\rho} \left[\frac{1}{(\rho - \rho_p)^8} - \frac{1}{(\rho + \rho_p)^8} \right] \right\}; \quad (2)$$

$${}_3U(\rho) = C_3 \left\{ \left[\frac{1}{(\rho - \rho_p)^3} - \frac{1}{(\rho + \rho_p)^3} \right] - \frac{3}{2\rho} \left[\frac{1}{(\rho - \rho_p)^2} - \frac{1}{(\rho + \rho_p)^2} \right] \right\}. \quad (3)$$

Здесь ρ_p – радиус наночастицы, $C_3 = \frac{2\pi\varepsilon_{12}\sigma_{12}^6}{3V}$, $C_9 = \frac{4\pi\varepsilon_{12}\sigma_{12}^{12}}{45V}$, V – объем тела, приходящийся на один атом кристаллической структуры.

В качестве пористого элемента рассмотрим систему из 20 наночастиц радиуса $r = 4$ нм, в каждой из которых находится $6.4 \cdot 10^4$ молекул углерода, образующих 4 туннеля для двигающейся частицы. Частицы принимаются стационарными, а перемещающаяся молекула (атом) двигаются в совокупном вандерваальсовском поле двадцати наночастиц, следуя основному уравнению динамики Ньютона. Силовое воздействие от каждой наночастицы определяется градиентом потенциала (1) – (3). Уравнение динамики перемещающейся частицы интегрируется с применением технологии Рунге-Кутты.

Поместим начало координат в одну из частиц правого столбца. Пробные молекулы двигаются в положительном направлении оси ОУ с расстояния 10 нм. Проведенные расчеты показали, что проницаемость по гелию рассматриваемого фильтрующего элемента составляет порядка 68% (пробная молекула гелия пущена с позиций: $x_0 = -4.2; -19.3; -31.3; -43.2$ оси ОХ.). При пуске пробных молекул метана с позиций: $x_0 = -4.9; -17.8; -30.8; -41.8$ оси ОХ, было установлено, что проницаемость по метану рассматриваемого фильтрующего элемента составляет порядка 16%.

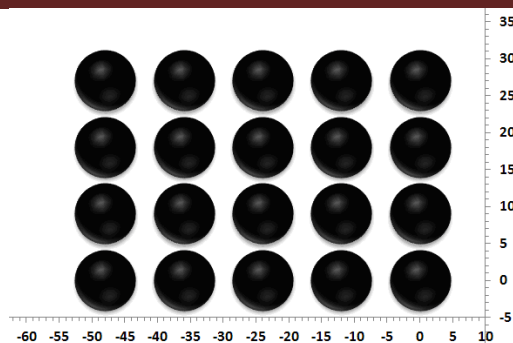


Рис.1. Структура пористого элемента.

Как показывают проведенные вычисления, поле отталкивания в системе наночастица - молекула метана является более мощным. Поэтому более подвижные атомы гелия ближе подходят к покоящимся частицам и, имея большую скорость среднего теплового движения, лучше проникают через пористую структуру. Поэтому, в результате, мы имеем коэффициент проницаемости для гелия 68% против 16% для метана.

Литература:

1. Panin V.E. The physical mesomechanics of mass transfer in biological membranes and nanostructural materials / V.E. Panin, V.E. Egorushkin, L.E. Panin // International Journal of Terraspace Science and Engineering. – 2010. – Vol. 3, № 1. – P 39-61.

Работа выполнена в рамках Программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета и при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №16-19-00089).

ДВИЖЕНИЕ МОЛЕКУЛ ЧЕРЕЗ МОДИФИЦИРОВАННЫЕ НАНОТРУБКИ

Бубенчиков А.М.^{1,3}, Бубенчиков М.А.^{1,2}, Фридман О.Э.¹,
Тарасов Е.А.¹, Худобина Ю.П.³

¹НИ Томский государственный университет, Томск, Россия,

²ООО «Газпром трансгаз Томск», Томск, Россия,

³Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики ТГУ, Россия
michael121@mail.ru, ms.friol@mail.ru, diomedis@mail.ru, hudobina@mail2000.ru

В настоящее время большой интерес представляют нанотрубки, имеющие особую структуру и физико – химические свойства. В рамках ньютоновского подхода изучается динамика молекул, проходящих через открытую нанотрубку. В реальных ситуациях, когда углеродная сеть не замыкается сама на себя, как это бывает в случае открытой нанотрубки, на краях сети в позициях атомов углерода выстраиваются атомы других веществ, в частности азота и фтора. Такой случай формирования кристаллической сети называют пассивацией соответствующими атомами. Целью настоящей работы было исследование прохождения атомов гелия через открытую нанотрубку, края которой были пассивированы азотом или фтором.

Углеродные нанотрубки представляют интерес для задач фильтрации и адсорбции газов из смесей. С точки зрения построения модели силового взаимодействия, однослойная нанотрубка является объектом, один из линейных размеров которого много меньше двух других, и составляет значения порядка размера (диаметра) атома углерода. В рамках модели континуального описания это позволяет рассматривать их как двумерные объекты. Однако, в настоящей работе мы воспользуемся дискретным описанием энергетического состояния каркаса трубки, при котором вандерваальсовские влияния от узлов структуры трубки будут подобны воздействиям от сферического источника. Таким образом, атомы углерода выстраиваются на

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

поверхности трубки в один слой в гексагональном порядке. Влияние кристаллической поверхности трубки мы заменяем совокупным влиянием отдельных атомов углерода, находящихся в узлах кристаллической сети. Воздействие же трубки на перемещающийся атом гелия есть сумма воздействий каждого атома углерода кристаллической структуры. Поэтому результирующее воздействие может быть определено и представлено в виде потенциала Леннарда-Джонса. В рассматриваемом случае уравнения движения атома гелия есть уравнения динамики частицы в поле вандервальсовских сил, определенных совокупным влиянием атомов углерода, составляющих кристаллическую структуру трубки. Эти уравнения интегрируются численно с использованием метода Рунге – Кутты четвертого порядка точности. Результаты расчетов получены методом одиночной (пробной) частицы. Движение пробной частицы определяется девятью параметрами, среди которых масса молекулы или атома, силовые параметры ϵ и σ и шесть начальных параметров: три начальные координаты и три начальные компоненты скорости. Если мы фиксируем сорт частицы, то мы задаем первых три параметра. При этом все равно задача прохождения через трубку остается многопараметрической. Поэтому рассматриваются лишь движения, параллельные оси трубки.

Расчеты показали, что пассивация оказывает незначительное влияние на характер движения атома гелия внутри углеродной нанотрубки. Молекулы гелия, пущенные по оси трубки, имеют гладкий профиль скорости, который определяет сначала ускорение частицы, а затем ее торможение. При этом на выходе – та же скорость, что и на первоначальном удалении от трубки. Однако при более низких начальных скоростях атомов гелия вклад пассивации в процессы прохождения или непрохождения открытой нанотрубки является более значительным. Так, например, при пассивации фтором атом гелия, вошедший в трубку не по осевой линии со скоростью $V_0=260$ м/с, выходит из трубки в обратном направлении, т.е. трубка для неосевых атомов становится непроницаемой. При нецентрированном входе в трубку молекулы испытывают удары об энергетический барьер атомов углеродного каркаса.

Таким образом, во всех представленных расчетах мы имеем вход молекул по траекториям, параллельным оси трубки. Как показывают вычисления, угол выхода траектории по отношению к оси трубки является непредсказуемым. Пассивация азотом и фтором оказывает локальное влияние на динамику молекул и практически не оказывает влияние на проходимость трубок. Также при малых скоростях в большей мере проявляются стохастические свойства движения на выходе из трубки, а при больших все становится более детерминированными.

Работа выполнена в рамках Программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета и при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №16-19-00089).

ОЦЕНКА ЭКОЛОГИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ РАЙОНОВ ПОСТОЯННОЙ ДОБЫЧИ И ТРАНСПОРТИРОВКИ НЕФТЕЙ ЗАПАДНОЙ СИБИРИ ПО СОСТАВУ ДОННЫХ ОСАДКОВ БЛИЗКОРАСПОЛОЖЕННЫХ ОЗЕР

Красноярова Н.А.^{1,2}, Русских И.В.¹, Стрельникова Е.Б.¹

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

natalex@ipc.tsc.ru

Длительное время разрабатываемые районы нефтедобычи, несомненно, подвергают дополнительному риску нефтяного загрязнения природные объекты, находящиеся в непосредственной близости к ним. Экологическая оценка опасности

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

загрязнения экосистем нефтью необходима при мониторинге районов интенсивных нефтепромысловых работ.

Для оценки вклада нефтяного загрязнения в органическое вещество современных осадков исследуемых озерных водоемов было проведено изучение флюидов близлежащих нефтяных месторождений. Так, оз. Долгое (ХМАО) окружено двумя крупнейшими месторождениями Западной Сибири Нижневартовским с юга и Самотлорским с севера. Озеро Вачлор (ХМАО) окружено Федоровским и Нивагальским месторождениями. Исследуемый водоем в Новосибирской области (оз. Балман) расположен близ нефтедобывающего полигона Верхтарского месторождения и нефтепровода.

Исследование состава битуминозных компонентов озерных водоемов и сравнение его с составом нефтей позволит выявить параметры, отличающие нефтяное загрязнение от органического вещества современных отложений. В свою очередь, это позволит провести оценку наличия или отсутствия имеющегося негативного влияния на экосистемы исследуемой территории.

