

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**

21 - 25 сентября 2015 г.

Томск, Россия

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Тезисы докладов Международной конференции
«Перспективные материалы с иерархической структурой
для новых технологий и надежных конструкций»
21-25 сентября 2015 г., Томск, Россия.
ИФПМ СО РАН, 2015. – 616 с.

«Мероприятие проведено при финансовой поддержке Российского
фонда фундаментальных исследований, Проект №15-01-20499 г»

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГКОМИТЕТА КОНФЕРЕНЦИИ

**Виктор Евгеньевич
Панин**

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

**Сергей Григорьевич
Псахье**

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

**Василий Михайлович
Фомин**

*Институт теоретической и
прикладной механики СО РАН,
Новосибирск, Россия*

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Б.Д. Аннин, Новосибирск, Россия

Ф. Берто, Падова, Италия

И.Г. Горячева, Москва, Россия

Э. Гутманас, Хайфа, Израиль

Л.Б. Зуев, Томск, Россия

А. Карпинтери, Турин, Италия

А.И. Лотков, Томск, Россия

П.О. Марущак, Тернополь, Украина

А.В. Панин, Томск, Россия

М.П. Лебедев, Якутск, Россия

Дж. Си, Бетлехем, США

А.А. Шанявский, Москва, Россия

З. Шмаудер, Штутгарт, Германия

А.Г. Чернявский, Королев, Россия

Л.К. Алтунина, Томск, Россия

А.Б. Ворожцов, Томск, Россия

Р.В. Гольдштейн, Москва, Россия

Э.С. Горкунов, Екатеринбург, Россия

П.П. Каминский, Томск, Россия

Н.З. Ляхов, Новосибирск, Россия

Р.Р. Мулюков, Уфа, Башкортостан

Г.В. Майер, Томск, Россия

О.Б. Наймарк, Пермь, Россия

В.Л. Попов, Берлин, Германия

К. Церпес, Патрас, Греция

Й. Шрайбер, Дрезден, Германия

В.И. Халиманович, Красноярск, Россия

А.Н. Яковлев, Томск, Россия

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

С.В. Панин *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

Члены комитета:

А.В. Восмериков *ИХН СО РАН, Томск, Россия*

А.И. Дмитриев *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

А.Д. Коротаев *НИ ТГУ, Томск, Россия*

С.Н. Кульков *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

О.В. Слепцов *ИФТПС СО РАН, Якутск, Россия*

П.В. Макаров *НИ ТГУ, Томск, Россия*

О.А. Плехов *ИМСС УрО РАН, Пермь, Россия*

В.С. Плешанов *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

С.В. Смирнов *ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

В.А. Скрипняк *НИ ТГУ, Томск, Россия*

В.В. Ружич *ИЗК СО РАН, Иркутск, Россия*

А.Н. Тюменцев *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

Ю.А. Хон *ИФПМ СО РАН, Томск, Россия*

ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

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

Члены комитета:

Тимкин В.Н.

Майер Г.Г.

Мишин И.П.

Евтушенко Е.П.

Заикина А.А.

Орлова Д.В.

Надежкин М.В.

Нейман А.А.

Мельников Е.В.

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарные доклады

Наноструктурированные композиции для увеличения нефтеотдачи пластов	
<i>Алтунина Л.К., Кувшинов В.А., Кувшинов И.В.</i>	37
Attosecond nanotechnology: NEMS of energy storage and nanostructural transformations in materials	
<i>Beznosyuk S.A., Zhukovsky M.S., Maslova O.A.</i>	38
КПД землетрясений на разных иерархических уровнях массивов горных пород	
<i>Кочарян Г.Г.</i>	40
Фундаментальные основы методов прогноза опасных динамических явлений в горных массивах с выработками	
<i>Макаров П.В., Еремин М.О., Перышкин А.Ю., Никульчиков А.В.</i>	41
Grain structure development during friction stir welding	
<i>Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H.</i>	42
Многомасштабные механизмы неустойчивости деформации и локализации разрушения при интенсивных воздействиях	
<i>Наймарк О.Б.</i>	43
Физические основы пластической деформации и разрушения твердых тел как многоуровневых иерархически организованных систем	
<i>Панин В.Е., Егорушкин В.Е.</i>	45
Теория пластичности, основанная на новом инварианте тензора напряжений. Плоское напряжённое состояние	
<i>Ревуженко А.Ф., Микенина О.А.</i>	46
Ионно-магнетронное формирование многослойных нанокompозитных покрытий на оптических элементах космических аппаратов	
<i>Сергеев В.П., Калашиников М.П., Воронов А.В., Свечкин В.П., Христенко Ю.Ф.</i>	47
Малоактивируемые ванадиевые сплавы с дисперсным упрочнением. Закономерности фазовых превращений и механические свойства	
<i>Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Чернов В.М.</i>	49
Низкотемпературное охрупчивание и разрушение ОЦК и ГЦК металлов - дислокационные механизмы	
<i>Чернов В.М., Кардашев Б.К.</i>	50
Особенности зарождения трещин в титановом сплаве ВТ3-1 при кручении в области сверх - многоциклового усталости	
<i>Никитин А., Батияс К., Палин-Люк Т., Шанявский А.</i>	52

Секция 1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

Коррозионная стойкость модифицированного кремнием никелида титана в искусственных биологических средах <i>Кашин О.А., Лотков А.И., Абрамова П.В., Коришунов А.В., Кудряшов А.Н., Борисов Д.П.</i>	55
Синтетические алюмосиликаты как матричные материалы с многоуровневой изоляцией радионуклидов <i>Аврамчик А.Н., Максимов Ю.М., ЛепакOVA О.К., Китлер В.Д.</i>	56
Особенности микроструктуры и механические свойства метастабильной аустенитной стали после прямых и обратных мартенситных превращений <i>Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н.</i>	57
Структурный критерий, обеспечивающий безопасность производства и эксплуатации строительных материалов с нанодобавками <i>Алтарева Л.М., Семухин Б.С.</i>	59
Влияние легирования водородом на механизмы деформации и деформационное упрочнение <113>-монокристаллов стали Гадфильда <i>Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Кошовкина В.С., Москвина В.А.</i>	60
Структурно–масштабные уровни развития неупругой мартенситной деформации при изотермическом нагружении субмикроструктурного никелида титана в предмартенситном состоянии <i>Бакач Г.П., Дударев Е.Ф., Скоырский А.Б., Малеткина Т.Ю.</i>	61
Иерархические микронаноструктуры AlOON/Fe в виде цветка для удаления As(V) из воды <i>Бакина О.В., Глазкова Е.А., Сваровская Н.В., Беренда А.В., Ложкомоев А.С., Лернер М.И.</i>	62
Влияние состава сплавов Ti-Al на адсорбцию кислорода и формирование оксидных слоев <i>Бакулин А.В., Латышев А.М., Кулькова С.Е., Ху Ц.М., Янг Р.</i>	64
Измельчение зёрен и эволюция точечных дефектов при интенсивной пластической деформации В2 интерметаллических соединений <i>Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Копылов В.И., Родионов И.С.</i>	65
Повышение физико-механических свойств титана VT1-0 при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке <i>Бащенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е., Соскова Н.А., Иванов Ю.Ф.</i>	66
Изменение физико-механических свойств поверхностных слоев титана VT1-0 при комбинированной обработке <i>Бащенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Соскова Н.А.</i>	70

Управление комплексом механических свойств материалов конструированием композитных поверхностных слоев с использованием материалов с ЭПФ	
<i>Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Юркова А.П.</i>	72
Комбинированные полимерные материалы для медицинских приложений	
<i>Богданова Е.Г., Огиенко А.Г., Огиенко А.А., Малыгин И.В., Манаков А.Ю.</i>	74
Влияние механической обработки на физико-химические свойства алюмофосфатных цеолитов	
<i>Бузимов А.Ю., Кульков С.Н., Eckl W.</i>	75
Иерархическая структура пористых градиентных композиционных материалов на основе $Zr_m(O-C-B)_n$	
<i>Бурлаченко А.Г., Гусев А.Ю., Мировой Ю.А., Пшеничный А.Д., Севостьянова И.Н., Молчунова Л.М., Саблина Т.Ю., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	76
Формирование иерархических поровых структур в композитах $ZrO_2(Mg) - MgO$	
<i>Буяков А.С., Васильева Е.О., Кульков С.Н.</i>	78
Организация мезоструктуры пеностеклокристаллических материалов путем введения наноструктурных частиц ZrO_2 .	
<i>Вотинов А.В., Семухин Б.С.</i>	78
Особенности фазо-структурообразования и свойства поверхностных слоев ЭЛН - покрытий, в зависимости от способов модифицирования	
<i>Гальченко Н.К., Колесникова К.А., Раскошный С.Ю.</i>	80
Формирование поверхностных периодических структур из никельхромового сплава на массивных медных заготовках с использованием вакуумной электронно-лучевой технологии	
<i>Раскошный С.Ю., Гальченко Н.К., Самарцев В.П., Колесникова К.А., Чумаков Ю.А.</i>	81
Синтез и исследование пористой структуры аэрогеля SiO_2/Al_2O_3	
<i>Бакина О.В., Глазкова Е.А., Сваровская Н.В., Ложкомоев А.С., Лернер М.И., Петрова Т.М., Пономарев Ю.Н., Солодов А.А., Солодов А.М.</i>	83
Сплавы Ti-Nb, полученные методом порошковой металлургии с применением релятивистского электронного луча	
<i>Глухов И.А., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Ковалевская Ж.Г., Голковский М.Г., Батаев В.А., Фортуна С.В., Майрамбекова А.М., Химич М.А.</i>	85
Development of advanced tribological materials based on ultra high molecular weight polyethylene	
<i>Gogoleva O.V., Popov S.N., Petrova P.N.</i>	87
Эффективность ударно-волнового воздействия как способа деагломерации нанолитов бемита	
<i>Горбиков И.А., Лернер М.И., Глазкова Е.А., Ложкомоев А.С.</i>	88

Структура и свойства композитов Al ₂ O ₃ – ZrO ₂ – TiC для экстремальных условий применения <i>Григорьев М.В., Котельников Н.Л., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	89
Микроструктура и механические свойства ванадиевых сплавов после термомеханических обработок <i>Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Чернов В.М., Потапенко М.М.</i>	90
Сравнительный анализ развития мартенситной и пластической деформации при кручении и изгибе образцов сплава Ti _{49,1} Ni _{50,9} (ат.%) <i>Гришков В.Н., Лотков А.И., Батулин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.</i>	92
Исследование магнитных свойств и структурно-фазовых превращений в сплавах системы Co-Al-W <i>Давыдов Д.И., Степанова Н.Н., Казанцева Н.В., Ригмант М.Б., Шишкин Д.А.</i>	93
Структура и свойства наплавленного покрытия из чугуна 400Х20Г10Ф4 с деформационно-упрочняемой матрицей <i>Дампилов Б.В., Дураков В.Г., Круковский К.В., Харламов Е.В.</i>	94
Исследование формирования иерархических структур в керамике с инварным эффектом <i>Дедова Е.С., Шадрин В.С., Шутилова Е.С., Кульков С.Н.</i>	96
Особенности микроструктуры тантала и ниобия после механической активации и последующей консолидации кручением под давлением при комнатной температуре <i>Денисов К.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корчагин М.А., Корзников А.В.</i>	97
Влияние криогенной прокатки и последующих отжигов на особенности структуры стали 12Х18Н10Т <i>Деревягина Л.С., Панин В.Е., Корзников А.В., Гордиенко А.И.</i>	98
Особенности мезо- и микроструктур стали 12ГБА, сформированных различными методами термомеханических обработок <i>Деревягина Л.С., Панин В.Е., Корзников А.В., Гордиенко А.И.</i>	100
Закономерности формирования наноструктурных состояний при больших пластических деформациях ОЦК сплавов <i>Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н.</i>	102
Закономерности и механизм разрушения ультрамелкозернистых сплавов при воздействии наносекундного релятивистского сильнофокусированного электронного пучка <i>Дударев Е.Ф., Марков А.Б., Кашин О.А., Бакач Г.П., Табаченко А.Н., Жоровков М.Ф.</i>	103
Влияние электронной наплавки на химический состав и свойства мартенситно-старяющей стали <i>Дураков В.Г., Дампилов Б.В., Мельников А.Г.</i>	104

Моделирование процесса компактирования порошков диоксида урана для топливных элементов ядерных реакторов <i>Еремин М.О.</i> 105	105
Циклическая стабильность сверхэластичности и двусторонний эффект памяти формы в нанокompозитах ферромагнитных сплавов CoNiAl <i>Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier Н.</i> 106	106
Температурная зависимость обратимой неупругой деформации при кручении сплавов на основе никелида титана <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.</i> 107	107
Ползучесть ультрамелкозернистого титанового сплава ВТ6, легированного водородом <i>Забудченко О.В., Грабовецкая Г.П.</i> 109	109
Структура слоёв системы Ni-Cr-Fe-Ti, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки <i>Зимоглядова Т.А., Иванова А.В., Пасичник В.А., Бекмурзин Т.Д.</i> 110	110
Влияние механоактивации порошка на свойства изделий полученных методом СЛС/П <i>Ибрагимов Е.А., Сапрыкин А.А., Бабакова Е.В.</i> 111	111
Серебросодержащая полимерная композиция, используемая в устройствах управления космическими аппаратами и полупроводниковой оптоэлектронике <i>Иванов А. А., Туев В. И.</i> 113	113
Наполненный оксигидроксидом алюминия алюмосиликат, используемый в качестве диэлектрических подложек для светодиодных устройств <i>Иванов А. А., Туев В. И.</i> 114	114
Особенности структуры и механические свойства ультрамелкозернистого алюминия, полученного способом накапливаемого соединения прокаткой <i>Иванов К.В.</i> 115	115
Деформационное поведение титана ВТ1-0, подвергнутого электронно-пучковой обработке <i>Казаченок М.С., Панин А.В., Козельская А.И., Иванов Ю.Ф.</i> 117	117
Закономерности взаимодействия эндотелиальных клеток человека с ионно-модифицированным кремнием никелидом титана <i>Лотков А.И., Кашин О.А., Кудрявцева Ю.А., Антонова Л.В., Кудряшов А.Н., Матвеева В.Г., Сергеева Е.А.</i> 118	118
Механизмы пластической деформации в монокристаллах высокоэнтропийных сплавов CoCrFeMnNi <i>Киреева И.В., Победенная З.В., Чумляков Ю.И., Куксаузен Д.А., Поклонов В.В.</i> 119	119
Исследование покрытия из порошка серпентина, нанесенного на стальную поверхность <i>Ковалевская Ж.Г., Химич М.А., Толмачев А.И., Белявская О.А., Веселов С.В., Батаев В.А.</i> 121	121

Структура и фазовый состав высокорениевого суперсплава на основе Ni-Al-Cr, легированного La	
<i>Козлов Э.В., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Конева Н.А.</i>	122
Исследование влияния ультразвуковой деагломерации на морфологию и параметры кристаллической структуры перспективных порошковых систем	
<i>Козулин А.А., Ворожцов С.А., Кульков С.С., Кульков С.Н.</i>	123
Концентрация напряжений и деформаций в хаотически армированных полимерных композитах с антифрикционными дисперсными добавками	
<i>Колесников В.И., Бардушкин В.В., Сычев А.П.</i>	125
Особенности разработки и реализация электронно-лучевого оборудования для поверхностной модификации материалов в импульсно-периодическом режиме	
<i>Гальченко Н.К., Беззубко А.В., Самарцев В.П., Колесникова К.А., Раскошный С.Ю., Круковский К.В., Белюк С.И.</i>	126
Неагломерирующиеся субмикронные аэрозольные порошки – перспективное сырьё для получения порошкового компакта с оптимальной иерархической мультифрактальной структурой	
<i>Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Антипов В.И., Баранов Е.Е.</i>	128
Пространственная организация пластической деформации в монокристаллах с различной структурой скользящей дислокации	
<i>Куницына Т.С., Теплякова Л.А., Конева Н.А.</i>	130
Исследование влияния формы инструмента на перестройку кристаллической решетки в условиях нагружения идентичных процессу сварки трением с перемешиванием	
<i>Коноваленко Ив.С., Коноваленко Иг.С.</i>	131
Влияние вибрационного воздействия на термомеханический отклик материала в условиях идентичных сварке трением с перемешиванием	
<i>Коноваленко Ив.С., Коноваленко Иг.С., Дмитриев А.И., Псахье С.Г., Колубаев Е.А.</i>	133
Разработка порошковых проволок для получения покрытий, стойких к износу и газовой коррозии	
<i>Коробов Ю.С., Шумяков В.И., Филиппов М.А., Невежин С.В.</i>	135
Hierarchical structure of detonation sprayed coatings: case of TiC-Ti composites	
<i>Korchagin M.A., Dudina D.V., Ulianitsky V.Yu., Batraev I.S., Kovalenko A.I.</i>	135
Исследование структуры и микротвердости стали 06МБФ в различных исходных состояниях после кручения под давлением и отжигов	
<i>Кошовкина В.С., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Найденкин Е.В.</i>	137
Влияние частиц γ' -фазы на функциональные и механические свойства монокристаллов ферромагнитного сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$	
<i>Кретицина И.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.</i>	138

Керамика $Al_2O_3 - MgO$: получение, структура и термические свойства <i>Кретов Ю.Л., Гимаев Б.Д., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	139
Исследование структуры и свойств боросодержащих покрытий, полученных в процессе высокоскоростной обработки <i>Кривеженко Д.С., Дробяз Е.А., Лантев И.С.</i>	141
Получение композиционных порошков «TiC-Ti» методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза <i>Креницын М.Г., Прибытков Г.А., Корчагин М.А.</i>	142
Анализ распределения химических элементов в приповерхностном слое при плазменно-иммерсионной ионной модификации кремнием образцов никелида титана <i>Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.</i>	144
Анализ напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев стали при наноструктурирующем выглаживании <i>Кузнецов В.П., Смолин И.Ю., Дмитриев А.И., Тарасов С.Ю.</i>	145
Влияние обработки давлением на структуру и свойства спеченной свинцовой бронзы <i>Курмангали Д.К., Гурских А.В., Русин Н.М.</i>	146
Структура и свойства керамики Al_2O_3 , синтезированной из порошка гидроксида алюминия <i>Левков Р.В., Жуков И.А., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	148
Антимикробный гибридный материал, полученный окислением водой биметаллических наночастиц Al/Si на полимерных микроволокнах <i>Ложкомоев А.С., Глазкова Е.А., Бакина О.В., Сваровская Н.В.</i>	149
Особенности окисления наночастиц Al в воде и влажном воздухе <i>Ложкомоев А.С., Казанцев С.О., Глазкова Е.А., Бакина О.В., Сваровская Н.В.</i>	151
Влияние температуры прокаливания псевдобемита на фазовый состав, заряд поверхности и пролиферацию клеток <i>Ложкомоев А.С., Казанцев С.О., Глазкова Е.А., Бакина О.В., Сваровская Н.В., Фоменко А.Н., Коровин М.С.</i>	152
Исследование влияния высокотемпературной обработки на прочность углеродных волокон с иридиевым покрытием <i>Лозанов В.В., Бакланова Н.И., Морозова Н.Б.</i>	154
Моделирование деформационных, температурных, электрических полей в композиционных материалах и вычисление эффективных характеристик <i>Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Матольгина Н.Ю., Панин С.В.</i>	155
Влияние отжига на особенности зеренно-субзеренной структуры в стали 06МБФ, сформированной методом кручения на наковальнях Бриджмена <i>Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Кошовкина В.С., Мельников Е.В., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В.</i>	156
Влияние режимов лазерной наплавки тантала на структурные особенности покрытий, сформированных на титановых основах <i>Малютина Ю.Н., Лазуренко Д.В., Батаев И.А.</i>	158

Моделирование процесса прессования таблеток ядерного топлива <i>Матолыгин А.А., Истомин А.Д., Носков М.Д.</i>	159
Влияние температуры прокатки на структуру и свойства аустенитной стали 01X17H13M3 <i>Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Козлова Т.А., Винокуров В.А., Майер Г.Г., Кошовкина В.С., Москвина В.А.</i>	160
Влияние температуры и времени старения на структуру и механические свойства титанового сплава BT22, подвергнутого поперечно-винтовой прокатке <i>Мишин И.П., Найденкин Е.В., Раточка И.В., Лыкова О.Н.</i>	162
Behavior of nanoporous thermal barrier coatings under cyclic thermal loading. Computer-aided simulation <i>Moiseenko D.D., Panin S.V., Maksimov P.V., Panin V.E., Berto F.</i>	163
Влияние кручения под давлением на структуру и микротвердость высокоазотистой аустенитной стали X18AG23Ф3 <i>Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Кошовкина В.С., Гальченко Н.К.</i>	164
Исследование обратного мартенситного превращения предварительно закалённой стали 16XCH <i>Муравьев В.И., Лончаков С.З., Фролов А.В.</i>	166
Влияние теплого равноканального углового прессования на структуру и сверхпластичность термически неупрочняемого Al-Mg-Sc-Zr сплава <i>Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.</i>	167
Высокопрочные наноструктурные титановые сплавы для авиакосмической промышленности <i>Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Винокуров В.А.</i>	169
Механические свойства и деформационное упрочнение аустенитной азотистой стали со структурно-измененными поверхностными слоями <i>Наркевич Н.А., Дураков В.Г., Сурикова Н.С.</i>	170
Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки <i>Наркевич Н.А., Шулепов И.А.</i>	172
Исследование свойств композитов на основе СВМПЭ, армированных нитридом бора <i>Нгуен Суан Т., Панин С.В., Корниенко Л.А., Иванова Л.Р.</i>	173
Влияние стеарата кальция на структуру, механические и триботехнические свойства СВМПЭ <i>Нгуен Суан Т., Панин С.В., Корниенко Л.А., Иванова Л.Р.</i>	174
Гидротермальный синтез и исследование трехмерных иерархических наноструктур на основе диоксида олова <i>Новикова Ю.В., Воронин В.С., Зима Т.М.</i>	176
Износостойкость поверхностных слоев твердых сплавов с многоуровневой внутренней структурой <i>Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф.</i>	177

Влияние наноразмерных частиц тугоплавкого химического соединения на размерность зеренной структуры, износостойкость и прочность интерметаллического соединения Ni ₃ Al	
<i>Овчаренко В.Е., Боянгин Е.Н., Чудинов В.А.</i>	178
Influence of particle size on water absorption capacity and mechanical properties of polyethylene-wood flour composites	
<i>Zykova A.K., Pantyukhov P.V., Kolesnikova N.N., Popov A.A., Ol'khov A.A.</i>	179
Исследования мартенситных превращений и структурных состояний фаз В2, R, В19' в сплаве Ti _{49.5} Ni _{50.5} методами температурной рентгенографии	
<i>Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю., Захарова М.А.</i>	180
Hierarchical structures for dry friction applications of advanced polymer matrix composites	
<i>Österle. W., Dmitriev A.I., Häusler I., Wetzels B., Zhang G., Jim B.C.</i>	182
Роль кривизны поверхности в процессах деформации и разрушения технически чистого титана	
<i>Панин А.В.</i>	182
Features of acoustic emission during deformation of aluminum alloys with different types of strain behavior	
<i>Bashkov O.V., Panin S.V., Bashkova T.I., Vyakov A.V., Popkova A.A., Shakirov I.V.</i>	184
Влияние структуры, состава и технологии получения диффузионных соединений на их свойства на примере титановых сплавов	
<i>Пицык В.С., Муравьев В.И.</i>	185
Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на особенности структурно-фазового состояния и механические свойства ферритно-мартенситной стали ЭК-181	
<i>Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.</i>	187
Структура и свойства покрытий системы карбид титана – борид титана – титановая матрица	
<i>Ленивцева О.Г., Самойленко В.В., Поляков И.А., Чучкова Л.В.</i>	188
Кристаллографические параметры соединений и твердых растворов в бинарных системах Cu-Pt и Ga-Pt	
<i>Потекаев А.И., Поробова С.А., клоптова.А., Маркова Т.Н., Власов В.А., Клопотов В.Д.</i>	190
Исследование влияния наноструктурирования поверхностных слоев на усталостную долговечность сварных соединений сплава ВТ8-1, полученных методом линейной сварки трением	
<i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Смирнова А.С.</i>	191
Особенности деформации и разрушения малолегированной стали 09Г2С с градиентной структурой поверхностного слоя	
<i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Смирнова А.С.</i>	192

Fabrication and properties of hafnium germanate interphase for silicon carbide matrix composites reinforced by silicon carbide fibers	
<i>Prokip V.E., Utkin A.V., Baklanova N.I.</i>	193
Эволюция структуры и механические свойства титанового сплава BT22, подвергнутого поперечно-винтовой прокатке и старению, при высокотемпературной деформации.	
<i>Раточка И.В., Мишин И.П., Лыкова О.Н., Найденкин Е.В.</i>	194
Энергия внутренних границ раздела субмикроструктурной меди как характеристика их эволюции при низкотемпературном отжиге	
<i>Рахматулина Т.В., Кузнецов П.В., Корзников А.В., Беляева И.В.</i>	196
Влияние добавок меди на механические и триботехнические свойства спеченных МКМ Al-Sn	
<i>Скоренцев А.Л., Русин Н.М., Рашитулы Е., Мишин И.П., Власов И.В.</i>	198
Механизмы изнашивания спечённых самосмазывающихся композитов на основе Al при сухом трении	
<i>Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Гурских А.В.</i>	199
Синтез и физико-механические свойства керамических материалов на основе диоксида циркония для вертебрологии	
<i>Саблина Т.Ю., Григорьев М.В., Пшеничный А.Д., Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	200
Исследование влияния ударно-волнового воздействия на селеновые нанокompозиты	
<i>Савинцев Ю.П., Тен К.А., Найден Е.П., Иванов К.В., Шевченко В.С., Уракаев Ф.Х.</i>	202
Износостойкость трансформационно-упрочнённых керамических и металлокерамических композитов и формирующиеся структуры на поверхности трения при высокоскоростном скольжении по стали	
<i>Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	203
Механические и триботехнические свойства антифрикционного композиционный материал в системе “ZrO ₂ -Al ₂ O ₃ -WC-сталь Гадфильда”	
<i>Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Савченко Н.Л., Григорьев М.В., Кульков С.Н.</i>	204
Деформация и разрушение пористых керамических материалов на основе диоксида циркония и оксида алюминия при различных схемах нагружения	
<i>Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Пшеничный А.Д., Рубцов В.Е., Савченко Н.Л., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	205
Эффективность дислокационных петель как стоков собственных точечных дефектов в ОЦК металлах	
<i>Сивак А.Б., Коровин С.В., Сивак П.А., Чернов В.М.</i>	206
Формирование химического состава поверхностных слоёв материалов для медицины методом плазменно-иммерсионного ионного легирования	
<i>Слабодчиков В.А., Борисов Д.П., Кузнецов В.М.</i>	207

Оценка макроскопических упругих характеристик иерархически организованных анизотропных тел на основе вероятностного подхода <i>Смолина И.Ю.</i>	208
Using atomic force microscopy methods in creating frost polimer-elastomeric composites <i>Sokolova M.D., Shadrinov N.V., Davydova M.L.</i>	210
Закалка чугунов с высоким содержанием меди <i>Степанова Н.В., Разумаков А.А.</i>	211
Эффект памяти формы и сверхэластичность в высокопрочных состаренных монокристаллах сплава $Ni_{51,0}Ti_{36,5}Hf_{12,5}$ <i>Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier Н.</i>	213
Металломатричный композиционный материал с содержанием природных алмазов различной дисперсности <i>Сыромятникова А.С., Сафонова М.П., Тарасов П.П., Федотов А.А.</i>	214
Влияние тёплого абс-прессования на функциональные свойства никелида титана <i>Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Кашин О.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.</i>	215
Модифицированный феррит висмута как основа многофункциональных керамических материалов <i>Титов С.В., Вербенко И.А., Титов В.В., Шилкина Л.А., Алешин В.А., Шевцова С.И., Хасбулатов С.В., Резниченко Л.А.</i>	216
Фоторефрактивный эффект и фотоиндуцированное рассеяние света в кристаллах ниобата лития <i>Теплякова Н.А., Сидоров Н.В., Палатников М.Н., Титов Р.А.</i>	218
Дизайн оксидных интерфейсов для SiC/SiC композитов <i>Уткин А.В., Бакланова Н.И.</i>	219
Позитронная спектроскопия дефектов структуры в хромоцикорниевом медном сплаве до и после равноканального углового прессования <i>Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Фаизов И.А., Батулин А.А., Лидер А.М., Бордулев Ю.С., Лаптев Р.С., Аксенов Д.А.</i>	220
Эволюция распределения частиц вторых фаз при наноструктурировании низколегированных хромовых бронз <i>Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Фаизов И.А., Батулин А.А., Бордулев Ю.С., Лаптев Р.С., Аксенов Д.А.</i>	222
Исследование материалов, полученных в процессе электроискрового плазменного спекания смеси нанопорошков никеля и алюминия <i>Шевцова Л.И., Филонов А.В., Худобородов Р.С.</i>	223
Влияние низкоразмерных структур AlOON на жизнеспособность клеточной культуры L929 <i>Фоменко А.Н., Коровин М.С., Бакина О.В., Казанцев С.О., Глазкова Е.А., Сваровская Н.В., Ложкомоев А.С., Лернер М.И., Псахье С.Г.</i>	225

Материалы на основе модифицированных криогелей <i>Алтунина Л.К., Манжай В.Н. Фуфаева М.С.</i>	226
Влияние исходной зеренной структуры технически чистого титана на эффект ультразвуковой обработки <i>Хайруллин Р.Р., Панин А.В., Козельская А.И., Казаченок М.С., Синякова Е.А., Почивалов Ю.И., Перевалова О. Б.</i>	228
Исследование интерметаллида Ni_3Al , сформированного в процессе электроискрового плазменного спекания механически активированной порошковой смеси «Ni - Al» <i>Шевцова Л.И., Худобородов Р.С., Филонов А.В.</i>	229
Термодиффузия и ее влияние на напряжения в пластине с покрытием в окрестности переходной зоны <i>Чепак-Гизбрехт М.В.</i>	231
Изучение структуры композиционного материала на основе алюминия с добавками корунда после обработки высоким давлением <i>Витязь П.А., Хейфец М.Л., Ильющенко А.Ф., Сенють В.Т., Черняк И.Н., Колмаков А.Г.</i>	232
Эффект памяти формы и сверхэластичность при термоупругом $\gamma-\alpha'$ мартенситном превращении в монокристаллах высокопрочных сплавов на основе железа <i>Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Куц О.А., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Платонова Ю.Н., Поклонов В.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А.</i>	234
Структурные изменения и микротвердость алюминиевого сплава АК21 после интенсивной пластической деформации и высокотемпературного отжига <i>Швец К.С., Халикова Г.Р., Корзникова Е.А., Трифонов В.Г.</i>	235
Расчет времени расплавления частицы кварца в высокотемпературном силикатном расплаве с учетом фазовых переходов <i>Власов В.А., Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Волокитин О.Г., Шеховцов В.В.</i>	236
Структура поверхностных слоев NiTi после ионно-плазменного легирования Ta <i>Гирсова С.Л., Шмидт Е.Ю., Полетика Т.М., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л.</i>	237
Исследование термостабильности Al-МУНТ композитных материалов <i>Шутилов Р.А., Кузнецов В.Л.</i>	239
Исследование фазового состава и параметров тонкой кристаллической структуры градиентной керамики на основе ZrO_2 <i>Шутилова Е.С., Буюкова С.П., Кульков С.Н.</i>	240

Секция 2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

Effect of parameters of inclusions on effective properties of materials in term of micromechanics <i>Anisimova M.A., Sevostianov I., Knyazeva A.G.</i>	245
Развитие многоуровневого подхода учета границ раздела при моделировании механического отклика интерфейсно-контролируемых материалов <i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Димаки А.В., Псахье С.Г.</i>	246
Многомасштабные закономерности динамического разрушения керамик <i>Банникова И.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.</i>	247
Формирование градиентной субмикроструктурной структуры в приповерхностных слоях поликристаллов никеля при ультразвуковой финишной обработке <i>Панин В.Е., Кузнецов П.В., Почивалов Ю.И., Беляева И.В., Рахматулина Т.В., Шумакова Д.А.</i>	249
Исследование влияния размера зерна на упрочнение с использованием двухуровневой физической теории пластичности <i>Волегов П.С., Грибов Д.С., Селуков Д.Г.</i>	250
Исследование циклического деформирования поликристаллического агрегата с использованием двухуровневых физических теорий пластичности <i>Грибов Д.С., Волегов П.С.</i>	252
Сравнение расчетных и экспериментальных значений теплофизических свойств наполненного материала <i>Гришаева Н.Ю., Люкшин Б.А., Струков Ю.С., Люкшин П.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В., Реутов А.И.</i>	253
Термическая стабильность высокодефектных структурных состояний в Nb и композитах системы Nb-Al после интенсивного деформационного воздействия в условиях механической активации и консолидации кручением под давлением <i>Денисов К.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корчагин М.А., Корзников А.В.</i>	254
Эффекты интерфейса в поверхностных слоях поликристаллов при циклическом нагружении и их роль в усталостном разрушении <i>Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф.</i>	255
Исследование структуры и эндо и экзотермических реакций в керамических порошках ZrO ₂ -MgO при термических воздействиях <i>Канаки А.В., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	258
Модели и механизмы образования дислокаций и двойников деформации в ГЦК нанокристаллах <i>Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Зольников К.П., Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Псахье С.Г.</i>	260