Органические компоненты озерных осадков выделяли экстракцией раствором 7 % метанола в хлороформе при 60 °С. Углеводороды (УВ) нефти концентрировали методом жидкостной адсорбционной хроматографии на оксиде алюминия IV степени активности, используя в качестве элюента гексан. Молекулярный состав органических соединений исследовали методом ГХ-МС и электронной спектроскопии. Получена совокупность данных о присутствующих в изученных образцах групп углеводородов и кислород- и серосодержащих соединений (н-алканов, ациклических изопреноидов, би-, три- и тетрациклических ароматических УВ, сескви-, ди- и тритерпеноидов).

Сравнение состава УВ битуминозных компонентов осадков озерных водоемов и расположенных вблизи них нефтяных месторождений показало, что распределение алканов не может быть показателем при оценке нефтяного фона, поскольку в процессе биodeградации они подвергаются деструкции гораздо быстрее, чем ароматические УВ. В то же время, ароматические соединения, присутствующие как в нефтях, так и обнаруженные в озерных водоемах, могут быть использованы в качестве индикаторов загрязнений.

Так, в составе нафталинов отмечено нарастание содержания ди- и триметилзамещенных структур для исследованных нефтей, а для озерных осадков накапливаются и тетразамещенные гомологи (таблица 1). Содержание гомологов фенантрена для донных отложений оз. Вачлор увеличивается от низкомолекулярных к высокомолекулярным, что характерно и для исследованных нефтей. Для осадков озер Долгое и Балман нарастание содержания в ряду метилпроизводных происходит только до диметилзамещенных структур.

Таблица 1 – Содержание ароматических углеводородов в донных отложениях исследованных озер (% от суммы идентифицированных УВ по данным ГХ-МС)

Арены	оз. Вачлор	оз. Долгое	оз. Балман
Биарены			
H	0.018	0.060	0.003
MH	0.009	0.013	0.042
DMH	0.038	0.060	0.206
TMH	0.033	0.067	0.349
ТетраMH	0.157	0.398	0.312
Триарены			
Ф	0.112	0.111	0.093
MФ	0.105	0.333	0.188
DMФ	0.215	0.730	0.318
TMФ	0.339	0.626	0.134

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

Для оценки влияния на состав донных осадков озер нефтяных загрязнений были предложены параметры, характеризующие соотношения гомологов ряда нафталина, фенантрена и их метилпроизводных, которые выявили схожесть в распределении ароматических соединений в нефтях и донных осадках двух исследуемых водоемов.

Так, влияние нефтяных загрязнений в оз. Вачлор подтверждено как параметрами ряда нафталина, так и ряда фенантрена, в оз. Балман – параметрами ряда нафталина. Для оз. Долгое не было выявлено влияния нефтяного загрязнения.

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ФИЛЬТРАЦИОННЫХ ПОТОКОВ ТЕРМОГЕЛЕМ ПРИ ВНУТРИКОНТУРНОМ ЗАВОДНЕНИИ НЕФТЯНЫХ ПЛАСТОВ

Корсакова Н.К.¹, Пеньковский В.И.¹, Алтунина Л.К.², Кувшинов В.А.²

¹Институт гидродинамики им. М.А.Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

penkov@hydro.nsc.ru, alk@ipc.tsc.ru

Широко применяемое при добыче нефти внутриконтурное заводнение имеет существенные недостатки. Они связаны с тем, что процесс вытеснения вязкой жидкости (нефти) менее вязкой (водой) характеризуется неравномерностью продвижения фронта вытеснения. Известно, что возникающие при этом языки воды, исходящие от нагнетательных скважин, увеличиваясь с течением времени, достигают расположения добывающих скважин. После прорыва воды степень обводнения добывающих скважин быстро возрастает. Нагнетательные и эксплуатационные скважины оказываются связанными непрерывной сетью водопроводящих каналов, располагающейся в направлении наименьшего фильтрационного сопротивления и формирующей области межскважинного пространства пласта, в которых нефть находится в неподвижном капиллярно запертом состоянии.

Тампонировать водопроводящие каналы на линии главного тока и добиться повышения нефтеотдачи пластов помогает применение термогеля типа ГАЛКА-НТ, разработанного в ИХН СО РАН [1, 2]. Термотропный гель ГАЛКА-НТ представляет собой гель гидроксида алюминия с олигомерами карбамидоформальдегидной смолы. Он образуется непосредственно в пласте из раствора гелеобразующей композиции ГАЛКА-НТ на основе системы «соль алюминия – карбамид – вода» и является эффективным средством перераспределения фильтрационных потоков пластовых флюидов. На лабораторной модели нефтяного пласта проведено физическое моделирование добычи нефти методом внутриконтурного заводнения при работе системы источник – сток. Зеркальным отражением от непроницаемых границ модели можно получить представление об основных характеристиках процесса вытеснения, проявляющихся при разработке месторождения системой нагнетающих воду и добывающих нефть скважин. Такая разработка, как правило, проходит с неустойчивым фронтом вытеснения, с образованием растущих языков воды, превращающихся в конечном итоге в сеть водопроводящих каналов в направлении наименьшего фильтрационного сопротивления между рядами скважин. При этом большая часть нефти остается в неподвижном, капиллярно запертом состоянии, находящемся в динамическом равновесии с потоком вытесняющей воды. Это явление исследовалось ранее [3]. Методом конечных элементов проведены расчеты, позволяющие оценить влияние термогеля на изменение картины течения при взаимодействии скважин в пласте, насыщенном однородной жидкостью. Закачка термогеля в область пласта между скважинами позволяет расширить фронт вытеснения и повысить охват пласта заводнения на поздней стадии разработки месторождения с целью увеличения нефтеотдачи. Это иллюстрируется проведенными опытами на физической модели пласта, рис.1.

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

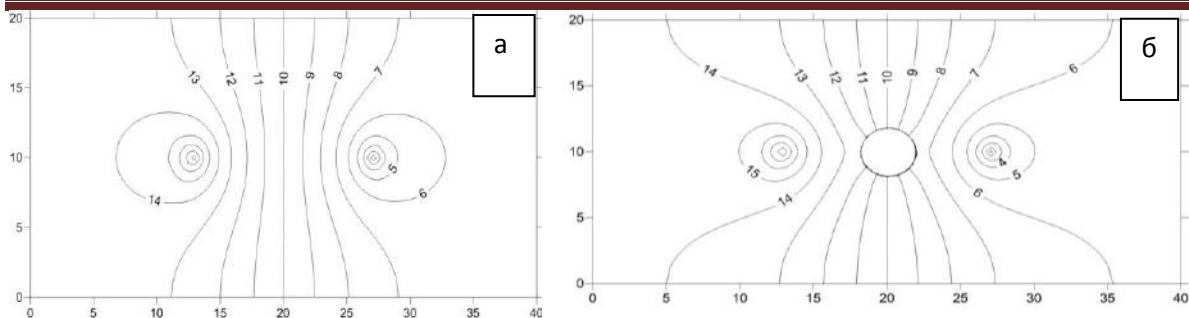


Рисунок 1. Распределение давления в однородном пласте (а) и картина течения в пласте с термогелевым экраном (б)

Результаты проведенных исследований согласуются с данными опытно-промышленных работ с применением композиции ГАЛКА-НТ для увеличения охвата пласта и добычи нефти на пермо-карбоновой залежи высоковязкой Усинского месторождения [2].

Литература:

1. L.K. Altunina and V.A. Kuvshinov, Russian Chemical Reviews **76** (10), 971-987 (2007).
2. L.K. Altunina and V.A. Kuvshinov Oil & Gas Science and Technology **63**, №1, 37-48 (2008).
3. Данаев Н.Т., Корсакова Н.К., Пеньковский В.И. «Многофазная фильтрация и электромагнитное зондирование скважин», изд-во «Эверо», Алматы, 2014, 277 с.

Работа выполняется при финансовой поддержке гранта ФЦП, Соглашение о предоставлении субсидии №14.607.21.0022 от 05.06.2014, уникальный идентификатор – RFMEFI60714X0022 по приоритетному направлению «Рациональное природопользование».

КАТАЛИЗАТОРЫ ГИДРОДЕСУЛЬФИРОВАНИЯ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНИТА

Акимов А.С.¹, Морозов М.А.¹, Федущак Т.А.¹, Журавков С.П.², Восмеригов А.В.¹

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

zerobox70@mail.ru, fr0stm4n@yandex.ru, taina@ipc.tsc.ru,

zhursp@yandex.ru, pika@ipc.tsc.ru

Современные гидрогенизационные каталитические технологии в настоящее время являются важнейшим фактором повышения энергетической, экономической и экологической эффективности процессов нефтепереработки в России, а также улучшения качества производимых моторных топлив. Ключевыми в этой области являются разработка и создание новых катализаторов для осуществления гидрогенизационных процессов.

Цель данной работы – получение и исследование новых массивных сульфидных каталитических систем в реакции гидрогенолиза модельных серосодержащих соединений.

В данном исследовании был реализован широкий экспериментальный поиск условий приготовления каталитических систем. Для синтеза массивных сульфидных каталитических систем использовали твердофазный способ механоактивации исходных компонентов, который выполняли по оригинальной методике, в одну стадию, при различном составе и соотношении реагентов и в присутствии микродобавок полярных жидкостей. В качестве исходных реагентов использовали крупнодисперсный коммерческий дисульфид молибдена (MoS_2) полученный из природного молибденита,

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

микронные порошки кобальта (Co) и никеля (Ni) марок (ПК-1y) и (ПНЭ-1) соответственно. Эксперименты по определению активности синтезированных систем выполняли в реакторе закрытого типа «Autoclave Engineers Bolted Closure» объемом 100 мл при температуре 340°C, давлении водорода 3,5 МПа, скорости перемешивания 600 об/мин. В качестве серосодержащего соединения использовали дибензтиофен (ДБТ) растворенный в гексадекане (исходная концентрация ДБТ в пересчете на серу составляла 500 ppm). Оценку активности катализаторов осуществляли в соответствии с содержанием остаточной серы в гидродесульфуризатах и значениями констант скорости превращения ДБТ.

Помимо основных реагентов (MoS₂, Co, Ni), выполняющих роль активного компонента и его промоторов, в состав каталитических систем вводили новые высокотехнологичные вещества – наноалмазы (НА), карбид молибдена (MoC) и электровзрывной (ЭВ) псевдобемит AlOОН. Каталитические композиты конструировали, учитывая возможность проявления свойств структурирования (для сохранения целостности наночастиц активной фазы), абразивной (диспергирующей) способности, а также свойств связующего в качестве которого использовали нановолокнистый псевдобемит, карбид молибдена и детонационные наноалмазы. Тем более, что для двух последних реагентов ранее была установлена собственная каталитическая активность в гидрогенизационных процессах.

Для синтезированных катализаторов, обнаружена способность обеспечивать ультранизкое содержание серы в гидродесульфуризатах. Определены оптимальные соотношения компонентов в каталитических системах и времен их механохимического сочетания. Показано, что реакция гидрогенолиза ДБТ реализуется по двум маршрутам: гидрирующему и крекирующему. Приводятся экспериментальные данные, свидетельствующие о том, что активными центрами могут выступать вакансии в структуре MoS₂.

КАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОБАЛЬТА И КАРБИДА ВОЛЬФРАМА В ПРОЦЕССЕ КРЕКИНГА МАЗУТА

Морозов М.А.¹, Акимов А.С.¹, Федущак Т.А.¹, Журавков С.П.², Восмерилов А.В.¹

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

zerobox70@mail.ru, fr0stm4n@yandex.ru,

taina@ipc.tsc.ru, zhursp@yandex.ru, pika@ipc.tsc.ru

Сокращение запасов легких нефтей и увеличение потребления нефтепродуктов делает актуальной разработку технологий переработки тяжелого нефтяного сырья (ТНС): тяжелая нефть, природный битум. Россия занимает 3-е место в мире по разведанным запасам этих видов нефтяного сырья, но на текущий момент разрабатывается лишь около 1 %, в связи с проблемами в их добыче и переработке. Разработка отечественных катализаторов для решения проблемы переработки ТНС позволит дополнительно повысить глубину переработки нефти на отечественных НПЗ. Разрабатываемый катализатор должен обладать устойчивостью к закоксовыванию и деактивации через отравление серой, азотом.

Таким образом, целью данной работы является исследование каталитической активности катализаторов на основе кобальта, карбида вольфрама в реакции каталитического крекинга ТНС.

Эксперименты выполнялись в автоклавах объемом 12 мл при температуре 420°C в инертной среде (аргон) в течение 1 – 1,5ч. В качестве ТНС использовался мазут Новокуйбышевского НПЗ (плотность 0,987 г/см³; содержание серы 3,04 %; Н/С = 1,56). В работе использовались карбид вольфрама (средний размер 4-9 мкм), полученный

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

печным способом, и кобальт, полученный электролитическим способом, а также каталитические системы на их основе. Каталитическую активность оценивали по выходу светлых фракций (н.к. - 350°C).

По итогам проделанной работы была обнаружена высокая активность использованных катализаторов – выход светлых фракций достигает 70%, при низком выходе побочных продуктов (газ, кокс). Катализаторы обладают устойчивостью к отравляющим соединениям (к сере). Также была обнаружена обессеривающая способность катализаторов. Подтверждена возможность многократного использования без сложного аппаратного оформления.

ФИЛЬТРАЦИОННОЕ ДВИЖЕНИЕ ПРОДУКТОВ ТЕРМИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ СЛАНЦА

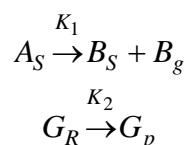
Князева А.Г.^{1,2}, Маслов А.Л.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

² НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

anna-knyazeva@mail.ru, masloaleksey@rambler.ru

Горючими сланцами называют разновидность горных пород осадочного происхождения. Благодаря высокому содержанию органического вещества и широкой распространенности, сланцы могут быть использованы в качестве ископаемого топлива [1]. В настоящее время горючие сланцы являются одним из самых популярных видов альтернативного топлива [2]. При этом наиболее целесообразным оказывается сжигание не непосредственно самих сланцев, а продуктов их термической переработки [3]. В работе представлена математическая модель, описывающая процесс термического разложения сланцев при их нагреве электродами. Сланец моделировался твердой пористой средой A_S , нагрев которой осуществлялся погруженными в пласт электродами в форме стержней. При наложении переменного электрического поля в пласте появляется ток смещения, вызванный поляризацией, и ток проводимости. Принималось, что при разложении реагента A_S образуется твердый токопроводящий остаток B_S и газ B_G , который поступает в поры и смешивается в них с идентичным по составу газом G_R . В свою очередь, G_R при нагреве превращается в газ G_P . Химические реакции при разложении сланца можно описать следующей условной схемой:



где K_1 , K_2 - скорости реакций. По мере накопления твердого остатка меняются электрофизические свойства среды, что сказывается на динамике нагрева. В модели учитывались явления межфазного тепло- и массообмена, течение продуктов разложения в порах. Подробнее постановка задачи описана в [4]. Задача решалась численно с использованием неявной схемы расщепления по координатам и покоординатной прогонки. Численное исследование показывает заметные различия в динамике температуры в случаях, если движение продуктов удовлетворяет закону Дарси или обобщенному уравнению движения.

Хотя картина течений образующихся продуктов при этом качественно похожа, количественные значения скорости могут отличаться на порядок.

Исходя из данных о характерных размерах преобладающей части пор в сланце [5] можно высказать предположение о малых значениях числа Рейнольдса для данных

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

течений, что указывает на целесообразность использования именно обобщенного уравнения движения.

Литературы:

1. Н.И.Зеленин, М. И. М. Озеров. Справочник по горючим сланцам. – Л.:Недра, 1983. –248 с.
2. М. В. Голицын, А. М. Голицын, Н.М. Пронина. М. В. Голицын, А. М. Голицын, Н.М. Пронина. Альтернативные энергоносители. – М., Наука, 2004. –159 с.
3. Ю.А. Стрижакова. Горючие сланцы. Генезис, составы, ресурсы. – М.: Недра, 2008. –192 с.
4. А.Г. Князева, В.В. Лопатин, С.М. Мартемьянов, А. Л. Маслов, Хан Вэй. Моделирование подземного нагрева сланцев в электромагнитном поле // Известия высших учебных заведений. Физика. - 2011 – Том 54. - №11/3. – С. 5-11.
5. Zou, C.N., Zhu, R.K., 2011. First discovery of nano-pore throat in oil and gas reservoir in China and its scientific value // Acta Petrologica Sinica 27 (6), pp. 1857–1864.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОТРОПНОЙ НЕФТЕВЫТЕСНЯЮЩЕЙ КОМПОЗИЦИИ НИНКА-3 НА ПЛАСТОВУЮ МИКРОФЛОРУ И СОСТАВ НЕФТИ УСИНСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ

Овсянникова В.С., Щербакова А.Г., Гусева Ю.З., Алтунина Л.К., Чуйкина Д.И.
Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия
varja@inbox.ru

Целью данной работы была оценка влияния термотропной нефтевытесняющей композиции НИНКА-3 с регулируемой вязкостью и щелочностью на аборигенную пластовую микрофлору Усинского месторождения. Композиция содержит поверхностно-активные вещества и щелочную аммиачную буферную систему, компоненты которой, в условиях дефицита биогенных элементов, могут стать минеральным питанием для пластовой микрофлоры. Влияние композиции исследовали в лабораторных и пластовых условиях.

В лабораторных условиях сообщество пластовой микрофлоры культивировали на двух минеральных средах с низкой и высокой минерализацией с добавлением композиции НИНКА-3 в разных концентрациях. На среде Мюнца для углеводородокисляющих микроорганизмов с минерализацией 4.4 г/л, содержащей полный набор биогенных элементов композиция в концентрации 0.1 и 0.5 % оказала стимулирующее влияние. В присутствии 1 % композиции численность микрофлоры была на уровне контроля, а концентрации 5 и 10 % оказали подавляющее рост микрофлоры действие. На модели пластовой воды с минерализацией 75 г/л без добавления соединений фосфора и микроэлементов численность микрофлоры снижалась во всех вариантах относительно исходной, небольшое положительное действие отмечено с 0.1, 0.5 и 1 % композиции лишь с 1 по 5 сутки роста. После 5 суток во всех опытных вариантах численность микрофлоры была ниже контроля.