Влияние деградации свойств полимерных матриц на эффективные деформационно-прочностные свойства композиций <i>Люкшин Б.А., Гришаева Н.Ю., Король В.А., Реутов А.И., Реутов Ю.А.</i>	261
Взаимодействие концентрационных волн и механических возмущений в начальной стадии процесса ионной имплантации <i>Парфенова Е.С., Демидов В.Н., Князева А.Г.</i>	262
Теоретическое и экспериментальное исследование эволюции структуры металлов в режиме гигацикловой усталости <i>Плехов О.А., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И., Наймарк О.Б.</i>	262
Низкотемпературные особенности плотности электронных состояний разупорядоченного графена <i>Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Мельникова Н.В., Пономарёв А.Н., Истомина Е.Б.</i>	264
Роль кривизны кристаллической структуры в циклической деформации и разрушении титана в зависимости от состояния его поверхностного слоя <i>Попкова Ю.Ф., Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Почивалов Ю.И.</i>	266
Прогнозирование эффективных характеристик морозостойких полимерных композиций <i>Люкшин Б.А., Реутов А.И., Реутов Ю.А., Сунцов С.Б.</i>	268
О модификации закона Холла-Петча при интенсивной пластической деформации поликристаллических материалов <i>Решетняк А.А.</i>	269
Атомистическое моделирование ядерного топлива в рамках разработки многомасштабной модели эволюции вещества <i>Стариков С.В., Куксин А.Ю., Смирнова Д.Е.</i>	270
Зависимость величины сдвига на различных структурно-масштабных уровнях в монокристаллах ГЦК-металлов и сплавов при трении <i>Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю., Лычагин Д.В.</i>	271
Многоуровневая модель неупругого и сверхпластического деформирования материалов <i>Шарифуллина Э.Р., Трусов П.В., Швейкин А.И.</i>	272
Исследование фазообразования при СВС горении W-Ti-N как сложноорганизованной системы <i>Расколенко Л.Г., Шкода О.А.</i>	273
Применение целостного подхода для изучения поведения дисперсной системы «титан - никель» при механической активации и последующего теплового взрыва <i>Шкода О.А., Расколенко Л.Г.</i>	275

Секция 3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Morphological features of the copper surface layer under sliding with electric current of high density <i>Aleutdinova M.I., Fadin V.V., Rubtsov V.E.</i>	279
Структурно-фазовые состояния поверхностного слоя силумина после электронно-пучковой обработки и многоциклового усталости <i>Алсараева К.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.</i>	280
Складкообразование в области вогнутости при сжатии монокристаллов <i>Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В.</i>	281
Моделирование долговечности металлов при их откольном разрушении в зависимости от величины действующих напряжений в наносекундном диапазоне времен нагружения <i>Макаров П.В., Бакеев Р.А.</i>	283
Расчет кривых течения сплавов алюминия на основе моделей дислокационной кинетики сдвигов и накопления повреждений в ходе их пластического деформирования <i>Бакеев Р.А., Макаров П.В., Щербаков И.В.</i>	284
Эффект Ребиндера при гигацикловом нагружении армко-железа. <i>Банников М.В., Наймарк О.Б.</i>	286
Анизотропная модель твердого тела с дефектами <i>Баяндин Ю.В., Житникова К.А., Наймарк О.Б.</i>	288
Об одном способе описания иерархических структурных блоков массива горных пород <i>Чанышев А.И., Белоусова О.Е.</i>	289
Численное и экспериментальное исследование локализованных неустойчивостей в металлах при динамическом нагружении <i>Билалов Д.А., Соковиков М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б.</i>	290
Исследование влияния водородного охрупчивания на локализацию пластической деформации алюминиевого сплава <i>Бочкарёва А.В., Лунёв А.Г., Баранникова С.А., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б.</i>	291
Влияние структурно-фазового состояния на деформационное поведение и разрушение ультрамелкозернистого титанового сплава ВТ16 <i>Грабовецкая Г.П., Раточка И.В., Мишин И.П., Лыкова О.Н., Забудченко О.В.</i>	292
Изменение магнитных свойств сплавов на основе Ni ₃ Al после деформации <i>Давыдов Д.И., Степанова Н.Н., Казанцева Н.В., Пилюгин В.П.</i>	294
Упругопластический переход в материале с резким пределом текучести <i>Горбатенко В.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б.</i>	295

Сопротивление хрупкому разрушению низкоуглеродистой трубной стали 12ГБА	
<i>Деревягина Л.С., Панин В.Е., Корзников А.В., Гордиенко А.И.</i>	297
Напряженное состояние в шейке плоского образца при растяжении	
<i>Дерюгин Е.Е.</i>	299
Инженерный метод определения трещиностойкости материалов по данным испытаний образцов с шевронным надрезом	
<i>Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И., Кибиткин В.В.</i>	300
Влияние термомеханической обработки на микроструктуру алюминиевого сплава 1421	
<i>Землякова Н.В., Разов Е.Н.</i>	302
Теоретическое исследование влияния технологических режимов сварки трением с перемешиванием на структуру сварного соединения	
<i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Колубаев Е.А., Псахье С.Г.</i>	303
Акустическая эмиссия и эффекты скачкообразной деформации в алюминии – магниевых сплавах	
<i>Макаров С.В., Плотников В.А., Лысииков М.В., Колубаев Е.А.</i>	304
Theoretical study of the influence of technological friction stir welding parameters on weld structure	
<i>Astafurov S., Shilko E., Kolubaev E., Psakhie S.</i>	306
Формирование разориентированных субструктур и разрушение поликристаллических твердых растворов Cu-Mn	
<i>Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В.</i>	311
Моделирование процессов накопления и диссипации энергии при деформировании и разрушении металлов	
<i>Костина А.А., Плехов О.А.</i>	312
Анализ структурных изменений в поликристаллических материалах в результате взрывного воздействия на разных масштабных уровнях	
<i>Викторов С.Д., Кочанов А.Н.</i>	314
Позитронная спектроскопия дефектов вакансионного типа в фольгах монокристалла алюминия с твидовыми структурами на поверхности	
<i>Cizek J., Hruska P., Anwand W., Кузнецов П.В., Миронов Ю.П., Бордулев Ю.С., Лидер А.М.</i>	315
Особенности образования иерархии твидовых структур на фольгах высокочистых поликристаллов алюминия при циклическом растяжении	
<i>Кузнецов П.В., Власов И.В., Склярова Е.А., Смекалина Т.В.</i>	317
Численное исследование разрушения горных пород при электровзрыве	
<i>Бакеев Р.А., Стефанов Ю.П., Кузнецова Н.С., Юдин А.С.</i>	318
Определение времен предразрушения хрупких образцов в зависимости от действующей нагрузки в опытах на сжатие и трехточечный изгиб	
<i>Кульков А.С., Макаров П.В., Еремин М.О., Скрипняк В.А., Козулин А.А.</i>	319

Структурные механизмы деформирования композита оксид циркония/многостенные углеродные нанотрубки, подвергнутого микроиндентированию <i>Ляпунова Е.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б., Григорьев М.В., Кульков С.Н.</i>	322
Функциональные свойства АА-стекированного двуслойного графена во внешних полях и на подложке <i>Мищук Б.Р., Решетняк А.А.</i>	323
Формирование структурно-фазовых состояний в поверхностном слое рельсов при длительной эксплуатации <i>Морозов К.В., Громов В.Е., Иванов Ю. Ф., Алсараева К.В., Коновалов С.В.</i>	324
Фрактальный анализ трещиностойкости взрывоупрочненной мартенситной стали <i>Москвитина Л.В.</i>	326
Параметры локализации деформации сплава Al-4%Cu обработанного высокоэнергетическими электронными пучками <i>Надежкин М.В., Лунев А.Г., Тересов А.Д., Петрикова Е.А.</i>	328
Гидродинамические процессы формирования наноструктур при воздействии импульсным магнитным полем <i>Сарычев В.Д., Гагарин А.Ю., Черемушкина Е.В., Невский С.А., Молотков С.Г., Грановский А.Ю., Громов В.Е.</i>	329
Распределение углерода в бейнитной стали, подвергнутой деформации <i>Иванов Ю.Ф., Никитина Е.Н., Громов В.Е.</i>	331
Молекулярно-динамическое моделирование поверхностной обработки металлического бикристалла <i>Никонов А.Ю.</i>	332
Молекулярно-динамическое моделирование коллапса полого толстостенного цилиндра <i>Никонов А.Ю.</i>	334
Особенности контактного взаимодействия ОЦК и ГЦК металлов <i>Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Абрикосов И.А.</i>	335
Количественный анализ морфологии поверхности разрушения сплава АМГ6 при последовательном динамическом и гигацикловом нагружении <i>Оборин В.А., Банников М.В., Соковиков М.А., Билалов Д.А., Наймарк О.Б.</i>	336
Деформация разрушением пеностеклокристаллических строительных пеноматериалов <i>Опаренков Ю.В., Семухин Б.С.</i>	338
Математическая модель и результаты численного моделирования «медленных движений» - автоволн неупругой деформации в пластичных и хрупких материалах и геосредах <i>Макаров П.В., Перышкин А.Ю.</i>	339

Влияние водорода на сверхэластичность сплава на основе никелида титана <i>Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н., Родионов И.С., Кудияров В.Н., Лидер А.М.</i>	340
A micromechanical model for the deformation behavior of titanium polycrystals <i>Romanova V., Balokhonov R., Shakhidjanov V., Zinovieva O.</i>	341
Широкодиапазонное моделирование упругопластических фронтов и разрушения твердых тел при высокоскоростном нагружении <i>Савельева Н.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.</i>	342
Поисковые исследования повышения эксплуатационной надежности технических систем ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях сибиря и крайнего севера <i>Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Гладковский С.В., Голиков Н.И.</i>	343
Особенности пластической деформации и разрушения внутреннеокисленного сплава системы V–Cr–Zr–W в зависимости от температуры растяжения <i>Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Пинжсин Ю.П., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.</i>	346
Исследование механизмов локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении как результата неравновесных переходов в системах мезодефектов <i>Соковиков М.А., Чудинов В.В., Билалов Д.А., Оборин В.А., Уваров С.В., Плехов О.А., Наймарк О.Б.</i>	347
Развитие деформационных процессов в субмикроструктурном сплаве Zr-1Nb, легированном водородом <i>Степанова Е.Н., Грабовецкая Г.П., Чернов И.П., Мишин И.П., Булышко Д.Ю., Винокуров В.А.</i>	349
Структура, фазовый состав и механические свойства поверхностных слоев в монокристаллах никелида титана после ударной механической обработки <i>Сурикова Н.С., Панин В.Е., Власов И.В., Миронов Ю.П., Суриков Н.Ю., Толмачев А.И.</i>	350
Распределения локальных деформаций на приповерхностных слоях и масштабные эффекты образцов из низколегированной стали <i>Копаница Д.Г., Устинов А.М., Поткаев А.И., Клопотов А.А.</i>	352
About wear and average surface temperature of copper or steel contacts at sliding current collection <i>Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Rubtsov V.E.</i>	353
Квантовое влияние на зарождение носителей пластической деформации и разрушения в кристаллах <i>Хон Ю.А., Каминский П.П.</i>	355
Integrated research of the interaction of glass with space debris <i>Gerasimov A.V., Kalashnikov M.P., Sergeev V.P., Khristenko Y.F.</i>	356
Численное исследование напряженно-деформированного состояния разнородных металлов при интенсивных локальных тепловых воздействиях <i>Кректулера Р.А., Черепанов О.И., Черепанов Р.О.</i>	357

Первоначальная анизотропия и ее связь с блочной структурой среды <i>Чанышев А.И.</i>	359
Структура и свойства соединений наноструктурированного титанового сплава ВТ6Б полученных методом контактной сварки <i>Клименов В.А., Клопотов А.А., Гнусов С.Ф., Чумаевский А.В.</i>	360
Численное исследование влияния кристаллографической текстуры на локализацию пластической деформации в микрообъемах сварных соединений <i>Романова В.А., Балохонов Р.Р., Батухтина Е.Е., Шахиджанов В.С.</i>	361

Секция 4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Structural transformations in Pt nanowires under uniaxial tensile strain in direction $\langle 001 \rangle$ at low temperature <i>Aish M.M.</i>	365
Mathematical modeling of multilayer composite solid-phase synthesis taking into account the reactive layer melting <i>Aligozhina K., Knyazeva A.G.</i>	373
Исследование влияния режимов сварки трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием на особенности массопереноса и распределение температуры в сварных соединениях <i>Астафуров С.В., Шилько Е.В., Колубаев Е.А., Псахье С.Г.</i>	373
Моделирование механического поведения сварных соединений алюминиевых сплавов на макро и мезоуровнях <i>Балохонов Р.Р., Романова В.А., Мартынов С.А., Зиновьев А.В., Зиновьева О.С.</i>	375
Трение и износ – проблемы и результаты моделирования <i>Бочкарева С.А., Люкшин Б.А., Люкшин П.А., Панин С.В.</i>	376
Математическое моделирование процесса заполнения литевой формы при инъекционной формовании керамического изделия <i>Кульков С.Н., Коробенков М.В., Брагин Н.А.</i>	377
Развитие концепции ближайшей окрестности в перколяционных моделях композитов <i>Гергега А.Н.</i>	378
Влияние пористости матрицы на теплофизические характеристики ПКМ <i>Гришаева Н.Ю., Люкшин Б.А., Струков Ю.С., Реутов Ю.А.</i>	379
Влияние микронаполнителя на структуру и свойства композита <i>Гришаева Н.Ю., Люкшин Б.А., Панин С.В., Бочкарева С.А.</i>	380
Применение метода редукции размерности для моделирования износа в контакте осесимметричного индентора с упругим полупространством <i>Димаки А.В., Попов В.Л.</i>	381
Моделирование фреттинг-износа материала с анизотропными свойствами с использованием метода редукции размерности <i>Дмитриев А.И., Попов В.Л., Псахье С.Г.</i>	382

Расчет механических свойств металлических сплавов на основе Ti <i>Никонов А.Ю., Жармухамбетова А.М., Скрипняк Н.В., Дмитриев А.И., Абрикосов И.А.</i>	383
Исследование влияния размера и концентрации частиц мягких включений на прочностные и фрикционные свойства контактирующей пары <i>Дмитриев А.И., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	384
Критический индекс δ квазиодномерного изинговского наномангнетика <i>Дударева Ж.В.</i>	385
Особенности моделирования нанопринадлежности системы «покрытие-подложка» <i>Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Псахье С.Г.</i>	388
Численное исследование механического поведения композита «керамическое пористое покрытие – поликристаллическая стальная подложка» <i>Балохонов Р.Р., Зиновьев А.В., Романова В.А., Мартынов С.А., Зиновьева О.С.</i>	389
Влияние текстуры на развитие деформационного рельефа поверхности поликристаллических алюминиевых сплавов. Численное моделирование <i>Зиновьева О.С., Романова В.А., Балохонов Р.Р., Батухтина Е.Е.</i>	390
Динамика формирования частиц методом электрического синхронного взрыва проволок <i>Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Псахье С.Г.</i>	391
Computational modeling of thermo-elastic properties of graphene crystal structures in nonsymmetric formulation <i>Zubko I.Yu., Kochurov V.I., Gorodilov R.S.</i>	392
Magnetism and dynamic stability of Co, Fe and Cr mononitrides from first principle calculations <i>Kartsev A.I., Bondarenko N.G., Abrikosov I.A.</i>	393
Применение теории реакционной диффузии для описания роста оксидных фаз в покрытии <i>Князева А.Г.</i>	395
Компьютерное моделирование структуры кортикальной и трабекулярной костных тканей <i>Колмакова Т. В.</i>	396
Формирование и скольжение краевых дислокаций при генерации каскадов атомных смещений в железе <i>Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.</i>	397
Особенности структурного отклика механически нагруженных кристаллитов на облучение <i>Корчуганов А.В., Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Псахье С.Г.</i>	397
Влияние формы и размера углеродных нанопор на кинетические свойства молекулярного водорода <i>Корчуганов А.В., Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Псахье С.Г.</i>	398