Оценку влияния композиции в условиях пласта проводили после обработки паронагнетательных скважин композицией НИНКА-3 в 2014-2015 гг в рамках опытно-промышленных испытаний технологии повышения нефтеотдачи высоковязкой нефти на пермокарбоневой залежи Усинского месторождения. Из добывающих скважин, гидродинамически связанных с обработанными, на протяжении нескольких месяцев после обработки отбирали пробы пластовой воды и нефти для микробиологических и физико-химических анализов. Ряд проб были стерильными, в ряде образцов численность микрофлоры была низкой - от нуля до сотен клеток в миллилитре. Всего было проведено 70 определений, из них в 25 пробах численность поднималась до тысяч, а в трех случаях – до миллионов клеток на миллилитр через 3-5 месяцев после

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

закачки композиции. В 13 случаях из 28 повышение численности гетеротрофной или денитрифицирующей микрофлоры совпадало с присутствием в воде компонентов композиции и/или продуктов их гидролиза: нитрат-иона, карбамида или ионов аммония, в 15 пробах либо компоненты композиции в воде не были обнаружены, либо проба содержала недостаточное для анализа количество воды. В целом, проанализировано 45 проб добываемой воды, в 32 из которых были обнаружены компоненты композиции.

По изменению состава добываемой нефти прослеживается моющее и потокоотклоняющее действие самой композиции: после обработки отмечено изменение доли разных классов УВ и увеличению содержания полярных компонентов, что говорит о частичном перераспределении потоков и десорбции тяжелых фракций с породы. Значительные колебания вязкости добываемой нефти обусловлены как формированием эмульсий, так и растворением в нефти CO_2 – продукта гидролиза карбамида.

Благоприятные для роста аборигенной углеводородокисляющей микрофлоры условия складываются на участках, удаленных от паронагнетательных скважин, куда поступает сконденсированный остывший пар, который разбавляет и высокоминерализованную пластовую воду, и саму композицию. А промежуточные продукты микробиологического окисления нефтяных углеводородов проявляют поверхностно-активные свойства, что способствует десорбции нефти с породы пласта и ее дополнительному вытеснению, что может служить основой для разработки комплексного микробиологического и физико-химического метода увеличения нефтеотдачи.

ПРЕВРАЩЕНИЕ МЕТАНА НА КОМБИНИРОВАННЫХ ЦЕОЛИТСОДЕРЖАЩИХ КАТАЛИЗАТОРАХ

Степанов А.А., Коробицына Л.Л., Восмериков А.В.
Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия
pika@ipc.tsc.ru

Процесс неокислительной конверсии метана представляет большой интерес для переработки природного и попутного нефтяного газов в ароматические углеводороды. Наибольшую активность в данном процессе проявляет Мо-содержащий цеолитный катализатор. Повышение активности и времени стабильной работы катализатора неокислительной конверсии метана имеет важное значение. В настоящей работе изучено поведение каталитических композиций, приготовленных на основе цеолитов с различными структурными и молекулярно-ситовыми характеристиками и наноразмерного порошка молибдена, в процессе дегидроароматизации метана.

Для приготовления катализаторов были использованы высококремнеземные цеолиты с различными структурными характеристиками и силикатными модулями. Катализаторы готовили методом твердофазного синтеза путем механического смешения H-формы цеолитов и наноразмерного порошка молибдена. Реакцию проводили в кварцевом реакторе проточного типа при атмосферном давлении, температуре 750 °С и объемных скоростях подачи метана 500 и 1000 ч⁻¹. Продукты реакции анализировали методом газовой хроматографии.

Исследования влияния объемной скорости подачи сырья показали, что ее снижение приводит к повышению степени конверсии метана на катализаторе Мо/ZSM-5 и увеличению времени его стабильной работы. Так конверсия метана после 180 мин реакции составляет 4,7 и 8,9 % при объемных скоростях его подачи 1000 и 500 ч⁻¹ соответственно. При дальнейшем увеличении времени реакции наблюдается резкое снижение конверсии метана при обеих скоростях его подачи. Однако наибольшее

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

падение конверсии метана за время реакции 380 мин происходит при объемной скорости 1000 ч⁻¹ (конверсия – 0,7 %), при объемной скорости 500 ч⁻¹ она составляет 2,7 %. Дальнейшие исследования по превращению метана на комбинированных катализаторах проводились при объемной скорости 500 ч⁻¹. Установлено, что наибольшее превращение метана происходит при послойной загрузке в реактор двух различных катализаторов: Mo/ZSM-5 и Ga/ZSM-5. Вначале процесса, поступая на слой катализатора Mo/ZSM-5, метан активируется и частично превращается в этан, этилен, бензол и нафталин, при этом следующий слой катализатора Ga/ZSM-5 практически не работает. В ходе реакции происходит снижение активности катализатора Mo/ZSM-5 в результате зауглероживания его поверхности, что приводит к заметному увеличению выхода этилена. При прохождении этилена через слой катализатора Ga/ZSM-5 происходит его превращение в ароматические углеводороды, в результате сохраняется высокая селективность образования ароматических углеводородов и повышается продолжительность работы двухслойной системы. При использовании образца, полученного механическим смешением катализаторов Mo/ZSM-5 и Ga/ZSM-5, наблюдается уменьшение конверсии метана по сравнению с послойной загрузкой этих катализаторов, в то же время она несколько выше, чем для Mo/ZSM-5 катализатора, что свидетельствует об участии Ga/ZSM-5 катализатора в реакции ароматизации этилена. Таким образом, сочетание двух различных катализаторов в одном реакторе повышает селективность образования ароматических углеводородов и увеличивает время их совместной стабильной работы в процессе неокислительной конверсии метана.

СОСТАВ ПРОДУКТОВ КОНВЕРСИИ ГОРЮЧЕГО СЛАНЦА ЧИМ-ЛОПТЮГСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ В СВЕРХКРИТИЧЕСКОМ БЕНЗОЛЕ

Коваленко Е.Ю.¹, Мельников Я.Ю.², Сагаченко Т.А.¹, Мин Р.С.¹, Патраков Ю.Ф.³

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

²НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия,

³Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН,

Институт угля, Кемерово, Россия

azot@ipc.tsc.ru

В последнее время в качестве дополнительного источника углеводородного сырья рассматривают значительные ресурсы нетрадиционных скоплений углеводородов (УВ), в частности, горючих сланцев (ГС), разведанные запасы которых в России исчисляются десятками миллиардов тонн. К перспективным методам их переработки в жидкие углеводороды относят конверсию растворителями в сверхкритических условиях. Выбор условий процесса ожижения ГС и обоснования направлений рационального использования пиролизатов (П) в значительной степени зависит от объема и глубины информации об их химической природе. В данной работе приведены данные о составе жидких продуктов термического растворения образца ГС месторождения Чим-Лоптюгское (Республика Коми, прогнозные запасы-500-600 млн т) в среде бензола при сверхкритических условиях в интервале температур до 200 (П-200), 200–300 (П-300), 300–400 (П-400) °С.

Установлено, что с ростом температуры увеличивается выход П, в их составе снижается содержание смолисто-асфальтеновых веществ. В структуре асфальтенов и смол возрастает доля ароматических и снижается доля алифатических структурных фрагментов. Асфальтены становятся менее, а смолы более окисленными. Масляные компоненты, выход которых увеличивается с ростом температуры процесса, представлены сложной смесью насыщенных и ароматических УВ и гетероорганических соединений. В составе насыщенных УВ присутствуют нормальные и разветвленные алканы, в том числе моно- и полинепредельные изопреноиды, алкены,

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

моноциклоалканы, УВ–биомаркеры – стераны и терпаны и их непредельные предшественники – стерены и терпены. Среди ароматических УВ найдены моно-, би-, три-, тетра- и пентациклические структуры, представленные моно-, би- и триалкилзамещенными бензолами, рядом фитанилбензолов, алкилированными нафталинами, анатраценом, фенантроном, хризенем и их алкилпроизводными, бензоантраценом, пиреном, флуорантеном и бензопиреном. В составе гетероорганических соединений установлены соединения тиофенового, бензо-, дибензо- и нафтобензотиофенового рядов, алифатические кислоты, этиловые эфиры алифатических кислот и алифатические кетоны.

Едиными для всех П являются нормальные и разветвленные алканы, n-алкены, моноциклоалканы и насыщенные полициклоалканы, моно-, би- и тризамещенные n-алкилбензолы, метилфитанилбензолы и гомологический ряд дибензотиофенов. Присутствие этих соединений в составе масел, исследуемых П, вероятнее всего, связано с преимущественным разрывом термонестабильных мостиковых связей углерод-сера и углерод-кислород и деструкцией периферийных парафиновых цепей.

В П-200 они переходят, главным образом, за счет процессов экстракции. При повышении температуры у сверхкритического бензола начинают ярко проявляться растворяющая и проникающая способности. Этими свойствами растворителя объясняется более представительный набор идентифицированных соединений в П-300 и П-400.

Полученные результаты расширяют представления о составе жидких продуктов, образующихся из ОВ горючих сланцев при СК экстракции бензолом, и могут быть использованы для выбора направлений переработки исследуемого сланца.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАГУЩЕННАЯ КОМПОЗИЦИИ НИНКА-3 ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ

Алтунина Л.К., Козлов В.В., Стасьева Л.А., Кувшинов В.А.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

kozlov_vv2004@mail.ru

Доля трудноизвлекаемых запасов нефти в России постоянно растет. Для эффективного освоения трудноизвлекаемых запасов нефти и дальнейшего увеличения ее добычи необходимо создание и широкомасштабное применение новых комплексных технологий увеличения нефтеотдачи, сочетающих базовое воздействие на пласт закачкой воды или водяного пара с физико-химическими методами, увеличивающими охват пласта базовым воздействием и коэффициент нефтевытеснения при одновременной интенсификации разработки.