Управление структурнофазовым составом материала сварного соединения при сварке плавлением <i>Крекулева Р.А., Табанов А.М., Черепанов О.И., Черепанов Р.О.</i>	398
Моделирование накопления микроповреждений в анизотропных металлах и сплавах <i>Кривошеина М.Н., Козлова М.А., Кобенко С.В., Туч Е.В.</i>	400
Peculiarities of plastic deformation nucleation in copper under nanoindentation <i>Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.</i>	401
Plastic deformation nucleation in bcc crystallites under nanoindentation <i>Kryzhevich D.S., Korchuganov A.V., Zolnikov K.P., Psakhie S.G.</i>	402
Structural transformation features in titanium crystallite under mechanical loading <i>Kryzhevich D.S.</i>	403
Расчет эффективных теплофизических и механических свойств пористого композиционного материала <i>Крюкова О.Н., Князева А.Г.</i>	404
Влияние оксидных слоев на адгезию на границах раздела TiNi С Та, Мо и Si <i>Тарасов К.Ю., Бакулин А.В., Кулькова С.Е.</i>	405
Компьютерное моделирование процессов синтеза низкотемпературной керамики с иерархической структурой <i>Лейцин В.Н., Пономарев С.В., Дмитриева М.А.</i>	407
Моделирование деформационных, температурных, электрических полей в композиционных материалах и вычисление эффективных характеристик <i>Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В.</i>	408
Термодинамические параметры кварца и его смесей при ударно-волновом воздействии в представлениях равновесной модели <i>Маевский К.К., Кинеловский С.А.</i>	409
Численное исследование влияния толщины покрытия на эволюцию концентраторов напряжений вблизи границы раздела «покрытие-подложка» <i>Балохонов Р.Р., Мартынов С.А., Романова В. А., Зиновьев А. В., Зиновьева О.С.</i>	411
Динамика разложения сланцев под действием переменного электрического поля при накоплении токопроводящих продуктов <i>Князева А.Г, Маслов АЛ.</i>	412
Численное изучение особенностей деформирования и разрушения хрупких пористых материалов при разном типе организации порового пространства и видах нагружения <i>Матько К.С., Смолин И.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В., Кульков С.Н.</i>	413
Многоуровневый подход к моделированию биосовместимой пористой керамики <i>Микушина В.А., Сидоренко Ю.Н.</i>	414
От монокристалла графита к конструкционному углеродному материалу: некоторые особенности численного решения динамических задач <i>Немирович-Данченко М.М., Мельникова Н.А.</i>	416

Динамический анализ модальных и диссипативных характеристик композиционных материалов и элементов конструкции на их основе <i>Петров Е. К., Шилько Е.В., Смолин И.Ю.</i>	416
Численное моделирование разрушения железобетонных конструкций при динамических нагрузках <i>Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В., Плевков В.С.</i>	418
Компьютерное моделирование структуры и динамики малых металлических кластеров на поверхности Cu(111) <i>Борисова С.Д., Русина Г.Г.</i>	419
Применение метода решёточных уравнений Больцмана в задачах осаждения ионов в камере в условиях магнетронного напыления покрытий с ионным ассистированием <i>Сайфуллин Э.Р.</i>	421
Изучение роли вихревых смещений при контактном нагружении упрочняющих покрытий на основе моделирования методом подвижных клеточных автоматов <i>Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Шилько Е.В., Псахье С.Г.</i>	423
The effect of friction stir welding parameters on defect formation <i>Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Eliseev A.A., Kolubaev E.A., Filippov A.V., Ivanov A.N.</i>	424
Моделирование разрушения стекла при высокоскоростном соударении методом гладких частиц <i>Черепанов Р.О., Герасимов А.В.</i>	425
Применение вейвлет-анализа для расчета деформаций в иерархических структурах с несколькими масштабными уровнями <i>Черепанов Р.О., Крехтулева Р.А., Черепанов О.И.</i>	426
Особенности волновых процессов в геометрически нелинейном упругом теле <i>Чертова Н.В.</i>	427
Дискретные энергетические переходы газа в 2D нанопоре <i>Гриняев Ю.В., Чертова Н.В., Псахье С.Г.</i>	429
Поведение элемента порошковой смеси с плавящимся компонентом в условиях сдвигового нагружения <i>Чумаков Ю.А., Князева А.Г.</i>	430
Параметрическое изучение условий распространения трещин продольного сдвига в хрупких материалах в «сверхсдвиговом» режиме <i>Шилько Е.В., Псахье С.Г., Попов В.Л.</i>	431

Секция 5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

Исследование трещиностойкости покрытий на основе TiAlN при термическом и механическом нагружении <i>Акулишкин А.А., Шугуров А.Р., Панин А.В., Cheng С.Н.</i>	437
Исследование особенностей микроструктуры, механических свойств и термической стабильности нанокompозитных покрытий на основе аморфного углерода <i>Андреев А.В., Литовченко И.Ю., Коротаев А.Д., Борисов Д.П.</i>	438
Свойства поверхности титана, модифицированного импульсным электронным и ионным пучками <i>Белоглазова П.А., Березнеева Е.В., Лидер А.М., Ремнёв Г.Е., Чернов И.П., Коваль Н.Н., Панин А.В.</i>	440
Влияние температуры отжига на структурно-фазовое состояние и микротвердость многокомпонентных нанокompозитных покрытий системы Al-Cr-Si-Ti-Cu-N <i>Березовская В.Р., Дитенберг И.А., Денисов К.И., Коротаев А.Д.</i>	441
Исследование структурно-фазового состояния и оптических свойств покрытий Al-Si-N <i>Божко И.А., Рыбалко Е.В., Сергеев В.П.</i>	442
Влияние ионно-лучевой обработки Zr^+ на структуру и механические свойства стали 12Х1МФ при статическом, циклическом и динамическом нагружениях <i>Панин С.В., Власов И.В., Марущак П.О., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Овечкин Б.Б.</i>	443
Структура поверхностных слоев монокристаллов niTi с различными кристаллографическими ориентациями после ионной модификации <i>Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л.</i>	445
Влияние частоты импульсов на формирование структуры циркониевых оксидных покрытий, полученных из водных электролитов в условиях микроплазменного оксидирования <i>Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Кузьмин О.С., Федорищева М.В., Калашиников М.П.</i>	446
Структура и свойства поверхностного слоя на основе никелида титана и тантала, полученного с использованием электронно-ионно-плазменных методов <i>Гудимова Е.Ю., Мейснер Л.Л., Нейман А.А.</i>	449
Исследование микроструктуры и триботехнических свойств нанокompозитных магнетронных покрытий на основе системы Cu-Mo-S <i>Жарков С.Ю., Сергеев В.П., Сунгатулин А.Р., Калашиников М.П.</i>	450
Влияние электронно-пучковой обработки на структуру фазы В2 в поверхностных слоях системы «покрытие из тантала-основа из никелида титана» <i>Остапенко М.Г., Захарова М.А., Мейснер Л.Л., Гудимова Е.Ю.</i>	452

Формирования многоуровневой структуры в силумине электронно-ионно-плазменными методами	
<i>Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Шугуров В.В.</i>	453
Особенности структуры поверхностного слоя образцов титанового сплава ВТ23 при обработке потоком ионов меди	
<i>Калашиников М.П., Федорищева М.В., Сергеев В.П., Нейфельд В.В.</i>	454
Закономерности формирования структурно-фазового состояния поверхностного слоя никелида титана при плазменно-иммерсионной обработке ионами кремния	
<i>Кашин О.А., Лотков А.И., Кудряшов А.Н., Круковский К.В., Остапенко М.Г., Нейман А.А., Борисов Д.П.</i>	456
Закономерности измельчения структуры поверхностного слоя титана Вt1-0 в процессе ультразвуковой обработки	
<i>Козельская А.И., Панин А.В., Казаченок М.С., Синякова Е.А., Хайруллин Р.Р., Почивалов Ю.И.</i>	457
Электронно-лучевая наплавка СВС-порошков «TiC-Ti»	
<i>Криницын М.Г., Прибытков Г.А., Дураков В.Г.</i>	458
Позитронная аннигиляция в объеме и поверхностных слоях поликристаллического никеля после ультразвуковой финишной обработки	
<i>Cizek J., Hruska P., Anwand W., Кузнецов П.В., Почивалов Ю.И., Беляева И.В., Рахматулина Т.В., Бордулев Ю.С., Лидер А.М.</i>	460
Влияние режимов лазерной наплавки тантала на структурные особенности покрытий, сформированных на титановых основах	
<i>Малютина Ю.Н., Лазуренко Д.В., Батаев И.А.</i>	461
Повышение износостойкости гальванических покрытий Au-Ni путем ионной бомбардировки промежуточного подслоя Ni-B	
<i>Лязгин А.О., Шугуров А.Р., Панин А.В. Сергеев В.П., Нейфельд В.В., Шестериков Е.В.</i>	463
Столбчатая структура интерметаллида Cu ₆ Sn ₅	
<i>Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В.</i>	464
Исследование закономерностей изменения физико-механических свойств композиционных слоев на основе никелида титана в результате ионно-пучковых воздействий	
<i>Лотков А.И., Мейснер С.Н., Гирсова С.Л., Мейснер Л.Л., Дьяченко Ф.А.</i>	466
Влияние параметров электронно-пучковой обработки на закономерности кратерообразования и морфологию облучаемой поверхности в сплавах TiNi с многоуровневой иерархически-организованной структурой прокатки	
<i>Мейснер Л.Л., Марков А.Б., Ротштейн В.П., Озур Г.Е., Мейснер С.Н., Яковлев Е.В, Гудимова Е.Ю.</i>	469
Влияние длительности импульса и их числа при электронно-пучковой обработке на формирование иерархически-организованной градиентной структуры поверхностного слоя TiNi	
<i>Нейман А.А., Семин В.О., Мейснер Л.Л.</i>	471

Структура и свойства однослойных и градиентно-слоистых покрытий системы Ti-Al-Si-Cr-Mo-S-N	
<i>Овчинников С.В., Коротяев А.Д., Пинжсин Ю.П.</i>	472
Неразрушающие методы контроля динамики деградации в окружающей среде биоконпозиций с иерархической структурой	
<i>Масталыгина Е.Е., Колесникова Н.Н., Попов А.А., Ольхов А.А.</i>	473
Vacuum arc deposition of bioinert coating and properties of the same	
<i>Orlova D.V., Lobach M.I., Goncharenko I.M., Danilov V.I., Danilova L.V.</i>	475
Исследование термостабильности композиционных резистивных покрытий на основе полиуретана	
<i>Малиновская Т.Д., Мелентьев С.В., Павлов С.В.</i>	476
Влияние предварительной обработки ионным пучком титана на внутренние напряжения и микроструктуру покрытий TiAlN, полученных методом магнетронного распыления	
<i>Первалова О.Б., Панин А.В., Калашиников М.П., Сергеев В.П.</i>	478
Роль кристаллографической анизотропии NiTi в формировании поверхностных слоев при ионно-плазменном легировании	
<i>Полетика Т.М., Мейснер Л.Л., Гирсова С.Л., Мейснер С.Н., Шулепов И.А.</i>	479
Высокопрочные субмикроструктурные α - и $(\alpha+\beta)$ - титановые сплавы с аморфно-нанокристаллическим антифрикционным износостойким покрытием для применения в условиях сухого трения	
<i>Потекаев А.И., Табаченко А.Н., Савостиков В.М., Дударев Е.Ф., Скосырский А.Б., Бакач Г.П.</i>	481
Transport properties of AB stacked (Bernal) bilayer graphene on and without substrate within 2- and 4-band approximations	
<i>Gusynin V.P., Reshetnyak A.A., Sharapov S.G.</i>	482
Влияние толщины прозрачных покрытий на основе Al-Si-N на механические свойства поверхностного слоя стекла	
<i>Рыбалко Е.В., Сергеев В.П., Калашиников М.П., Христенко Ю.Ф., Божко И.А., Воронов А.В.</i>	483
Исследование влияния тонких оксидных пленок на механизм деградации базальтового волокна в разных щелочных средах	
<i>Рыбин В.А., Бакланова Н.И.</i>	485
Структура и свойства слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки титан-тантал-циркониевых порошковых смесей	
<i>Самойленко В.В., Поляков И.А., Руктуев А.А., Ленивецова О.Г.</i>	486
Кристаллографический анализ ориентаций мезополос локализованного сдвига в приповерхностном слое имплантированного монокристалла [001]B2 NiTi	
<i>Твердохлебова А.В., Мейснер Л.Л., Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Мейснер С.Н.</i>	488
Фазовые превращения в многослойных покрытиях на основе Zr-Y-O	
<i>Федорищева М.В., Калашиников М.П., Нейфельд В.В., Сергеев В.П.</i>	490

Влияние кривизны границы раздела пленка/подложка на разрушение тонкопленочных структур при механическом нагружении <i>Шугуров А.Р.</i>	491
Фазовые и структурные состояния, сформированные электронно-ионно-плазменными методами с использованием тантала в поверхностных слоях TiNi <i>Нейман А.А., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Семин В.О., Гудимова Е.Ю.</i>	493
Секция 6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения	
Сосудистый графт малого диаметра на основе полигидроксibuтирата / валерата и поликапролактона: изучение интеграции с организмом в экспериментальном исследовании <i>Антонова Л.В., Бураго А.Ю., Миронов А.В., Матвеева В.Г., Великанова Е.А., Мухамадияров Р.А., Глушкова Т.В., Барбараи О.Л., Барбараи Л.С.</i>	497
Development of high resolution shearography device for non-destructive testing of composite materials <i>Burkov M., Lyubutin P., Vyakov A., Panin S.</i>	498
Экспериментальное исследование термодинамики распространения усталостных трещин в металлах <i>Вишивков А.Н., Изюмова А.Ю., Плехов О.А.</i>	499
Изменение текстуры, микродеформации и твердости в поверхностном слое сплава TiNi в зависимости от числа импульсов электронно-пучкового воздействия <i>Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Мейснер С.Н., Дьяченко Ф.А., Марков А.Б., Озур Г.Е., Яковлев Е.В., Ротштейн В.П.</i>	501
Применение проекционных методов многомерного анализа данных при вихретоковом контроле изделий из алюминиевых сплавов <i>Егоров А.В., Поляков В.В., Колубаев Е.А.</i>	503
Microstructure of AA 2024T3 fixed joints formed by friction stir welding <i>Eliseev A.A., Kalashnikova T.A., Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Fortuna S.V., Kolubaev E.A.</i>	504
Об идентификации нанотрещин методом трибоспектроскопии <i>Еремина Г.М., Смолин А.Ю.</i>	505
Comparative analysis of the friction stir welded aluminum-magnesium alloy joint grain structure <i>Zaikina A.A., Sizova O.V., Novitskaya O.S.</i>	506
Исследование циклической ползучести и многоциклового усталости сварных соединений стали Ст3 методом корреляции цифровых изображений <i>Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С.</i>	507
Исследование зависимости механических свойств хрупкого материала от парциальной концентрации пор разного размера в его структуре в широком интервале пористости <i>Коноваленко Иг.С., Смолин А.Ю., Коноваленко Ив.С., Псахье С.Г.</i> ...	509

Контроль фазового состава аустенитных хромоникелевых сталей <i>Корх М.К., Давыдов Д.И., Ригмант М.Б., Ничипурук А.П.</i>	511
Определение коэффициентов демпфирования углепластиков с помощью лазерного виброметра <i>Красновейкин В.А., Смолин И.Ю., Руденский Г.Е., Дружинин Н.В., Безмозгий И.М., Дерусова Д.А.</i>	512
Исследование разрушения стеклотекстолита методом акустической эмиссии <i>Лепендин А.А., Поляков В.В., Грачева Я.И.</i>	513
Ультразвуковой метод оценки напряженного состояния в рельсах <i>Муравьев В.В., Волкова Л.В., Платунов А.В., Громов В.Е., Коротков С.Л.</i>	514
Неразрушающие электромагнитно-акустические методы оценки анизотропии и упругих свойств стального проката <i>Муравьев В.В., Муравьева О.В., Габбасова М.А.</i>	517
Идентификация механизмов разрушения стекловолоконных ламинатов по данным акустической эмиссии <i>Пантелеев И.А., Наймарк О.Б.</i>	519
Особенности деформационного поведения алюминиево-магниевого сплава и акустическая эмиссия в условиях неизотермического термомеханического нагружения <i>Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В., Колубаев Е.А.</i>	521
Особенности разрушения алюминиевых сплавов со сварными соединениями <i>Поляков В.В., Колубаев Е.А., Салита Д.С., Дмитриев А.А.</i>	522
Damping in viscoelastic contacts under combined normal and tangential oscillation <i>Popov M., Qiang Li, Popov N.</i>	524
Ultrasonic-assisted friction stir welding on 7075 aluminum alloy <i>Tarasov S.Yu., Rubtsov V.Ye., Kolubaev E.A., Ivanov A.N., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Kalashnikova T.A., Filippov A.V., Chumaevskii A.V.</i>	524
Акустико-эмиссионный контроль сварных соединений в алюминиевых сплавах <i>Поляков В.В., Салита Д.С., Егоров А.В., Колубаев Е.А., Лепендин А.А.</i>	525
Применение акустической эмиссии для анализа полос Чернова – Людерса <i>Семухин Б.С.</i>	527
Анализ многослойных композитов титан - сталь, сваренных взрывом <i>Малютина Ю.Н., Скороход К.А., Шевцова К.Е., Чеснокова А.В.</i>	528
Проектирование интеллектуальных цифровых рентгеновских 3D-микротомографов для диагностики материалов и элементов радиоэлектронной аппаратурой с иерархической структурой <i>Сырямкин В.И., Сунцов С.Б., Клестов С.А., Ечина Е.С.</i>	530
Diffusion-controlled wear of steel friction stir welding tools used on aluminum alloys <i>Tarasov S.Yu., Kalashnikova T.A., Kalashnikov K.N., Rubtsov V.E., Eliseev A.A., Kolubaev E.A.</i>	534

Friction stir processing on high carbon steel U12 <i>Tarasov S. Yu., Melnikov A.G., Rubtsov V.E.</i>	535
Структура и свойства материала неразъёмных соединений, формируемых методом сварки с перемешиванием и ультразвуковым воздействием <i>Фортуна С.В., Тарасов С.Ю., Елисеев А.А., Иванов А.Н., Колубаев Е.А.</i>	536
Особенности структуры сварного шва при введении наномодификатора в зону сварки <i>Шляхова Г.В., Данилов В.И., Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Карташов Е.Ю.</i>	537
 Секция 7. Иерархическая организация объектов в геодинимике	
Структура разломной зоны в слое геосреды при разрывном горизонтальном сдвиге основания в поле действия тектонических напряжений <i>Стефанов Ю.П., Бакеев Р.А.</i>	541
Особенности деформационного отклика границ раздела структурных блоков геосреды на динамические воздействия <i>Григорьев А.С., Шилько Е.В., Астафуров С.В., Димаки А.В., Высоцкий Е.М., Псахье С.Г.</i>	541
Анализ источников сейсмических волн при разных механизмах роста трещины гидроразрыва для микросейсмического мониторинга <i>Дучков А.А., Стефанов Ю.П., Яскевич С.В.</i>	543
Моделирование процессов накопления повреждений и многомасштабного разрушения в горном массиве с выработками при ведении горных работ <i>Еремин М.О., Макаров П.В., Перышкин А.Ю., Евтушенко Е.П., Орлов С.А.</i>	544
К вопросу управления горным давлением с помощью разгрузочных трещин <i>Лавриков С.В.</i>	545
Моделирование процессов аккумуляции и высвобождения энергии в структурно-неоднородном массиве горных пород методом дискретных элементов <i>Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф.</i>	546
Исследование процессов самоорганизации тонких слоев гранулированных сред при сдвиге <i>Остапчук А.А., Павлов Д.В.</i>	547
Эффект влияния слабого электрического поля на пространственно-временную динамику развития поврежденности при деформировании гранита <i>Пантелеев И.А., Мубассарова В.А., Дамаскинская Е.Е., Наймарк О.Б., Богомоллов Л.М.</i>	549
Влияние распределения давления в трещине гидроразрыва на деформацию в ее вершине <i>Стефанов Ю.П., Романов А.С., Мясников А.В.</i>	550

Иерархическая организация объектов сейсмогеодинамического разрушения в геологической среде <i>Ружич В.В., Псахье С.Г., Левина Е.А.</i>	551
Искажения закона распределения землетрясений по энергиям вследствие разных размеров блоков геологической среды <i>Сибиряков Б.П., Копейкин А.В.</i>	552
Численное изучение влияния неровности рельефа земной поверхности на напряженное состояние массива горных пород <i>Смолин И.Ю., Ахметов А.Ж., Макаров П.В.</i>	553
Численное исследование влияние распределения прочности в области земной коры блочной структуры на напряженно-деформированное состояние <i>Татаурова А.А., Стефанов Ю.П., Суворов В.Д., Мельник Е.А.</i>	554

Секция 8. Материалы и иерархически организованные структуры в медицине и молекулярной биологии

Эволюция микроструктуры и механических свойств биоинертного сплава Ti-40Nb при интенсивной пластической деформации и последующих отжигах <i>Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Глухов И.А., Zhu Q., Уваркин П.В., Толмачев А.И.</i>	557
Изучение токсичности продуктов окисления нанопорошка алюминия по отношению к клеткам Neuro-2a и L 929 <i>Казанцев С.О., Фоменко А.Н., Коровин М.С., Глазкова Е.А., Ложкомоев А.С., Лернер М.И., Псахье С.Г.</i>	558
Calcium phosphate coatings based on zinc- and copper-substituted hydroxyapatite formed on titanium and niobium alloys <i>Kotarova E.G., Sharkeev Yu.P., Sedelnikova M.B., Chaikina M.V., Tolkacheva T.V.</i>	560
Влияние материала подложки и режима ВЧ-магнетронного распыления на структуру и свойства покрытий на основе гидроксиапатита <i>Куляшова К.С., Шаркеев Ю.П., Глушко Ю.А., Саинова А.Б.</i>	561
Влияние полимерного состава матриц, выполненных методом электроспиннинга, на жизнедеятельность эндотелиальных клеток <i>Матвеева В.Г., Антонова Л.В., Великанова Е.А., Сергеева Е.А., Кривкина Е.О., Глушкова Т.В., Кудрявцева Ю.А., Барбараиш О.Л., Барбараиш Л.С.</i>	563
Моделирование процесса переноса биологических жидкостей в материале с двойной пористостью <i>Назаренко Н.Н., Князева А.Г.</i>	564
Оценка морфологии поверхности коаксильных мембран <i>Насонова М.В., Ходыревская Ю.И., Глушкова Т.В., Шишкова Д.К., Кудрявцева Ю.А.</i>	566

Мультифрактальный анализ данных когерентной фазовой микроскопии на основе вейвлет-преобразования <i>Никитюк А.С., Кретушев А.В., Клемяшов И.В., Вышенская Т.В., Роготнев А.А., Герасимова Е.И., Гилева О.С., Наймарк О.Б.</i>	567
Структурообразование в волокнистых материалах на основе олигидроксибутирата для травматологии <i>Ольхов А.А., Склянчук Е.Д., Староверова О.В., Аббасов Т.А., Гурьев В.В., Акатов В.С., Фадеева И.С., Фесенко Н.И., Филатов Ю.Н., Иорданский А.Л.</i>	568
The influence of interchain coupling on intramolecular oscillation mobility in coupled macromolecular chains: the case of coplanar parallel chains <i>Ševizović D., Petković S., Galović S., Chizhov A., Reshetnyak A.</i>	571
Триботехническое поведение керамики на основе диоксида циркония в паре со сверхвысокомолекулярным полиэтиленом <i>Савченко Н.Л., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Григорьев М.В., Буякова С.П., Кульков С.Н.</i>	572
Изготовление и характеристика сосудистых графтов из поликапролактона с инкорпорированным сосудистым эндотелиальным фактором роста <i>Севостьянова В.В., Ходыревская Ю.И., Глушкова Т.В., Антонова Л.В., Барбараиш О.Л., Барбараиш Л.С.</i>	573
Формирование и свойства биопокровов на основе волластонита и фосфатов кальция <i>Седельникова М.Б., Комарова Е.Г., Шаркеев Ю.П., Толкачёва Т.В.</i> ...	575
Thin RF magnetron sputter deposited hydroxyapatite-based coating for permanent and biodegradable alloys <i>Surmenev R.A., Surmeneva M.A., Selezneva I.I., Tyurin A.I., Mukhametkaliyev T.M., Epple M.</i>	576
Sterilization influence on pet track membrane properties <i>Filippova E.O., Filippov A.V.</i>	578
Механохимический синтез модифицированного гидроксиапатита в качестве материала для медицинских целей <i>Чайкина М.В., Булина Н.В., Просанов И.Ю., Ищенко А.В.</i>	579
Механическое поведение и микроструктура биоинертных сплавов на основе титана, циркония и ниобия в ультрамелкозернистом состоянии <i>Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Данилов В.И.</i>	580
Исследование процесса деформирования и разрушения биоинертных сплавов на основе титана и циркония в различных структурных состояниях методом инфракрасной термографии и фрактографии <i>Шаркеев Ю.П., Вавилов В.П., Скрипняк В.А., Белявская О.А., Козулин А.А., Чулков А.О., Сороколетов А. Ю., Скрипняк В.В.</i>	582

Секция 9. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи и транспортировки нефти

Надмолекулярная структура смол и асфальтенов жидких продуктов термолиза горючих сланцев. <i>Савельев В.В., Мартынова К.А., Головки А.К.</i>	587
Гелеобразующие композиции ГАЛКА®-С и МЕТКА® для селективного ограничения водопритока и повышения нефтеотдачи пластов пермокарбонной залежи усинского нефтяного месторождения <i>Алтунина Л.К., Стасьева Л.А., Козлов В.В., Кувшинов В.А.</i>	588
Оценка состава вязких и тяжелых нефтей Российской Арктики для подачи их в систему трубопроводного транспорта <i>Красноярова Н.А., Яценко И.Г., Чиркова Д.Ю.</i>	590
Присадка комплексного действия для улучшения реологических свойств высокопарафинистых нефтяных дисперсных систем <i>Литвинец И.В., Прозорова И.В., Юдина Н.В., Казанцев О.А.</i>	592
Влияние физико-химических методов увеличения нефтеотдачи на пластовую микрофлору и свойства добываемой нефти <i>Щербакова А.Г., Алтунина Л.К., Сваровская Л.И., Овсянникова В.С., Филатов Д.А., Чуйкина Д.И.</i>	593
A study of relations between physicochemical properties of crude oils and microbiological characteristics of reservoir microflora <i>Yashchenko I.G., Polishchuk Yu.M., Peremitina T.O.</i>	595
Надмолекулярная структура смол и асфальтенов жидких продуктов термолиза горючих сланцев <i>Савельев В.В., Мартынова К.А., Головки А.К.</i>	596
Иерархическая зависимость воздействия нефтезагрязнений на биологические системы северных районов Сибири <i>Сваровская Л.И., Алтунина Л.К., Яценко И.Г., Щербакова А.Г.</i>	598
Состав и структура асфальтеновых компонентов нефти месторождения Крапивинское <i>Сергун В.П., Чешкова Т.В., Сагаченко Т.А., Мин Р.С.</i>	599
Наноструктурированные системы типа «гель в геле» для увеличения нефтеотдачи и ограничения водопритока <i>Алтунина Л.К., Кувшинов В.А., Стасьева Л.А.</i>	601
Влияние нефтевытесняющих композиций на состав и свойства высоковязкой нефти при лабораторном моделировании <i>Стахина Л.Д., Русских И.В.</i>	603
Состав продуктов термоокислительного превращения органического вещества горючих сланцев при электрофизическом нагреве <i>Иванов А.А., Мартемьянов С.М., Бухаркин А.А., Савельев В.В., Головки А.К.</i>	605
Именной указатель	607

Пленарные доклады

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КОМПОЗИЦИИ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ ПЛАСТОВ

Алтунина Л.К., Кувшинов В.А., Кувшинов И.В.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

alk@ipc.tsc.ru

Россия входит в первую десятку стран с крупнейшими запасами нефти, уступая по этому показателю только государствам Ближнего Востока и Венесуэле. Доля трудноизвлекаемых запасов нефти в России постоянно растет и в настоящее время превышает 2/3. Для эффективного освоения трудноизвлекаемых запасов нефти и дальнейшего увеличения ее добычи необходимо создание и широкомасштабное применение новых комплексных технологий увеличения нефтеотдачи [1], 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 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 [1,2]. В них используется перспективная концепция использования энергии пласта или закачиваемого теплоносителя для генерации нефтевытесняющего флюида, гелей и золь непосредственно в пласте. Созданы 11 новых промышленных технологий увеличения нефтеотдачи и ограничения водопритока для месторождения с трудноизвлекаемыми запасами, в том числе залежей высоковязких нефтей [1,2].

Доминирующая роль принадлежит гель-технологиям, увеличивающим охват пласта. Термотропные гелеобразующие системы в поверхностных условиях являются маловязкими водными растворами, в пластовых – превращаются в наноструктурированные гели или золи. Гелеобразование происходит под действием тепловой энергии закачиваемого теплоносителя, без сшивающих агентов [1,2]. Предложены термотропные гелеобразующие системы: полимерные на основе эфиров целлюлозы и неорганические системы «соль алюминия – карбамид – вода» с различным временем гелеобразования – от нескольких минут до нескольких суток – в интервале температур 30-320°С. С их использованием разработаны пять гель-технологий для увеличения нефтеотдачи высоконеоднородных пластов, которые промышленно используются на месторождениях Западной Сибири и республики Коми [1,2]. Экологическая безопасность реагентов, их безвредность для человека

позволяют широко использовать гель-технологии на месторождениях России и других стран.

Проведены промысловые испытания и осуществляется промышленное использование комплексных технологий паротеплового и физико-химического воздействия для увеличения нефтеотдачи месторождений высоковязких нефтей России и Китая. Так, в 2008-2013 гг. на пермо-карбоновой залежи Усинского месторождения обработаны 172 скважины. Прирост дебита по нефти составил 3-24 тонны/сут. на скважину, дополнительная добыча нефти 980 тонн на скважино-обработку. Результаты демонстрируют синергизм методов паротеплового и физико-химического воздействия, перспективность их комплексного применения.

Для увеличения нефтеотдачи залежей высоковязких нефтей без паротеплового воздействия, при 20-40°С, 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÷-60°С. Проведены лабораторные исследования и промысловые испытания «холодных» технологий на Усинском месторождении, три технологии рекомендованы к промышленному применению. Масштабное промышленное применение новых технологий позволит продлить рентабельную эксплуатацию месторождений.

Работа выполняется при поддержке гранта ФЦП по приоритетному направлению «Рациональное природопользование», Соглашение №14.607.21.0022 от 05.06.2014.

Литература:

1. Алтунина Л.К., Кувшинов В.А. Физико-химические методы увеличения нефтеотдачи пластов нефтяных месторождений (обзор)//Успехи химии. 2007. Т.76. № 10. С.1034-1052.
2. Алтунина Л. Композиции для увеличения нефтеотдачи залежей высоковязких нефтей /Л.Алтунина, В.Кувшинов, И.Кувшинов, С. Урсегов//Oil&Gas Journal Russia. 2012. №7. С.44-51.

ATTOSECOND NANOTECHNOLOGY: NEMS OF ENERGY STORAGE AND NANOSTRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN MATERIALS

Beznosyuk S.A.¹, Zhukovsky M.S.², Maslova O.A.¹

¹Altai State University, Barnaul, Russia,

²Altai State Technical University, Barnaul, Russia

bsa1953@mail.ru, zhukovsky@list.ru, maslova_o.a@mail.ru

Today, the formation of energy storage active centers of nanostructural transformations in materials rests be founded on the results achieved in the field of femtosecond nanotechnologies, which largely based on femtosecond processes vibrations and dissociation atomic bonding in the material. But it is

well-known that *there is multilevel hierarchy of timescales* in the material that stretches from attosecond timescale characteristic of its electronic dynamics, through femtosecond timescale characteristic of its nuclear vibrations, to picoseconds timescale characteristic of its nuclear rotations. Then, to go beyond the possibilities of the femtophysics in nanotechnologies it is needed to develop new approaches of the electronic attosecond nanotechnology. However, over one decade after the birth of the attophysics, the concept of the attosecond nanotechnology has not yet been realized. This is because excitation and manipulation of the electronic system requires precisely controlled attosecond pulses in the deep ultraviolet and soft X-ray, which have not yet been synthesized [1].

Recently [2], it has been shown that *attosecond timescale nanosystem processes in the condensed state* are not described by physics of nanomolecular systems (NMS). They should be described in the framework of quantum physics of nanoelectromechanical systems (NEMS). The compact NEMS could be generated and precisely controlled by attosecond pulses in the deep ultraviolet and soft X-ray. The quantum coherence entangled motion of the electron-nuclei system in NEMS has been described by the quantum field theory of open nonequilibrium quantum system in the condensed state. We have earlier substantiated that in the condensed state the compact isolated attosecond pulses could change NMS in NEMS [3]. A transformation in the pair correlation function of the nuclei in the change from NMS to NEMS provides significant energy accumulation and the distortion of local nanostructure in materials. In the matrix of NMS the strong-correlated quantum state of NEMS has reserve of excess energy absorbed in the pulse compared to other non-activated matrix of condensed state. It is the topological compact active center of energy storage and nanostructural distortion in materials.