В ИХН СО РАН разработана загущенная нефтевытесняющая композиция НИНКА-3 на основе ПАВ, щелочной буферной системы, карбамида и соли алюминия, для увеличения нефтеотдачи пластов не только за счет увеличения коэффициента нефтевытеснения, но и за счет повышения коэффициента охвата пласта. Под действием температуры за счет тепловой энергии пласта или закачиваемого теплоносителя карбамид постепенно гидролизует, образуя CO_2 и аммиак, pH раствора увеличивается, происходит гидролиз ионов алюминия с образованием гидроксида алюминия, в результате чего через определенное время вязкость нефтевытесняющей композиции увеличивается. При определенных концентрациях соли алюминия непосредственно в пласте образуется золь – подвижная свободно-дисперсная система с высокими нефтевытесняющими свойствами. Для получения подвижной свободно-дисперсной системы с высокими нефтевытесняющими свойствами при низких пластовых температурах (20-23 °С), неохваченных тепловым воздействием, в состав загущенной нефтевытесняющей композиции НИНКА-3 добавляли терморегулирующий агент.

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

Оценку эффективности низкотемпературной загущенной нефтewытесняющей композиции НИНКА-3 проводили на установке физического моделирования («КАТАКОН»), состоящей из двух параллельных колонок. Сначала осуществляли вытеснение нефти водой до полной обводненности продукции из обеих колонок. Далее, одновременно в обе колонки, закачивали оторочку нефтewытесняющей композиции, продвигали на заданное расстояние водой и термостатировали определенное время для образования золь. Затем продолжали нагнетание воды. При необходимости моделировать реагентоциклическую обработку добывающих скважин, последующую фильтрацию воды осуществляли в обратном направлении. Установлено, что закачка загущенной композиции НИНКА-3 приводит к выравниванию (перераспределению) фильтрационных потоков в неоднородной модели пласта, что сопровождается доотмывом остаточной нефти, особенно интенсивным из менее проницаемых колонок. Прирост коэффициента нефтewытеснения находился в пределах от 5 до 57 %.

Установлено, что загущенная нефтewытесняющая композиция НИНКА-3 является одновременно потокоотклоняющей и нефтewытесняющей композицией. Для повышения эффективности разработки за счет увеличения коэффициента охвата пласта и коэффициента вытеснения нефти композиция может закачиваться в водо- и паронагнетательные скважины, а также в пароциклические и добывающие скважины по технологии реагентоциклики (аналогично пароциклике).

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации по Соглашению о предоставлении субсидии № 14.607.21.0022 от 05.06.2014 г., уникальный идентификатор – RFMEFI60714X0022 в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы» по приоритетному направлению «Рациональное природопользование».

ДИНАМИКА ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА НЕФТИ ПРИ РАЗРАБОТКЕ УСИНСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ

Савиных Ю.В., Чуйкина Д.И.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

yu-sav20007@yandex.ru

Для тестирования новых материалов, применяемых для повышения нефтеотдачи, необходимы методы определения эффективности их воздействия на залежь нефти. Контроль может осуществляться путем анализа продукции скважин по изменению состава нефти. Цель данной работы – определить возможности градиентно-вытеснительной хроматографии для анализа нефтей до и после закачки нефтewытесняющих композиций в пласт.

Работы по анализу образцов нефтей из 5 скважин проводились на Усинском месторождении не подвергавшие воздействию (исходные пробы) и после проведения комплексной закачки поверхностно-активных веществ (ПАВ) и гелевой композиций по разработке ИХН СО РАН. Технология гелевых композиций базируется на использовании растворов хлористого алюминия и карбамида, технология с использованием ПАВ – на использовании растворов ПАВ и карбамида.

Изучение состава включало в себя метод градиентно-вытеснительной хроматографии, что позволило определить групповой состав нефти, включающий в себя содержание насыщенных, ароматических углеводородов, нейтральных и кислых смол, а также асфальтенов. Полученные результаты показали, что несмотря на различие в объектах, из которых поступала нефть в отдельные скважины, состав исходных, отобранных до закачки композиций нефтей практически идентичен. Основными компонентами углеводородной фракции нефти являются ароматические углеводороды (67-69% отн.), несколько ниже содержание циклоалканов (20-24%), еще

10. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи, транспортировки нефти и переработки углеводородного сырья

ниже – алканов (1.0-2.6%). Близка к содержанию алканов относительная концентрация в нефти нафтеноаренов (1.7-2.0 %) и несколько выше – гереоорганических соединений (смола и асфальтенов), составляющая 6.0-6.7%. После закачки композиции гель-ПАВ в образцах нефтей из трёх скважин через 7-9 месяцев произошло изменение состава. Так резко возросло содержание насыщенных углеводородов с 8% до 40%, уменьшилось содержание ароматических углеводородов с 52% до 27%, смолисто-асфальтовых веществ с 40% до 25%. Это свидетельствует об увеличении охвата пласта за счет воздействия гелевой композиции и введении в работу ранее не охваченных заводнением целиков, содержащих исходную нефть. Через 7-9 месяцев после закачки происходит максимальное увеличение содержания насыщенных углеводородов, которое далее начинает снижаться. Наряду со снижением дебитов это может служить свидетельством того, что происходит ослабление действия композиции.

Для 2-х скважин наблюдается другая картина изменения состава нефти. В образцах нефтей из этих скважин в течение 6-10 месяцев растет содержание смолисто-асфальтовых веществ, в основном за счет увеличения содержания асфальтенов с 9% до 36%. Это позволяет предположить, что в течении этого времени продолжается доотмыв остаточной нефти, сорбированной на породе за счет только композиции ПАВ.

Проведенное исследование показало, что использование градиентно-вытеснительной хроматографии позволяет эффективно вести контроль за разработкой месторождения, где используются новые материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи. При этом изменение состава нефти отражает процессы, происходящие в пласте, что позволяет целенаправленно их регулировать.

HARD-TO-RECOVER OILS WITH ANOMALOUS PHYSICAL AND CHEMICAL PROPERTIES

Yashchenko I.G., Polishchuk Y.M.

Institute of Petroleum Chemistry SB RAS, Tomsk, Russia

sric@ipc.tsc.ru

Currently, production of hard-to recover reserves increases due to depletion of readily available oils in the world. Here we have identified the criteria for classification of oils as hard-to-recover reserves. The main part of them is oils reserves possessing anomalous physical and chemical properties: high viscosity and density and high content of paraffins, asphaltenes and resins. Using a global database on physical and chemical of oils, we have analyzed the distribution of viscous, heavy, waxy and highly resinous oils in terms of the volume of their reserves. The reserves of heavy and viscous oils are several times higher than those of readily available low-viscosity oils (810 and 162 billion tons, respectively) and represent a raw material source for the oil sector of Russia and other oil-producing countries of the world [6-9].

The average annual total production of these oils in the world is approaching 500 million tons and the cumulative production exceeds 14 billion tons. The most abundant resources of heavy and viscous oil are located in Canada and Venezuela. Mexico, the United States, Russia, Kuwait; China also possess significant heavy oil reserves. Here we investigate the distribution of oils with anomalous properties: heavy, viscous, waxy, and resinous, located in the Volga-Ural, West Siberian, and Timan-Pechora oil gas bearing as the main Russian oil producing regions. It is shown that the most abundant reserves of viscous, heavy, waxy, and resinous oils are located in Western Siberia; the Volga-Ural basin possesses rich reserves of viscous, heavy, and resinous oils, while the Timan-Pechora basin has concentrated reserves of paraffin oils. The largest number of fields with such oils is located in the Volga-Ural oil-producing regions and the lowest – in the Timan-Pechora basin.

The results obtained can be used to develop new methods of enhanced oil recovery, to improve the available technologies, to optimize the transportation of oils with anomalous physical and chemical properties, and to solve a number of related oil-sector problems.

Именной указатель

А

Абдулин И.М.	453
Абзаев Ю.А.	229
Автокротова Е.В.	101
Акимов А.В.	179
Акимов А.С.	445, 468, 469
Аккузин С.А.	71, 117
Аксенов М.С.	289
Аксенова К.В.	210, 257393
Акулинкин А.А.	351
Александрова Н.И.	445
Алексенко В.О.	166
Алигожина К. А.	429
Алтунина Л.К.	43, 79, 91, 457, 467, 471, 474
Алфёрова Е.А.	248
Анисимова М.А.	290
Аношкин А.Н.	178, 337
Антонова Л.В.	457
Анучина Е.А.	196
Астафуров С.В.	97, 280, 441
Астафурова Е.Г.	96, 97, 98, 99, 216, 235
Ахметов А.Ж.	449
Ахметшин Р.	431
Ахметшина В.	431

Б

Бабакова Е.В.	154
Багманов Р.Р.	397
Бакач Г.П.	251
Бакеев Р.А.	215, 448, 452
Бакина О.В.	171
Бакулин А.В.	285, 289
Балохонов Р.Р.	231, 242, 305, 307, 314
Баранникова С.А.	196, 217, 220, 223, 227
Барановский А.В.	426, 427
Барбараш Л.С.	457
Барбараш О.Л.	457
Баркалов Л.Д.	115
Батаев В.А.	155, 235

Батуев С.П.	293
Батурин А.А.	95, 119, 169, 170, 265
Батухтина Е.Е.	242, 314
Башков О.В.	380, 388
Башкова Т.И.	388
Баяндин Ю.В.	228, 234
Безбородов В.П.	404
Безмогорычная М.Е.	202
Безмозгий И.М.	313
Бекренев Н.В.	105
Белобородов В.А.	187
Белов Н.Н.	251
Белозеров Г.А.	139
Белослудцева А.А.	115
Беспалова И.В.	244
Билалов Д.А.	228, 233
Бледнова Ж.М.	202
Бобенко А.В.	115
Бобенко Н.Г.	115
Боев А.О.	328
Божко И.А.	173, 356, 360
Бордулев Ю.С.	128
Борисов Д.П.	163, 164, 361, 362
Борисова С. Д.	284, 344, 346
Борисюк Д.Б.	204
Бочкарева А.В.	217, 227
Бочкарева С.А.	256, 320, 321, 322
Боянгин Е.Н.	65, 70
Браило Н.В.	179
Брянский А.А.	380
Бубенчиков А.М.	463, 463, 464, 464
Будилов В.В.	216
Букетов А.В.	179
Букетова Н.М.	180
Буякова С.П.	74, 174
Бяков А.В.	199, 381

В

Валишева Н.А.	289
Валуйская Л.А.	239, 250, 261
Васюков Г.Ю.	457
Великанова Е.А.	457
Викторов С.Д.	375, 447
Виноградов Л.В.	212

Именной указатель

Винокуров В.А.	159	Громов В.Е.	160, 210, 213, 217, 257, 269, 393, 430
Власов И.В.	53, 159, 246, 255	Губайдулина Т.А.	87
Власова А.М.	302	Губанов А.И.	181
Волегов П.С.	295, 296, 298, 300, 312	Гудимова Е.Ю.	93, 190
Ворожцов С.А.	47, 51, 109, 137	Гумеров А.К.	397
Воронков А.А.	178	Гумеров К.М.	212, 395, 461
Воронов А.В.	108	Гурских А.В.	152
Восмерилов А.В.	445, 468, 469, 472	Гусева Ю.З.	471
Вотинов А.В.	63		
Выровой В.Н.	52		
Г		Д	
Галсанов С.В.	348	Давыдова М.Л.	85
Герасимов А.В.	308	Дамаскинская Е.Е.	258
Герига А.Н.	52	Даниленко В.Н.	131
Гиберт И.А.	57	Данилов В.И.	243, 402, 403
Гиляров В.Л.	258	Данилова Л.В.	403
Гирсова Н.В.	170	Дегтерёв А.С.	413
Гирсова С.Л.	151, 153, 158, 343	Дедова Е.С.	175, 181
Гладких И.Ф.	461	Деев К.А.	108
Гладковский С.В.	404	Деревягина Л.С.	124, 126, 246
Глазкова Е.А.	171	Дерюгин Е.Е.	209
Глухов И.А.	154, 155, 162	Диков А.С.	253
Глушко Ю.А.	358	Димаки А.В.	197, 198, 440, 441
Гнюсов С.Ф.	413	Дитенберг И. А.	118, 123, 240, 241, 259, 260
Гоголева О.В.	86	Дмитренко Д.В.	202
Голиков Н.И.	404	Дмитриев А.А.	311, 316, 317, 324, 359, 372, 424
Голковский М.Г.	155	Дмитриева М.А.	146, 299, 319, 332
Гольдштрах М.А.	82	Добаткин С.В.	96
Гончарова Е.Н.	160	Додонова А.О.	452
Горбатенко В.В.	222, 243, 403	Дорожкин К.В.	100
Гордеев И.С.	275	Дроздов В.Н.	63
Гордиенко А.И.	124, 126, 246	Дроздов В.О.	415
Гордынец А.С.	406	Дружинин Н.В.	383
Грабовецкая Г.П.	54, 55	Дударев Е.Ф.	263
Григорьев А.С.	327	Дударев Е.Ф.	251
Григорьев М.В.	174	Дураков В.Г.	426
Григорьева Е.Г.	414	Дучков А.А.	452
Гринев М.А.	337	Дьяченко Ф.А.	343
Гриняев К. В.	123, 240, 241		
Гриняев Ю.В.	47, 84		
Гриценко Б.П.	108	Е	
Гришаева Н.Ю.	256, 320, 321, 322	Егоров А.В.	203
Гришков В.Н.	95, 102, 119, 169, 170, 265	Егорушкин В.Е.	37, 115

Елисеев А.А.	182, 183, 184, 187, 399, 432, 433	Иванова Л.Р.	166
Елсукова Т.Ф.	204	Иванова М. Ю.	398
Елшина Л.А.	142	Ивонин И.В.	146, 299, 319, 332
Ерболатулы Д.	189	Игошкин А.М.	309
Еремин М.О.	215, 446	Игуменов И.К.	309
Еремина Г.М.	219, 281, 370	Ильясов Р.Р.	101
Ерошенко А.Ю.	154, 162, 388	Ильященко Д.П.	406
Ёстерле В.	311, 324	Иорданский А.Л.	80, 82
Ж		Исаев В.И.	400
Жапова Д.Ю.	95, 102, 119, 170	Истомин А.Д.	135
Жарков С.Ю.	87, 354	Истомина Е.Б.	115
Жармухамбетова А.М.	316	Ищенко А.А.	82
Жигачев А.О.	137	К	
Журавков С.П.	445, 468, 469	Казакова О.И.	313
Журавлев А.К.	302	Казанцев С.О.	169, 167
Журерова Л.Г.	59	Казаченок М.С.	226, 231, 232, 242, 307, 353
З		Казьмина О.В.	100
Забудченко О.В.	55	Калашников М.П.	59, 172, 173, 354, 356, 360
Загуляев Д.В.	196	Калашникова Т.А.	187, 186, 432, 433
Зайков В.И.	380	Каминский П.П.	224
Захаров Г.Н.	97, 99	Карагедов Г.Р.	148
Збойкова Н.А.	244	Каракулов В.В.	140
Зелепугин А.С.	58	Кардаш Т.Ю.	181
Зелепугин С.А.	58	Карпова С.Г.	80, 341
Зиновьев В.А.	314	Картамышев А.И.	328
Зиновьева О.С.	165, 305, 314	Касацкий Н.Г.	58
Злобина И.В.	105	Кастеров А.М.	353
Зольников К.П.	277, 278, 279, 304, 315	Кашин О.А.	163, 164
Зуев Л.Б.	217, 222, 223, 227, 243, 377	Квеглис Л.И.	189, 252
Зуйко В.Ю.	178, 337	Кесарев А.Г.	302
И		Кибиткин В.В.	249
Ибрагимов А.В.	154	Ким В.А.	388
Иванов А. А.	89, 90	Кинеловский С.А.	42, 143, 303
Иванов К.В.	60, 65, 69, 191	Киреева И.В.	75, 76, 77
Иванов Ю.Ф.	69, 70, 160, 210, 232, 257, 393, 430	Киселев А. С.	406
		Киселева С.Ф.	49
		Кислицин С.Б.	64, 253, 209
		Клопотов А.А.	229
		Князева А. Г.	74, 78, 143, 276, 290, 292, 318, 325, 429, 470
		Кобельник О.С.	179

Именной указатель

- Кобенко С.В. 62, 72, 111, 176
Ковалевская Ж.Г. 154, 423
Коваленко Е.Ю. 473
Козельская А.И. 226, 231, 232
Козлов В.В. 474
Козлов Э.В. 49, 56, 57, 59, 195
Козлова М.А. 62, 72, 111, 176
Козулин А.А. 122, 143
Колесникова К.А. 188
Колмакова Т.В. 291
Колотова Л.Н. 275
Колубаев А.В. 373
Колубаев Е.А. 182, 183, 184,
186, 187, 372,
373, 424, 432, 433
Кондратенко А.И. 175
Кондратьев Н.С. 106
Кондратьев Н.С. 150
Конева Н.А. 49, 56, 57, 195
Коноваленко И.С. 114
Коноваленко Ив.С. 424
Коноваленко Иг.С. 424
Коновалов А.В. 139, 141, 142, 310
Коновалов С.В. 196, 269, 430
Копаница Д.Г. 229
Копылов В.И. 170
Коренков В.В. 137
Коржова В.В. 426, 427, 428
Корзников А. В. 118, 128, 240, 241
Корниенко Л.А. 166
Коробицына Л.Л. 472
Коровин Е.Ю. 100
Коростелев С.Ю. 329, 330, 336
Коростелева Е.Н. 426
Корсакова Н.К. 467
Корчагин М. А. 118
Корчуганов А.В. 277, 277, 278, 279,
304, 315
Корчуганов М.А. 385, 386
Косинов Д.А. 393
Костерев В.Б. 393
Котельникова Н.В. 300
Кочанов А.Н. 375, 447
Кравченко А.В. 236
Кравченко Д.А. 48, 134
Красновейкин В.А. 122, 215, 383
Красноярова Н.А. 465
Кректулева Р.А. 306, 326, 417
Кривошеина М.Н. 62, 72, 111, 176
Криницын М.Г. 121, 427, 428,
426, 431
Круковский К.В. 163, 164, 265
Крутикова А.А. 80, 82
Крыжевич Д.С. 277, 278, 279,
304, 315
Крюкова О.Н. 318
Кувшинов В.А. 43, 91, 467, 474
Кувшинов В.В. 91
Кувшинов И.В. 43
Кудрявцева Ю.А. 457
Кудряшов А.Н. 163, 164
Кузавов В.Т. 42
Кузнецов В.Л. 148
Кузнецов В.М. 163, 164, 361, 362
Кузнецов В.П. 359
Кузнецов П.В. 128, 129
Куксгаузен Д.А. 75, 77
Куксгаузен И.В. 75, 77
Кульков А.С. 215, 449
Кульков С.Н. 42, 47, 109, 112, 143,
174, 175, 181, 199
Кулькова С.Е. 285, 289
Куницына Т.С. 244
Куц О.А. 77
Л
Лавриков С.В. 444
Лаптев Р.С. 104, 128
Лапшин О.В. 214
Ларионов А.С. 64, 209, 253
Латышев А.М. 115, 285, 287
Лейцин В.Н. 146, 299, 319, 332
Лендиев П.В. 326
Леонтьева-Смирнова М.В. 48, 134
Лепаклова О.К. 58
Лепендин А.А. 372
Лернер М.И. 171
Лещенко А.В. 180
Ли Ю.В. 217, 223, 227