Computer experiments reveal self-assembly and self-organization NEMS in crystals of d-transition metals in the form of limited planes (100) nanocubes, which have a high capacity of stored energy of 1 - 3 eV/at. There is a significant difference the NEMS relaxation between 3d-metals (Fe, Co, Ni) and 4d-metals (Ru, Rh, Pd). The NEMS capacity of stored energy in iron group metals is substantially lower than that in the palladium group: 1.02 eV/at (Fe₁₇₂) and 2.27 eV/at (Ru₂₅₆); 1.67 eV/at (Rh₂₅₆); 3.02 eV/at (Pd₂₅₆)

References:

1. L. Gallmann, C. Cirelli, U. Keller, Annual Review of Physical Chemistry, 63 447-469 (2012).
2. S.A. Beznosyuk, M.S., Zhukovsky, T.M. Zhukovsky, Int. J. Nanosci., 14 (1&2) 1460023 (2015) DOI: 10.1142/S0219581X14600230.
3. S.A. Beznosyuk, M.S., Zhukovsky, A.I. Potekaev, Rus. Phys. Journal, 56 (5) 546-556 (2013).

КПД ЗЕМЛЕТРЯСЕНИЙ НА РАЗНЫХ ИЕРАРХИЧЕСКИХ УРОВНЯХ МАССИВОВ ГОРНЫХ ПОРОД

Кочарян Г.Г.

*Институт динамики геосфер РАН, Москва, Россия,
Московский физико-технический институт (ГУ), Долгопрудный, Россия
gevorgkidg@mail.ru*

В работе рассмотрено влияние масштаба события, типа разломообразования в очаге, тектонической обстановки на эффективность излучения. Показано, что существует несколько иерархических уровней, на которых закономерности изменения параметров сейсмических событий с масштабом различаются, что связано с особенностями иерархии макроскопических характеристик массива горных пород.

При этом, такие факторы, как масштаб землетрясения и его механизм определяют общие тенденции изменения эффективности излучения (вариации величины приведенной энергии в пределах одного порядка величины). Макроскопическим параметром, контролирующим эффективность сейсмического источника, является жесткость разлома или трещины. Закономерности изменения этого параметра с масштабом определяют несколько иерархических уровней, внутри которых изменение характеристик землетрясений происходит по разным законам.

Первый уровень – техногенно индуцированная сейсмичность – мелкие события с $M_w < 1$, расположенные на небольших глубинах. Ко второму классу событий следует отнести мелкие землетрясения, очаги которых расположены на сейсмогенных глубинах. Характерные линейные размеры $L \sim 500-1000$ м являются некоторой переходной областью, после которой изменяются масштабные соотношения как для характеристик разломов, так и для параметров очагов землетрясений. Нелинейная зависимость жесткости разлома от длины приводит к быстрому росту (в несколько раз) среднего значения эффективности сейсмического источника в диапазоне магнитуд M_w 3÷6. Для крупнейших землетрясений с $M_w > 7$ наблюдается снижение величины приведенной сейсмической энергии, особенно выраженное для разломов со смещением по падению.

Вариации прочности породы и отличия в напряженном состоянии массива не могут объяснить наблюдаемой разницы в эффективности излучения сейсмических волн отдельными событиями с близкими моментными магнитудами.. Радикальное отличие величины излученной энергии для таких событий чаще всего связывают с величиной скачка напряжений, амплитуду которого варьируют в расчетах от 0.1 МПа до 100 МПа (иногда от 0.01 МПа до 10 МПа для слабой сейсмичности) для того, чтобы установить соответствие между экспериментальными данными и результатами расчетов в рамках какой-либо модели источника. Хотя столь значительный разброс значений $\Delta\sigma$ является достаточно

привычным, при объяснении этого явления чаще всего ограничиваются неубедительными соображениями о неоднородности геофизической среды и разной прочности материала.

Проведенные лабораторные эксперименты показали, что причины огромного разброса значений величины приведенной энергии определяются мезоструктурой и физико-механическими характеристиками центральной части разлома. При несущественных изменениях предельной прочности трещины, различие в сдвиговой жесткости приводит к радикальным отличиям, как в амплитуде сброшенного напряжения, так и в скорости распространения разрыва вплоть до формирования различных режимов деформирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (составление базы данных землетрясений и ее анализ, проект № 13-05-00780) и РНФ (лабораторные эксперименты и обобщение результатов, проект № 14-17-00719).

ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ОСНОВЫ МЕТОДОВ ПРОГНОЗА ОПАСНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ В ГОРНЫХ МАССИВАХ С ВЫРАБОТКАМИ

Макаров П.В.^{1,2}, Еремин М.О.^{1,2}, Перышкин А.Ю.^{1,2}, Никульчиков А.В.¹

¹Национальный исследовательский Томский Государственный университет, Россия,

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

pvm@ispms.tsc.ru, eremin@ispms.tsc.ru, alexb700@yandex.ru, nikulchikov@sibmail.com

Современные высокопроизводительные технологии добычи полезных ископаемых привели к тому, что горные массивы с выработками находятся в существенно неравновесном состоянии. Обеспечение необходимой безопасности ведения горных работ в условиях высокой производительности и приемлемого уровня рисков потребовало развития и принятия комплекса технологических и организационных мероприятий, которые основываются на эмпирическом многолетнем опыте горной инженерии. Ведутся активные работы по учету поправок на нестационарность процессов нагружения горного массива с целью учета динамики геомеханических процессов, разрабатываются методы мониторинга текущей геомеханической ситуации. Однако фундаментальная наука отстает от требований практики. Научно обоснованные методы оценки состояния горного массива с выработками не разработаны.

В работе сделана попытка разработки такой фундаментальной теории способной стать теоретической базой методов прогноза критических состояний горного массива с выработками.

Горный массив рассматривается как типичная многомасштабная нелинейная динамическая система.

Эволюция НДС горного массива в процессе ведения горных работ происходит по общим законам эволюции нелинейных динамических систем и отражена в пространственно-временных вариациях геомеханических полей, которые фиксируются современными методами геомеханического мониторинга.

Эволюция НДС горного массива проходит характерные стадии эволюционного процесса типичной нелинейной динамической системы, в том числе динамического хаоса, самоорганизованной критичности, локальной и глобальной (макроскопической) потери устойчивости, которые отражены в характере геомеханических полей.

Так как система уравнений МДТТ вместе с эволюционными определяющими уравнениями, отрицательными и положительными обратными связями описывают характерные черты эволюции НДС реальной среды [1,2], открывается возможность численного изучения типичных сценариев эволюции НДС горного массива, особенностей формирования очагов разрушения и оценки близости горного массива как нелинейной динамической системы к критическому состоянию. Это в конечном итоге позволяет разработать эффективные методы прогноза критических состояний.

Решение проблемы прогноза критических состояний горного массива с выработками возможно только на основе фундаментальной теории эволюции нелинейных динамических и анализа с этих позиций данных геомеханического мониторинга.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ 14-17-00198.

Литература:

1. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твердых тел и сред // Физическая мезомеханика. 2008. Т. 11. №3. С. 19-35.
2. Макаров П.В., Еремин М.О. Явление прерывистой текучести как базовая модель исследований неустойчивостей деформационных процессов // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16, №4. С. 109-128.

GRAIN STRUCTURE DEVELOPMENT DURING FRICTION STIR WELDING

Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H.

*Tohoku University, Sendai, Japan
smironov@material.tohoku.ac.jp*

The triumph of friction stir welding (FSW) during the last decade resulted in its widespread usage for joining of various structural materials. In turn, the practical success of the FSW necessitates a more fundamental understanding of the underlying physical processes with the final aim being precise control of final weld properties. Thus, microstructural and textural studies are presently becoming one of the key issues in the FSW field. This work emphasizes several important points in this area.

To evaluate fundamentals of grain structure development during FSW, microstructural observations were performed in friction-stirred *single crystal* material. This approach significantly simplified microstructural and textural observations. Taking into account a complicated character of microstructure evolution during FSW, only a first stage of the process – tool plunging step – was considered in details in this work. To enable a better understanding of microstructure evolutions at low and high temperatures, the tool plunging process was studied separately for the pin plunging and shoulder contacting steps. At relatively low temperatures (pin plunging step), the grain structure development was shown to be governed by *continuous* recrystallization. This effect was attributed by very large strains inherent to FSW process. At high temperatures (shoulder contacting step), the microstructure evolution was found to be driven by *discontinuous* recrystallization. This effect was thought to be related with relatively high mobility of grain boundaries at high temperatures. Generally, continuous as well as discontinuous recrystallizations were concluded may both contribute to microstructure evolution during FSW but the contribution depends on process temperature and nature of welded material.

To provide insight into material flow during FSW, crystallographic texture was studied in friction-stir welds obtained in materials with different crystal structure (FCC, BCC and HCP) and different stacking fault energy (SFE). Typically, a formation of simple shear texture was established. In FCC metals, the decrease of SFE was found to lead to transformation of $B/\bar{B}\{112\}\langle 110\rangle$ to $A/\bar{A}\{111\}\langle 110\rangle$ type texture and was accompanied by reduction texture intensity. These observations are believed to be related with suppression of cross slip and activation of annealing twinning. In BCC metals, a preferential development of $D_2\{11\bar{2}\}\langle 111\rangle$ texture was found. This effect is thought to be related with predominance of $\{112\}$ slip during FSW of BCC materials. In HCP crystals, the texture depended on c/a ratio. Specifically, B -fiber $\{0002\}\langle uvw\rangle$ texture was found in magnesium alloys whereas $P_1\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ texture predominated in alpha titanium. These observations indicated predominance of basal and prism slip, respectively.

МНОГОМАСШТАБНЫЕ МЕХАНИЗМЫ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И ЛОКАЛИЗАЦИИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия
naimark@icmm.ru

Широкодиапазонное моделирование неустойчивости пластического деформирования и разрушения материалов проводится на основе определяющих уравнений, учитывающих связь механизмов структурной релаксации, обусловленных многомасштабным коллективным поведением

дефектов (микротрещин, микросдвигов), особенностями упруго-пластических переходов, стадийностью разрушения с использованием данных оригинальных «in-situ» экспериментов с целью объяснения автомоделных закономерностей формирования неустойчивости пластического сдвига в металлах, локализации разрушения в керамиках и композитах, статистических особенностей фрагментации. Использование данных in-situ экспериментов позволяет верификацию многомасштабных моделей, устанавливающих связь механизмов пластического течения, стадийности развития разрушения с коллективными свойствами ансамблей дефектов. Коллективные моды имеют природу автомоделных решений: автосолитонных мод, определяющих механизмы структурной релаксации и локализации деформации при упругопластических переходах и «диссипативных структур обострения» при локализации поврежденности, формировании макроскопических трещин.

Развитые модели пластического деформирования и разрушения материалов при интенсивных нагрузках позволили установить связь механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением ансамблей мезоскопических дефектов, с локализацией пластической деформации и развитием разрушения «адиабатическим сдвигом». “In-situ” эксперименты по инфракрасному сканированию при динамическом нагружении материалов показали, что автокаталитический механизм падения вязкости с ростом температуры в областях интенсивной деформации может являться вторичным эффектом при развитии локализованного пластического сдвига, обусловленного механизмами структурной релаксации при формировании коллективных мод ансамблей дефектов. Данный подход позволил объяснить стадийность локализации пластической деформации и закономерности перехода к разрушению адиабатическим сдвигом, связать структурные характеристики с «восприимчивостью» материалов к локализации деформации и разрушению при интенсивных деформациях. Экспериментальные и теоретические исследования отражают результаты комплексного исследования формирования локализованного сдвига при динамическом нагружении материалов на баллистических установках с «in-situ» VISAR регистрацией динамики развития неустойчивости пластического сдвига, диссипативных эффектов в областях локализации деформации методом инфракрасного сканирования, анализом структуры “сохраненных» образцов методами количественной профилометрии и атомно-силовой микроскопии для идентификации структурных механизмов. Данные “in-situ” оригинальных экспериментов были использованы для обоснования многомасштабных моделей разрушения в широком диапазоне интенсивностей нагружения при инициировании и распространении «волн разрушения» (регистрация волновых фронтов напряжений и «волн разрушения») в цилиндрических образцах плавленого кварца в условиях

теста Тейлора; кинетика множественного откола (регистрация зависимости времени разрушения от амплитуды импульса) при переходе к режиму «динамической ветви» в цилиндрических образцах ПММА и керамик (ультрафарфор); кинетика фрагментации (по данным фрактолюминесценции) при динамическом нагружении плавленного кварца и керамик. Обсуждаются феноменологические модели, отражающие многомасштабную динамику процессов разрушения при интенсивных нагрузках.

Исследования выполнены при поддержке Российского Научного Фонда (проект № 14-19-01173).

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ КАК МНОГОУРОВНЕВЫХ ИЕРАРХИЧЕСКИ ОРГАНИЗОВАННЫХ СИСТЕМ

Панин В.Е.^{1,2,3}, Егорушкин В.Е.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

paninve@ispms.tsc.ru

1. В твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе следует различать два класса подсистем: 3D-кристаллическая и 2D-планарная подсистемы. В планарной подсистеме (поверхностные слои и все внутренние границы раздела) нет трансляционной инвариантности и в ней развиваются первичные пластические сдвиги в виде трансляционно-ротационных потоков структурных трансформаций. Они генерируют в 3D-кристаллической подсистеме все виды деформационных дефектов. Самосогласование пластической деформации в 2D-планарной и 3D-кристаллической подсистемах контролируется законом сохранения момента импульса и развивается как нелинейный волновой процесс.

2. Развита калибровочная теория трансляционно-ротационных нелинейных волновых потоков структурных трансформаций в 2D-планарной подсистеме. Показана принципиально важная роль кривизны нелинейного потока в генерации типа деформационных дефектов в 3D-кристаллической подсистеме.

3. Рассмотрен механизм «лазерной накачки» кластеров ионов в 2D-планарной подсистеме для формирования зон кривизны кристаллической структуры в 3D-кристаллической подсистеме, где возникают бифуркационные межузельные структурные состояния (BISS), необходимые для генерации ядер деформационных дефектов из ионов кластеров 2D-подсистемы. Масштаб зон кривизны кристаллической решетки (CCL) определяет тип деформационных дефектов (дислокации, дисклинации, shear bands, трещины).

4. Закон сохранения момента импульса в условиях первичности потоков структурных трансформаций в 2D-планарной подсистеме обуславливает эволюцию кривизны кристаллической структуры 3D-подсистемы. Дислокационная деформация развивается только в условиях незначительной CCL, формируя ротационные моды разориентацией ячеистых дислокационных субструктур. Когда CCL и плотность BISS становятся значительными, генерация дислокаций сменяется развитием shear bands, которые являются трансляционно-ротационными модами пластической деформации. Данный механизм обуславливает фрагментацию деформируемого материала и завершается его разрушением.

5. При критической концентрации BISS в зонах кривизны кристаллической решетки происходит коалесценция незанятых бифуркационных межузельных структурных состояний с образованием микропор и развитием трещин. Разрушение происходит как синергетический процесс в режиме с обострением и завершается структурно-фазовым распадом кристаллической решетки в зонах критической ее кривизны.

6. Рассмотрены примеры влияния бифуркационных межузельных структурных состояний в зонах кривизны кристаллической структуры на развитие разрушения твердых тел в различных условиях нагружения.

ТЕОРИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ, ОСНОВАННАЯ НА НОВОМ ИНВАРИАНТЕ ТЕНЗОРА НАПРЯЖЕНИЙ. ПЛОСКОЕ НАПРЯЖЁННОЕ СОСТОЯНИЕ

Ревуженко А.Ф., Микенина О.А.

Институт горного дела им. Н. А. Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия

Пластичность большинства конструкционных материалов имеет сдвиговую природу и связана с касательными напряжениями, действующими в теле. Обычно в качестве интегральных характеристик касательных напряжений рассматривается интенсивность касательных напряжений и максимальное касательное напряжение.

В работе вводится новая интегральная характеристика, сочетающая указанные две. Она сводится к отношению квадрата интенсивности касательных напряжений к максимальному касательному напряжению. Такая неожиданная комбинация имеет ясный механический смысл. Она равна среднему от касательных напряжений, взятых по всем веерам площадок, которые проходят через три главных направления тензора напряжений. Интегрирование осуществляется в плоскости диаграммы Мора. В результате получается новый инвариант тензора напряжений, в котором учитывается промежуточное главное напряжение. Инвариант используется в уравнении поверхности нагружения (текучести).

Пластическая модель строится с использованием ассоциированного закона течения. В модели естественным образом появляется комбинация напряжений, фигурирующая в параметре Лоде – Надаи. Выписывается замкнутая система уравнений. В частном случае плоской деформации система переходит в классические уравнения, соответствующие условию пластичности Треска. В пространственном случае, а также в случае плоского напряжённого состояния уравнения различны, так как в рассматриваемом случае учитывается роль промежуточного главного напряжения.

Дан анализ уравнений плоского напряжённого состояния. Исследован тип уравнений. Указаны области эллиптичности и гиперболичности уравнений, а также особые случаи, когда система относится к параболическому типу. В качестве иллюстрации рассмотрена одномерная осесимметричная задача о деформировании плоскости, ослабленной круговым отверстием.

Показано, что построенная теория может использоваться в теоретических исследованиях, а также для решения конкретных краевых задач.

ИОННО-МАГНЕТРОННОЕ ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОПТИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТАХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

Сергеев В.П.¹, Калашников М.П.¹, Воронов А.В.¹,
Свечкин В.П.², Христенко Ю.Ф.³

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

²*ОАО «Ракетно-космическая корпорация «Энергия», Россия,*

³*Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики Национального исследовательского Томского государственного университета, Россия
vsereg@mail.tomsknet.ru*

В открытом космосе поверхность оптических элементов КА подвергается непрерывной бомбардировке микрометеороидами и частицами космического мусора. Диапазон наиболее вероятных скоростей $V - 3 - 50$ км/сек. Интервал их наиболее вероятных размеров – $0,1 - 100$ мкм. При ударе высокоскоростной микрочастицы в поверхностном слое стекла образуются кратеры в результате протекания процессов:

- при $V < 7-8$ км/сек зарождения и распространения ударных волн, деформации и разрушения материала,
- при $V > 7-8$ км/сек плавления и испарения стекла,
- при $V > 20-30$ км/сек распыления и ионизации атомов.

В процессе эксплуатации происходит увеличение поверхностной плотности кратеров, что приводит к деградации оптических свойств и потере прозрачности стекол иллюминаторов в видимом диапазоне и понижению коэффициента полезного действия фотоэлектрических преобразователей (КПД ФЭП) солнечных батарей.

Предлагается и изучается новый метод защиты стекол от ударного воздействия высокоскоростных микрочастиц – ионно-магнетронное осаждение прозрачных нанокompозитных покрытий, препятствующих образованию кратеров на поверхности стеклянной подложки.

Наиболее широкий класс прозрачных в оптическом диапазоне покрытий - это оксиды металлов. Однако для этих целей они оказались неподходящими из-за низкого комплекса механических свойств. Лучшими качествами с этой точки зрения обладают нитридные покрытия. Но оптически прозрачных среди них немного – это в основном Si_3N_4 , легированный различными элементами. На примере системы Si–Al–N / Ni–Pd путем формирования оптимального структурно-фазового состояния показано, что можно создать новый класс покрытий, которые при нанесении на стекла достаточно эффективно защищают их поверхность от образования кратеров при ударах высокоскоростных микрочастиц при сохранении прозрачности и КПД ФЭП.

В ходе исследования выявлены проблемы формирования нанокompозитных покрытий на основе Si–Al–N на стеклах:

- 1) из-за выщелачивания поверхностного слоя стекла необходима предварительная обработка стеклянной подложки в едином вакуумном цикле для создания хорошей адгезии покрытия;
- 2) стекло – диэлектрик, в начале процесса происходит зарядка поверхности и осаждение покрытия прекращается или сильно затрудняется, не позволяя формировать нужную толщину и структуру;
- 3) образование наноструктуры в покрытии на основе Si–Al–N происходит при достаточно высокой температуре. Стекло нецелесообразно нагревать выше 400°C - начинается кристаллизация и ухудшаются оптические свойства;
- 4) ТКЛР стекла и покрытий существенно различаются. При охлаждении от высокой температуры покрытие обычно растрескивается и отслаивается из-за возникновения высоких остаточных напряжений.

Показаны пути решения этих проблем:

– бомбардировка высокоэнергетическими пучками ионами тяжелых металлов Ni, Pd для эффективного распыления поверхностного слоя стеклянной подложки и обеспечения ее поверхностной проводимости;

– импульсное магнетронное осаждение тонкого подслоя на основе нанокристаллического гцк-металла с высокой плотностью (Ni, Pd) для рассеяния энергии удара частиц со скоростями > 10 км/сек. Он является теплоотражающим и теплоотводящим, а также релаксирует остаточные напряжения при охлаждении и обеспечивает высокую адгезию покрытия.

– импульсное магнетронное с ионной бомбардировкой осаждение основного градиентного слоя Si–Al–N, эффективно рассеивающего энергию основной массы частиц со скоростями < 10 км/сек. С его помощью достигается также эффект просветления металлического подслоя.

МАЛОАКТИВИРУЕМЫЕ ВАНАДИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ДИСПЕРСНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Тюменцев А.Н.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Чернов В.М.³

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³«Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

tyuments@phys.tsu.ru, ditenberg_i@mail.ru, VMChernov@bochvar.ru

Обобщены результаты исследования микроструктуры и механических свойств малоактивируемых ванадиевых сплавов V-4Ti-4Cr(C,N,O), V-Me(Cr,W)-Zr и V-Me(Cr,W)-ZrC в зависимости от их элементного состава и режимов технологической обработки. Представлено два возможных направления повышения жаропрочности этих сплавов.

1. Повышение характеристик высокотемпературной прочности за счет повышения эффективности дисперсного упрочнения частицами карбидных (оксикарбонитридных) фаз методами термомеханической обработки (ТМО).

2. Создание композиций с предельно высокой дисперсностью наночастиц оксида циркония (ZrO₂), стабильных до температур, близких к температуре плавления ванадия, с использованием химико-термической обработки (ХТО) типа внутреннего окисления (ВО).

В рамках 1-го направления в карбидноупрочненных ванадиевых сплавах V-4Ti-4Cr(C,N,O) и V-Me(Cr,W)-ZrC найдены режимы ТМО, обеспечивающие формирование:

- однородного распределения наноразмерных частиц карбидных (оксикарбонитридных) фаз путем контроля в процессе ТМО кинетических условий их образования;
- мелкокристаллической структуры в условиях получения на промежуточных этапах ТМО дефектных субструктур с высокой запасённой энергией деформации;
- структурных состояний с совместным дисперсным и субструктурным (элементами дислокационной и полигональной микроструктуры) упрочнением.

Разработаны режимы ТМО, позволившие получить структурные состояния с предельно высокой (размер частиц не более 5 нм) дисперсностью второй фазы и субструктурой с высокой плотностью дефектов. В опытных образцах сплавов V-4Ti-4Cr(C,N,O) и V-Me(Cr,W)-ZrC результатом формирования этого состояния является (1.5-2) – кратное, по сравнению с традиционными режимами ТМО, увеличение предела текучести при T = (20-800) °C при сохранении относительно высокого запаса пластичности.

В рамках 2-го направления для сплавов V-Me(Cr,W)-Zr выявлены термодинамические и кинетические условия и разработаны методы

неравновесного ВО с формированием наноразмерных частиц ZrO_2 контролируемой дисперсности и высокой термической стабильности. Предложены режимы ХТО, обеспечивающие сохранение наноразмерной (размер частиц менее 30 нм) гетерофазной структуры до температур не ниже (1300-1400) °С, повышение температуры возврата дефектной субструктуры и собирательной рекристаллизации до $T \approx 1300$ °С и 1600 °С, соответственно. Эти режимы обеспечивают высокие эффекты дисперсного и субструктурного упрочнения материала и более чем двукратное, по сравнению с известными режимами технологической обработки, увеличение предела текучести как при комнатной, так и при повышенных (до 1000 °С) температурах.

Предполагается, что в рамках 1-го направления (упрочнение частицами карбидных фаз) могут быть получены материалы для работы в активной зоне реактора в температурном интервале до (700-800) °С. Методы химико-термической обработки могут быть использованы для создания материалов, работающих при температурах на 100-200 градусов выше.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ОЦК И ГЦК МЕТАЛЛОВ - ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ

Чернов В.М.¹, Кардашев Б.К.²

¹*«Высокотехнологический НИИ неорганических материалов*

имени академика А.А. Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва, Россия,

²*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия.*

VMChernov@bochvar.ru

Рассмотрены дислокационные механизмы зарождения микротрещины и её распространения в объёмно-центрированных кубических (ОЦК, преимущественная система скольжения дислокаций $\{110\}\langle 111\rangle$) и гранецентрированных кубических (ГЦК, преимущественная система скольжения дислокаций $\{111\}\langle 110\rangle$) металлах (изделиях) в состояниях их низкотемпературного охрупчивания (НТО, хладноломкости), как сложного многоступенчатого процесса на разных масштабных уровнях, приводящего к разрушению. Зарождение и подвижность дислокаций в термоактивируемой области их движения контролирует обычные механические свойства металлов (пределы текучести и прочности, удлинение до разрушения), а в динамической (вязкой) области их движения (более высокие внешние напряжения) контролирует трещиностойкость (ударную вязкость) металла (изделия). Стадии зарождения и распространения трещины (концентратора напряжения) контролируются свойствами металла (упругие модули, поверхностная энергия), его кристаллической структурой (преимущественная система скольжения дислокаций, барьеры Пайерлса) и её дефектами, как неоднородностями (зарождение, межкристаллитное распространение) и как источниками внутренних напряжений (внутрикристаллитное

распространение), формирующими рельеф сопротивления движению дислокаций. При большой вязкости движения зародившиеся в пластической зоне (фронте) трещины при напряжениях, превышающих критическое напряжения Гриффитса, дислокации обеспечивают релаксацию напряжений (совершается большая работа), прекращающую движение дислокаций (пластическую деформацию) и распространение трещины. При малой вязкости движения (сухое трение) зародившиеся в пластической зоне (фронте) трещины при напряжениях, превышающих критическое напряжение Гриффитса, дислокации преодолевают (надбарьерно и атермически) значительные расстояния с большой скоростью, поглощая накопленную в объёме материала упругую энергию (релаксация напряжения в пластической зоне трещины) и обеспечивая лавинное раскрытие трещины (разрушение) при соответствующих значениях поверхностной энергии и жесткости напряженного состояния металла (изделия) в НТО состоянии (хладноломкости).

Методом внутреннего трения (ультразвуковые частоты, температуры 100-300 К) определены упругие модули и коэффициенты торможения (уровень амплитудно-независимого внутреннего трения) свежих (не состаренных) дислокаций в ОЦК (ферритно-мартенситная сталь ЭК-181, сплав V-4Ti-4Cr) и ГЦК (аустенитная сталь ЭК-164) металлах. В ГЦК металле наблюдается большое внутреннее трение (большое вязкое торможение дислокаций) при всех температурах. В ОЦК металлах только при температурах ниже температуры вязко-хрупкого перехода (230 К для V-4Ti-4Cr, 240 К для ЭК-181, малые ударные образцы типа Шарпи), наблюдается низкий, значительно меньший, чем в ГЦК металле, уровень внутреннего трения (сухое трение), при котором реализуется движение дислокаций с высокой скоростью и малой работой при их распространении в рельефе внутренних напряжений в пластической зоне (фронте) трещины.

В облученных при низких температурах (примерно до 400 °С) образцах ОЦК металлов наблюдается повышение температуры вязко-хрупкого перехода (низко-температурное радиационное охрупчивание) из-за обычного увеличения концентрации радиационных дефектов (радиационного упрочнения), сохраняющихся после облучения. В процессе облучения ОЦК металлов (изделий) состояние низкотемпературного радиационного охрупчивания с повышением температуры вязко-хрупкого перехода и возможностью хрупкого распространения трещины (хрупкого разрушения) будет практически отсутствовать (подавлено) из-за радиационных динамических процессов («тряска», уменьшение упругих модулей, др.), увеличивающих подвижность дислокаций и релаксацию напряжений в вершине (фронте) трещины. Рассмотрены имеющиеся экспериментальные результаты по исследованиям подвижности дислокаций и механических свойств металлов (сталей и сплавов) в процессе их облучения.

ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТЗ-1 ПРИ КРУЧЕНИИ В ОБЛАСТИ СВЕРХ - МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Никитин А.¹, Батияс К.¹, Палин-Люк Т.², Шанявский А.³

¹*LEME, University Paris, France,*

²*CNRS University de Bordeaux, Talence, France,*

³*Центр безопасности полетов на воздушном транспорте,
Аэропорт Шереметьево-1, Москва, Россия*

nikitin_alex@bk.ru, thierry.palin-luc@ensam.eu, shananta@mailfrom.ru

Как было неоднократно показано для ряда конструкционных металлов, таких как стали, алюминиевые, никелевые и титановые сплавы, усталостное разрушение при осевом нагружении в области сверх – многоциклового усталости (СВМУ) характеризуется подповерхностным зарождением трещины [1]. При этом такая особенность зарождения объясняется наличием критических дефектов микроструктуры (пор, включений, морфологические особенности микроструктуры) в рабочем сечении. При осевом нагружении, макроскопическое поле напряжений в рабочем сечении предполагается однородным и в такой ситуации дефекты микроструктуры определяют локальную концентрацию напряжений на микроуровне. Вероятность существования критического дефекта микроструктуры (определяющего разрушение) в объеме материала выше, чем на поверхности образца, что приводит к преимущественному подповерхностному зарождению усталостных трещин в области СВМУ.

В случае кручения, поле напряжений в рабочем сечении не однородно и характеризуется максимальными сдвиговыми напряжениями на поверхности образца, что, теоретически, способствует предпочтительному зарождению трещин с поверхности. В данной работе исследуется вопрос о влиянии количества циклов нагружения на особенность зарождения усталостных трещин при кручении в материале неимеющим явных внутренних дефектов (пор или включений) – титановом сплаве ВТЗ-1. База испытаний была выбрана равной 10^9 циклов (область СВМУ).

Результаты исследований показывают, что при наработке порядка 10^8 циклов происходит переход от поверхностного к подповерхностному зарождению усталостной трещины в титановом сплаве ВТЗ-1. Показано, что при подповерхностном зарождении усталостная трещина формируется за счет сдвиговых напряжений. Особенности зарождения и роста трещины при кручении исследуются на основании фрактографического анализа поверхности излома.

Литература:

1. С. Bathias, P.C. Paris, *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*, Dekker, New York, 2004, ISBN 10:0824723139

Секция 1. Научные основы разработки
материалов с многоуровневой
иерархической структурой

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ МОДИФИЦИРОВАННОГО КРЕМНИЕМ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ИСКУССТВЕННЫХ БИОЛОГИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Кашин О.А.¹, Лотков А.И.¹, Абрамова П.В.²,
Коршунов А.В.², Кудряшов А.Н.³, Борисов Д.П.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³ООО «Ангиолайн», Новосибирск, Россия

polya.bozhcko@yandex.ru

Никелид титана TiNi обладает ценными механическими и физико-химическими свойствами (термическая память формы, сверхэластичность, биосовместимость, высокая коррозионная стойкость) и используется в медицине в качестве материалов для имплантатов. Перспективными методами снижения токсического воздействия сплава и улучшения его биосовместимости являются электронно- и ионнолучевая обработка поверхности. Известно, что модифицирование поверхности TiNi неметаллами и металлами (B, C, N, O, Si, Ti, Zr, Hf, Mo) в сочетании с химическими и электрохимическими методами обработки позволяет повысить коррозионную стойкость сплава. Вместе с тем, коррозионная устойчивость модифицированного TiNi исследована недостаточно. В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение коррозионных характеристик TiNi, модифицированного кремнием, в искусственных биологических средах.

В работе использовали образцы сплава Ti_{49,5}Ni_{50,5} в виде пластинок 1,35×10×50 мм, поверхность сплава обрабатывали при помощи механической шлифовки, химического травления и электролитической полировки, обработки в плазме аргона, имплантации ионами кремния (флюенс 2·10¹⁷ ион/см²) и плазменно-иммерсионной ионной модификации кремнием. Электрохимические исследования проведены в деаэрированных искусственных биологических средах (аптечный физиологический раствор 0,9 % NaCl; искусственная плазма крови) с использованием импульсного потенциостата/гальваностата ПИ-50-1.

Модифицирование поверхностных слоев TiNi кремнием в условиях ионной имплантации приводит к формированию морфологически, структурно и химически однородных тонких поверхностных слоев. В результате дифференциации по элементному составу в приповерхностном слое формируется кремнийсодержащий слой (до 30 ат. % Si) на глубине 30-35 нм, внешний O-Ti (соотношение близко к TiO₂) и приповерхностный Ni-Si-Ti-O подслои. Плазменно-иммерсионная обработка кремнием позволяет модифицировать поверхностный слой TiNi до глубины 80 нм с максимальной концентрацией Si ~50 % на глубине 5-6 нм, а также сформировать поверхностный слой кремния толщиной до 300 нм.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

Установлено, что потенциал пробоя $E_{\text{п}}$ образцов TiNi после ионной имплантации в растворах составляет 0,9 В (нас. х.с.э.), что превышает $E_{\text{п}}$ образцов TiNi, обработанных с использованием механических, химических и электрохимических методов. Плазменно-иммерсионная обработка поверхности TiNi позволяет повысить коррозионную стойкость сплава за счет повышения $E_{\text{п}}$ до 1,2 В. Устойчивость образцов TiNi после обработки в плазме обусловлена существенным понижением содержания никеля в поверхностном слое TiNi. Подавление питтингообразования связано с формированием на их поверхности стабильных в среде растворов слоев, содержащих Si и SiO₂.