Лидер А.М.	128	Матвеева В.Г.	457
Липатникова Я.Д.	239, 250, 261	Матолыгин А.А.	135
Липницкий А.Г.	328	Матолыгина Н.Ю.	256, 320, 322
Литовченко И.Ю.	48, 71, 117, 134	Матыко К.С.	325
Лоевец Д.А.	312	Мейснер Л.Л.	93, 151, 153, 158, 190, 343, 349
Ложкомоев А.С.	167, 167, 169	Мейснер С.Н.	93, 151, 343, 349
Лотков А.И.	93, 95, 102, 119, 151, 163, 164, 169, 170, 190, 265	Мельников Е.В.	96, 97, 98, 99, 216, 235
Лунёв А.Г.	158, 217, 227, 371, 377	Мельников Я.Ю.	473
Лыкова О.Н.	55, 113, 132	Мельникова Н.В.	115
Лычагин Д.В.	248, 373	Мехоношина Т.Г.	234
Любутин П.С.	378, 379, 381	Мин Р.С.	473
Люкшин Б.А.	256, 320, 321, 322, 374	Минакова Н.Н.	66, 67
Люкшин П.А.	256, 320, 321, 322	Миронов Ю.П.	50, 128, 349
М		Мишин И.П.	55, 99, 132, 137, 159
Маевский К.К.	42, 303	Мищук Б.Р.	157, 357
Майер Г.Г.	96, 97, 98, 99, 216, 235	Молдованова Е.А.	224
Майорова Е.И.	414	Морозов К.В.	210
Майрамбекова А.М.	155, 162	Морозов М.А.	445, 468, 469
Макаров А.В.	420	Мосеенков С.И.	148
Макаров П.В.	40, 213, 215, 449	Москвина В.А.	96, 97, 98, 99, 216, 235
Макаров С.В.	264, 362	Моховиков А.А.	70
Макрушина А.Н.	362	Музалев В.Н.	402
Максименко В.Н.	328	Муйземнек О.Ю.	141
Малеткина Т.Ю.	251, 263	Мулдашева Г.К.	105
Мали В.И.	415	Мулюков Р.Р.	131
Маликов А.Г.	63, 398, 415, 416, 422	Мурадымов Р.В.	142
Малозёмов А.В.	463	Мухаметдинова О.Э	101
Малыгина И.Ю.	420	Мызь А.Л.	148
Малютина Ю.Н.	415	Мясников А.В.	452, 452
Манжай В.Н.	79	Н	
Марков А.Б.	251	Надежкин М.В.	371, 377
Марков А.Б.	151, 349	Назаренко Н.Н.	292
Марков В.К.	439	Найден Е.П.	69
Маркушев М.В.	101	Найденкин Е.В.	96, 132, 137
Мартынов В.С.	439	Наймарк О.Б.	39, 228, 233, 234
Мартынов С.А.	307, 314	Наркевич Н.А.	50, 159
Марущак П.О.	179, 180, 255	Невский С.А.	213, 269
Маслов А.Л.	318, 470	Нейман А.А.	190, 343
Матвеев А.Л.	93	Неласов И.В.	328
Матвеева В.А.	93	Никитина Е.Н.	257
		Никоненко Е.Л.	56, 57, 59

Именной указатель

Никонов А.Ю.	302, 316, 317, 324, 359	Перышкин А.Ю.	213
Новицкая О.С.	373	Петров М.В.	374
Носков М.Д.	135	Петрова П.Н.	86
Носков Ф.М.	252	Петрушина М.Ю.	175
Нугманов Д.Р.	101	Пинжин Ю.П.	345
Нявро А.В.	252	Пирожкова Т.С.	137, 375
О		Писарев П.В.	337
Оборин В.А.	228, 233	Платонова Ю.Н.	76, 75, 77
Овсянникова В.С.	471	Плешанов В.С.	249
Овчаренко В.Е.	65, 69, 70	Плотников В.А.	264, 362
Овчинников В.	431	Победенная З.В.	75, 77
Овчинников Е.И.	295	Подгорных О.А.	385, 386, 387, 433
Овчинников С.В.	345	Поклонов В.В.	75, 77
Одесский П.Д.	96	Полетика Т.М.	151, 153, 158, 343
Ожиганов Е.А.	403	Полехина Н.А.	48, 71, 117, 134
Озерных В.С.	298	Полюшко В.А.	299
Озур Г.Е.	151, 349	Поляков В.В.	203, 372
Ольхов А.А.	80, 82	Поляков И.А.	155, 188
Оришич А.М.	63, 415, 416, 422	Пономарев А.Н.	115, 357
Орлов Н.А.	80	Пономарев С.В.	130, 146, 299, 319, 332
Орлова Д.В.	220, 403	Попкова А.А.	388
Осинцева А.Л.	420	Попов А.Ю.	108
Остапчук А.А.	439	Попов В.Л.	40, 197, 198, 442
П		Попов Ф.С.	294
Панин А.В.	226, 231, 232, 307, 351, 353, 355	Попова К.С.	358
Панин В.Е.	37, 129, 159, 172, 204, 331, 416, 422, 423	Попова Н.А.	49, 56, 57, 59
Панин С.В.	53, 166, 179, 180, 255, 256, 320, 322, 331, 378, 379, 380, 381, 388	Потекаев А.И.	229, 348
Панов И.Л.	321	Почивалов Ю.И.	126, 226, 231, 416, 422, 423
Панченко М.Ю.	77	Почивалова Г.П.	263
Парфенова Е.С.	143	Прибытков Г.А.	426, 427, 428
Патраков Ю.Ф.	473	Просолов К.А.	358
Пеленев К.А.	178	Псахье С.Г.	38, 114, 219, 277, 279, 280, 281, 304, 315, 327, 329, 330, 336, 424, 441, 440, 442
Пеньковский В.И.	467	Пупчин В.А.	108
Перевалова О.Б.	231, 232, 355	Р	
Перегудов О.А.	210	Радишевский В.Л.	240
Перминова А.В.	139	Радченко А.В.	293
Пермякова А.В.	412	Радченко П.А.	293
		Разин А.	431

Рамазанов К.Н.	216	Сегалла А.Г.	130
Раточка И.В.	55, 99, 113, 132	Седельникова М.Б.	61, 145
Рахматулина Т.В.	128, 129	Семин В.О.	151, 190, 343
Ревуженко А.Ф.	444	Семухин Б.С.	63, 100, 218, 368, 402
Реунова К.А.	77	Сергеев В.П.	87, 108, 172, 173, 351, 354, 355, 356, 360
Реутов Ю. А.	320	Сергеев О.В.	87, 172, 354
Реченко Д.С.	108	Серебреникова О.В.	457
Решетняк А.А.	147, 157, 357	Сизова О.В.	373
Рикконен С.В.	130	Сизоненко Н.Р.	56
Родаев В.В.	137	Сильвестров С.А.	395
Родионов И.С.	169, 265	Ситдииков О.Ш.	101
Родионова Н.И.	91	Скаков М.К.	59
Романов А.С.	452	Скоренцев А.Л.	121, 152, 346
Романов Д.А.	160	Скосырский А.Б.	251, 263
Романова В.А.	226, 231, 242, 305, 307, 314	Скрипняк В.А.	122, 140, 165
Ротштейн В.П.	151, 349	Слабодчиков В.А.	164, 361, 362
Рубцов В.Е.	182, 183, 184, 187, 262, 383, 399	Слядников Е.Е.	329, 330, 336
Русин Н.М.	121, 152, 346, 418	Смирнов А.Н.	403
Русина Г.Г.	284, 344, 346	Смирнов А.С.	139, 141, 142
Русских И.В.	465	Смирнов И.В.	123, 240, 241
Рыбалко Е.В.	360	Смирнов С.В.	41
С		Смирнова А.С.	416, 422, 423
Савельев В.Н.	328	Смирнова Д.Е.	275
Савинцев Ю.П.	69	Смирнова Е.О.	139
Савиных Ю.В.	475	Смолин А.Ю.	219, 281, 282, 370
Савостиков В.М.	348	Смолин И.Ю.	140, 215, 282, 313, 325, 449
Сагаченко Т.А.	473	Соболева Н.Н.	420
Сайфуллин Э.Р.	325	Соколов М.А.	228, 233, 234
Салита Д.С.	203	Соколова М.Д.	85
Самодуров А.А.	375	Соловьева Ю.В.	239, 250, 261
Самойленко В.В.	188	Солодушкин А.И.	249
Сапожков А.С.	435	Сорокова С.Н.	338
Сапронов А.А.	180	Спиридонова Т.И.	286
Сапрыкин А.А.	154	Спицин А.И.	130
Сараев Ю.Н.	404, 406	Старенченко В.А.	239, 250, 261
Сарычев В.Д.	213, 269	Старенченко С.В.	239
Сарычева Е.В.	269	Стариков С.В.	275
Сваровская Л.И.	457	Староверова О.В.	80
Свяжина Н.В.	408	Стасьева Л.А.	474
Севостьянова В.В.	457	Степанов А.А.	472
		Степанова Е.Н.	54
		Стефанов Ю.П.	448, 450, 451, 452, 452

Именной указатель

- | | | | |
|-------------------|--|------------------|--|
| Стребкова Е.А. | 62 | Устинов А.М. | 229 |
| Стрельникова Е.Б. | 465 | Ухлинова Е.Л. | 275 |
| Сунгатулин А.Р. | 87, 108 | Уцын Г.Е. | 322, 374 |
| Сурикова Н.С. | 50, 159, 204 | Ушаков В.Я. | 66, 67 |
| Сусляев В.И. | 100 | | |
| Суханов В.Г. | 52 | Ф | |
| Суханов И.И. | 259, 260 | Федорищева М.В. | 56, 172, 173, 356 |
| Сыртанов М.С. | 50 | Федоров В. | 431 |
| | | Федушак Т.А. | 445, 468, 469 |
| Т | | Филатов Е.Ю. | 181 |
| Табанов А.М. | 326 | Филиппов А.А. | 177 |
| Табаченко А.Н. | 251, 263, 348 | Филиппов А.В. | 183, 187, 236, 262,
359, 373, 383, 385,
386, 387, 399, 433 |
| Тарасов А.Г. | 368 | Филиппова Е.О. | 236, 385, 386,
387, 433 |
| Тарасов Е.А. | 464 | Фомин В.М. | 177, 416, 422 |
| Тарасов С.Ю. | 182, 183, 184, 186, 187,
262, 359 367,383, 385,
386, 387, 399, 433 | Фортуна А.С. | 433 |
| Татаурова А.А. | 451 | Фортуна С.В. | 432 |
| Тельканов М.А. | 296 | Фридман О.э. | 464 |
| Теплякова Л.А. | 200, 244 | Фролов Д.И. | 258 |
| Тимкин В.Н. | 95, 102, 119, 170 | Фурса Т.В. | 374 |
| Титков В.В. | 381 | Фуфаева М.С. | 79 |
| Титов Ю.В. | 108 | | |
| Тихонова Л.Д. | 91 | Х | |
| Товпинец А.О. | 146, 319, 332 | Хабибуллин М.В. | 251 |
| Толмачев А.И. | 162, 388 | Хайдарова А.А. | 408, 412 |
| Тришкина Л.И. | 195 | Халдеева А.Р. | 85 |
| Трусов П.В. | 106, 150, 200 | Халевицкий Ю.В. | 310 |
| Туев В. И. | 89 | Хамматов А.Н. | 408 |
| Тукаев А.М. | 293 | Химич М.А. | 154, 423 |
| Турчановский И.Ю. | 329, 330, 336 | Ходыревская Ю.И. | 457 |
| Тусупжанов А.Е. | 189 | Хон Ю.А. | 224 |
| Туч Е.В. | 72, 111, 176 | Храмцов А.М. | 130 |
| Тюменцев А.Н. | 48, 71, 117, 118, 123,
134,240, 241,259, 260 | Христенко Ю.Ф. | 360 |
| Тюрин А.И. | 137, 375 | Худобина Ю.П. | 463, 464 |
| | | | |
| У | | Ц | |
| Уваркин А.В. | 154 | Цверова А. С. | 123 |
| Уваркин П.В. | 162 | | |
| Уваров С.В. | 233 | Ч | |
| Углов В.В. | 64 | Чазов П.А. | 387 |
| Умрихин А.В. | 137 | Чанышев А.И. | 238, 453 |
| Уракаев Ф.Х. | 69 | | |

Чебодаева В.В.	145	Шуварин И.А.	375
Чемезов В.О.	378, 379, 381	Шугуров А.Р.	350, 351, 353
Чепак-Гизбрехт М.В.	120	Шулепов И.А.	348
Черепанов А.Н.	63, 400, 415	Шумакова Д.А.	129
Черепанов В.Н.	252	Шутилов Р.А.	148
Черепанов О.И.	306, 326, 417		
Черепанов Р.О.	306, 308, 326, 417	Щ	
Черкасов Н.М.	461	Щербакова А.Г.	471
Черкасова Т.В.	195		
Чернов В.М.	48, 123, 134, 240, 241	Я	
Чернов И.И.	253	Яковлев Е.В.	151, 251, 349
Чернов И.П.	54	Янц А.Ю.	106, 200
Чертова Н.В.	84		
Чечулина Е.А.	237	А	
Чудинов В.А.	65, 406, 414, 435	Aldabergenova T. M.	209
Чудинов В.В.	228, 233	Aleundinov K.A.	270, 271
Чуйкина Д.И.	471, 475	Aleutdinova M. I.	92, 225, 270, 271
Чумаевский А.В.	182, 183, 184, 186, 187, 399	Andriasyan Yu.O.	110
Чумаков Ю.А.	276		
Чумляков Ю.И.	75, 76, 77		
Ш		В	
Шабаетов А.Р.	457	Babikhina M.N.	104
Шабалина О.И.	93	Badikov K.A.	266, 268
Шамарин Н.Н.	385, 386, 387, 433	Batraev I.S.	53
Шапеев В.П.	400	Belyakov A.	103, 136, 419
Шарифуллина Э.Р.	106	Berto F.	255, 331
Шаркеев Ю.П.	61, 78, 145, 154, 155, 162, 358, 388	Beznosyu S.A.	175
Швейкин А.И.	106	Bischak R.T.	255
Швейкин В.П.	139	Bokhonov B.B.	53
Ше В.Р.	175	Borisov S.V.	111
Шевченко В.С.	69	С	
Шерстобитов А.А.	463	Chang I.L.	353
Шилько Е.В.	219, 280, 281, 327, 440, 441, 442	Cheng C.H.	351, 353
Шилько С.В.	166	Cherednichenko A.I.	369
Шипунов Г.С.	178, 337		
Шкода О.А.	58, 214	Д	
Шляров В.В.	196	Dobrotvorskaya M.V.	369
Шляхова Г.В.	223	Dolzhenko P.	419
Шмидт Е.Ю.	153	Dryuk S.A.	164
Шубин А.Ю.	348		

Именной указатель

Dubkova Ya.A.	51	Maslova O.A.	175
Dudina D.V.	53	Mastalygina E.E.	341
E		Mikhaylov A.A.	104
Emelyanova E.S.	165	Mikhaylov I.A.	110
F		Mironov S.	401
Fadin V.V.	92, 225, 270, 271	Mogucheva A.A.	125, 133
Feng-wei Guo	115	Moiseenko D.D.	255, 331
G		Monakhova T.V.	341
Galchenko N.K.	235	Morkovin A.V.	164
Galovich S.	357	Morozova A.	103
K		N	
Kaibyshev R.O.	125, 133, 136, 401, 419	Nana Zhao	69
Kapralov E.	430	Novakov I.A.	111
Khrustalyov A.P.	47, 109	P	
Kochnov A.B.	111	Palin-Luc T.	39
Kolesnikova N.N.	341	Pantyukhov P.V.	342
Komarova E.G.	61	Ploshikhin V.	305
Kormyshev V.	430	Podzorova M.V.	342
Kosyanov D.Yu.	369	Polishchuk Y.M.	476
Kozyrev N.A.	394	Popov A.A.	110, 341, 342
Kozyrev O.E.	394	S	
Kryukov E.N.	394	Saenko M.	133
Kryukov N.E.	394	Savkin A.N.	266, 268
Kryukov R.E.	394	Sedov A.A.	266, 268
Kudiiarov V.N.	104, 104	Semin A.	430
Kudryashova O.B.	51	Sergeev M.V.	165
Kulitckiy V.	125	Shadrin V.S.	112
Kusakin P.	136	Shibryaeva L.S.	342
L		Shinzhina A.A.	61
La-mei Cao	115	Skripnyak N.V.	165
Lisheng Zhong	69	Smirnov A.I.	235
Lyubimov E.V.	164	Solonenko E.P.	164
Lyubimova O.N.	164	Stepkina M.Yu.	51
M		Sukhareva K.V.	110
Maksimov P.V.	255, 331	Syrтанov M.S.	104
Malopheyev S.	401	T	
		Terentyeva Y.V.	175
		Tertyshnaya Yu.V.	342

Tikhonova M.	419	X	
Tolmachev A.V.	369		
Tsukanov A.A.	38	Xi Tan	115
		Xu Yun Hua	70
		Xue Cao	115
U			
		Y	
Ulianitsky V.Yu.	53	Yar-Mukhamedova G.S.	209
		Yashchenko I.G.	476
V		Yavetskiy R.P.	369
		Yong-guo Wang	115
Vaniev M.A.	111	Yu Baohai	70
Varyan I.A.	341	Yunhua Xu	69
Vinogradov A.	255		
Volkov D.A.	175	Z	
Volokitina T.L.	104		
Voroncov N.V.	110	Zhong Lisheng	70
Vovna V.I.	369	Zinoviev A.	305