Таким образом, существенное увеличение защитной функции модифицированных кремнием поверхностных слоев TiNi проявляется в предотвращении коррозионного разрушения сплава с образованием питтинга, пятен и микротрещин, а также в уменьшении скорости выделения ионов никеля в растворы вплоть до высоких положительных потенциалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 г. о предоставлении субсидии, уникальный идентификатор проекта RFMEFI 60414X0031).

СИНТЕТИЧЕСКИЕ АЛЮМОСИЛИКАТЫ КАК МАТРИЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЗОЛЯЦИЕЙ РАДИОНУКЛИДОВ

Аврамчик А.Н., Максимов Ю.М., Лепаква О.К., Китлер В.Д.

*Отдел структурной макрокинематики ТНЦ СО РАН, Томск, Россия
avran111@yandex.ru*

Накопление радиоактивных отходов как побочного продукта работы АЭС является сдерживающим фактором для развития ядерной энергетики. Одним из путей решения этой проблемы является разработка матричных материалов, эффективно удерживающих опасные радионуклиды. При этом традиционно стремятся к равномерному распределению радиоактивных элементов по материалу матрицы. Но тогда единственным барьером, изолирующим радиоактивные элементы от внешней среды, остаётся кристаллическая решетка матричного материала. Однако под действием радиации происходит деградация кристаллической структуры и частичная потеря матрицей её фиксирующих свойств. Нами предложено использовать матричные материалы с многобарьерной изоляцией нуклидов от окружающей среды, когда для их выхода во внешнюю среду требуется преодолеть не один, а несколько изолирующих барьеров. Мультибарьерная концепция в принципе исключает равномерность распределения радионуклидов по материалу матрицы. Цель работы – показать на примере синтетических алюмосиликатных материалов

возможности практической реализации мультибарьерной концепции изоляции радионуклидов.

Проведен синтез материалов в системе $\text{BaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-ZrO}_2$. Изучен фазовый состав, микроструктура и распределение элементов в полученных продуктах. Показано, что имитатор трансурановых элементов – цирконий, – в изученной системе образует кристаллы цирконата бария, распределенные в алюмосиликатном окружении. Кристаллическая решетка цирконата бария прочно удерживает цирконий и выполняет функцию первого изолирующего барьера. В случае разрушения (аморфизации) структуры кристаллов BaZrO_3 (первый барьер) и потери ими защитных свойств изоляция радионуклидов от окружающей среды будет осуществляться алюмосиликатным окружением (второй барьер). Третий барьер возникнет в результате протекания естественных процессов, когда безводные алюмосиликаты, размещенные в подземные горизонты, взаимодействуя с водой, будут постепенно превращаться в глинистые минералы. Глины, обладая высокими хемосорбирующими свойствами, прекращают перенос тяжёлых катионов подземными и грунтовыми водами. Из геохимии известно, что именно благодаря присутствию хемосорбирующих глин выходы многих месторождений радиоактивных руд в ходе выветривания не создают опасности по загрязнению радионуклидами литохимических ареалов. Таким образом, тип микроструктуры и распределение элементов в полученных алюмосиликатных продуктах соответствует концепции многобарьерной изоляции радионуклидов от окружающей среды.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

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

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

s.a.akkuzin@gmail.com

В метастабильных аустенитных сталях субмикроструктурные состояния могут быть сформированы с использованием прямых ($\gamma \rightarrow \alpha'$) мартенситных превращений при охлаждении и (или) пластической деформации, и последующих обратных ($\alpha' \rightarrow \gamma$) превращений при нагреве. Деформация вблизи температуры кипения жидкого азота стимулирует прямое мартенситное превращение, а деформация при повышенных температурах способствует обратному превращению мартенсита в аустенит.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

В настоящей работе используя низкотемпературную (вблизи $T = 77\text{K}$) деформацию прокаткой ($\epsilon \approx 10\text{-}20\%$) и последующую высокотемпературную прокатку в интервале $T = 400 - 700\text{ }^\circ\text{C}$, ($\epsilon \approx 25\text{-}40\%$), а также дополнительные отжиги в метастабильной аустенитной стали Fe-18Cr-8Ni-Ti сформирована преимущественно аустенитная ($\sim 85\text{-}95\%$) субмикроструктурная структура.

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности изучены особенности структурно-фазового состояния стали на различных этапах термомеханической обработки.

Показано, что в процессе низкотемпературной деформации формируется дефектная микроструктура, состоящая из микродвойников аустенита, пакетов α' и ϵ – мартенсита. Объемное содержание α' – мартенсита достигает 55 – 75%.

В процессе высокотемпературной деформации, а также дополнительных отжигов формируются субмикроструктурные состояния с различным соотношением объемных долей мартенсита и аустенита (до 95%). Характерные разориентации и ориентационные соотношения, наблюдаемые между аустенитными ламелями, свидетельствуют об участии бездиффузионного α' - γ превращения в формировании дефектной микроструктуры. Существенными особенностями субмикроструктурного аустенита являются наличие множественных дефектов упаковки, микро- и нанодвойников, а также тонких прослоек α' - мартенсита.

Полученные субмикроструктурные состояния позволяют достичь более высоких значений предела текучести стали $\approx 800 - 1350\text{ МПа}$ по сравнению с исходными значениями $\approx 200 - 300\text{ МПа}$. При этом относительное удлинение находится в интервале 3 - 24%.

Отличительной чертой предложенного способа обработки является использование высокотемпературной деформации с целью формирования субмикроструктурного аустенита в процессе обратного мартенситного превращения. При этом используются относительно малые степени деформации ($e < 1$, e – истинная логарифмическая деформация). Предложенная обработка может быть использована на широко распространенных метастабильных аустенитных сталях.

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

СТРУКТУРНЫЙ КРИТЕРИЙ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЙ БЕЗОПАСНОСТЬ ПРОИЗВОДСТВА И ЭКСПЛУАТАЦИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С НАНОДОБАВКМИ

Алтарева Л.М.¹, Семухин Б.С.^{1,2}

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

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*
altarevalm@mail.ru

В Федеральном Законе РФ от 30.12.2009 № 384-ФЗ «О безопасности зданий и сооружений» прописаны основные требования к производству и применению современных строительных материалов с точки зрения безопасности для жизни и здоровья граждан, их имущества, экологической безопасности и, что очень важно, с целью предупреждения действий, вводящих в заблуждение приобретателей. Разработка новых строительных материалов с улучшенными физико-химическими и механическими характеристиками является актуальной задачей современного материаловедения строительных материалов. В связи с этим особую актуальность представляет исследование материалов с наноструктурными компонентами и выработка критериев их безопасного процессов производства и эксплуатации. Высокая опасность производства и эксплуатации наноструктурных материалов подразумевает необходимость расчета параметров рисков.

Целью работы является разработка научно обоснованных критериев обеспечения безопасности производства и эксплуатации нового типа строительных полифункциональных пеностеклокристаллических материалов с наноструктурными составляющими

Научная новизна работы заключается в разработке научных критериев безопасности для технического контроля производства и эксплуатации пеностеклокристаллических материалов с наноструктурными составляющими.

Особенно интересны в научном плане разработки материалов с наноструктурными составляющими, так как сами наночастицы или их комбинации обладают уникальными энергетическими свойствами. Использование наноструктурных и наноразмерных компонентов в строительных материалах возможно лишь при наличии высокотехнологичного современного производства, в котором исключены всяческие риски. Наличие таких рисков может привести к необратимым последствиям для проживания и работы людей в строениях, в которых использованы материалы с наноструктурными компонентами. Поэтому разработка технологии производства строительных материалов с наноструктурой невозможна без анализа и расчета рисков, которые могут возникнуть на производстве.

Практическая значимость работы: используемые методы и критерии могут быть использованы для контроля и аттестации готового полуфабриката и самого пеностеклокристаллического материала в процессе его изготовления и эксплуатации.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ <113>-МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

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

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
astafe@ispms.tsc.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии изучали влияние легирования водородом на механизмы деформации <113>-монокристаллов стали Гадфильда Fe-13Mn-1.3C, мас. % при статическом растяжении (комнатная температура). Электролитическое наводороживание монокристаллов продолжительностью 1–15 часов проводили при комнатной температуре в 3% водном растворе NaCl с добавлением 3г л⁻¹ NH₄SCN при плотности тока 10 мА/см².

Стадийность пластического течения <113>-монокристаллов стали Гадфильда определяется последовательностью механизмов деформации – на первой стадии пластического течения ($\epsilon < 20\%$, $\theta = d\sigma/d\epsilon \approx 300-700$ МПа) основным механизмом деформации выступает дислокационное скольжение преимущественно в одной системе, переход ко второй стадии связан со сменой механизма деформации и развитием двойникования в одной системе (сопровождается уменьшением скорости деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\epsilon \approx 150-200$ МПа), на третьей стадии коэффициент упрочнения возрастает до $\theta = d\sigma/d\epsilon \approx 400$ МПа за счет активации множественного двойникования (коэффициенты рассчитаны по инженерным кривым).

Наводороживание в течение 1-2 часов приводит к уменьшению значений предела текучести <113>-монокристаллов стали от $\sigma_{0,2} = 320$ МПа в исходном состоянии до $\sigma_{0,2} = 300$ МПа при легировании водородом. Увеличение продолжительности наводороживания до 15 часов приводит к небольшому росту напряжений $\sigma_{0,2}$, но они остаются ниже, чем в исходном состоянии. После наводороживания стадийность пластического течения монокристаллов изменяется слабо. Насыщение водородом продолжительностью 10 часов приводит к тому, что вторая стадия пластического течения, связанная с переходом к двойникованию, происходит с образованием зуба текучести и площадки текучести. После наводороживания в течение 15 часов образцы разрушаются после 10-20%

пластической деформации (удлинения) на стадии развития множественного скольжения. Электронно-микроскопические исследования свидетельствуют об образовании микродвойников деформации уже на первой стадии пластической деформации, где основным механизмом деформации выступает скольжение. Легирование водородом приводит к усилению вклада от механического двойникования и обуславливает хрупкое разрушение образцов, наводороженных в течение 15 часов.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 15-38-20056). Авторы благодарны профессору Ю.И. Чумлякову за предоставленные для исследования монокристаллы.

**СТРУКТУРНО–МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ РАЗВИТИЯ
НЕУПРУГОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА
В ПРЕДМАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ**

Бакач Г.П., Дударев Е.Ф., Скосырский А.Б., Малеткина Т.Ю.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
dudarev@spti.tsu.ru*

Для никелида титана с субмикрокристаллической структурой, сформированной посредством интенсивной пластической деформации при повышенных температурах, как и при крупнозернистой структуре, характерна поликристаллическая зеренно–субзеренная структура и с самого начала нагружения неоднородность напряженного состояния на уровне отдельных зерен. Согласно теоретическим расчетам имеется также разница в напряженном состоянии зерен на поверхности и в объеме образца: у границ зерен, выходящих на поверхность образца, действует более высокое напряжение, чем у границ в объеме образца. Вследствие этого при изотермическом нагружении крупнозернистого и субмикрокристаллического никелида титана в предмартенситном состоянии мартенситное превращение должно начинаться в зернах на поверхности образца с последующим формированием мезополос локализации мартенситного превращения из–за наличия концентрации напряжения в соседних с мезозоной зернах.

Экспериментальные исследования мартенситного превращения методом оптической металлографии *in situ* при деформации растяжением субмикрокристаллического сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ подтвердили предсказанное двухстадийное развитие неупругой мартенситной деформации на начальной стадии нагружения. На первой стадии образуются и растут, прежде всего, в длину мезополосы мартенситного превращения двух ориентаций. Эта стадия завершается образованием макрополосы

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

мартенситного превращения, фронт которой ориентирован под углом примерно 60° к оси растяжения. На второй стадии происходит перемещение фронта макрополосы мартенситного превращения в направлении растяжения и его перемещению предшествует развитие мартенситного превращения в виде мезополос. При этом величина неупругой мартенситной деформации в макрополосе на стадии ее распространения остается неизменной и равной деформации образца в конце второй стадии. Однако в макрополосе мартенситное превращение неполное: структура является двухфазной аустенитно – мартенситной. Полностью мартенситное превращение завершается только на третьей стадии.

Установлено соответствие между структурно–масштабным уровнем локализации мартенситного превращения и деформационным поведением субмикроструктурного и крупнозернистого никелида титана при изотермическом растяжении. Показано подобие деформационного поведения на начальных стадиях мартенситного превращения и сдвиговой пластической деформации при изотермическом нагружении субмикроструктурных сплавов. Обоснована физическая природа этого подобия.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки (задание №2014/223, код проекта: 727).

ИЕРАРХИЧЕСКИЕ МИКРОНАНОСТРУКТУРЫ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe}$ В ВИДЕ ЦВЕТКА ДЛЯ УДАЛЕНИЯ As(V) ИЗ ВОДЫ

Бакина О.В.^{1,3}, Глазкова Е.А.^{1,3}, Сваровская Н.В.^{1,2,3}, Беренда А.В.²,
Ложкомоев А.С.^{1,3}, Лернер М.И.^{1,3}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

ovbakina@ispms.tsc.ru, eagl@ispms.tsc.ru, nvsv@ispms.tsc.ru, egx@mail.ru,

asl@ispms.tsc.ru, lerner@ispms.tsc.ru

Повышенный уровень мышьяка в почвах и подземных водах может стать причиной серьезных проблем со здоровьем людей. Всемирная организация здравоохранения (ВОЗ) объявила, что вода, содержащая более 50 мг/л мышьяка, обладает острой и хронической токсичностью, может вызвать смертность из-за рака легкого, почек или мочевого пузыря. Среди различных методов удаления мышьяка наиболее экономически эффективным и простым методом является адсорбция. В настоящее время ведется активный поиск адсорбентов, позволяющих удалять As из воды без предварительной обработки, при этом особое внимание уделяется трехмерным структурам иерархической архитектуры, состоящим из блоков в виде нановолокон, нанопластин и нанолент. Уникальные свойства таких структур обусловлены синергетическим эффектом нанометрового размера

отдельных блоков и микрометрового размера структуры в целом. Микроструктура обеспечивает механическую прочность, легкость транспортировки, а наноструктура - высокую площадь поверхности и доступность поверхностно-активных групп. Целью данной работы являлся синтез микронаноструктур в форме цветка окислением водой нанопорошка Al/Fe, их характеристика и оценка эффективности адсорбции ионов As(V).

Нанопорошок Al/Fe был получен совместным электрическим взрывом двух проводников - алюминия и железа - в атмосфере азота, при соотношении металлов в скрутке 50:50 % (масс.). Микронаноструктуры в виде "цветка" получали взаимодействием наночастиц Al/Fe с водой при 60 °С и атмосферном давлении. Все синтезированные образцы были охарактеризованы при помощи просвечивающей и сканирующей

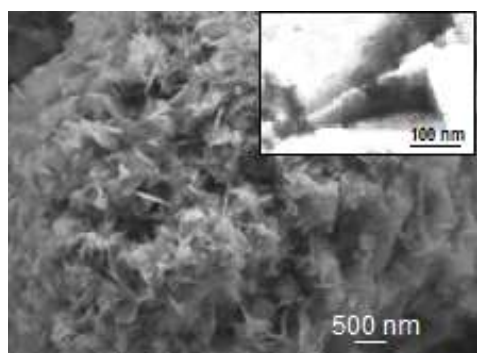


Рисунок - СЭМ-изображение (на вставке ПЭМ-изображение) микронаноструктур AlOOH/Fe в виде цветка

электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей, низкотемпературной адсорбции азота и динамического рассеяния света. Концентрацию As(V) определяли при помощи тест-системы Arsenic Econo-Quick™ (EQ) kit. Нанопорошок Al/Fe состоит из сферических частиц со средним размером 80-120 нм и удельной поверхностью 8 м²/г. На дифракционной картине наночастиц Al/Fe основные рефлексы соответствуют интерметаллиду FeAl. Кроме того, обнаруживаются фазы твердого раствора

Fe₂Al и металлического Al, что соответствует диаграмме состояния системы Fe-Al. Биметаллические наночастицы Al/Fe химически активны и взаимодействуют с водой при 60 °С. В результате формируются иерархические пористые структуры в виде цветка (рисунок), состоящие из структурных единиц двух типов: агломератов размером 0,5-1,0 мкм, состоящих из нанолепестков AlOOH и более крупных пластинок, обогащенных железом и его соединениями. По данным рентгеновского микроанализа в полученных композитах равномерно распределены Al (≈30 %), Fe (≈37 %), O (≈33 %). Синтезированные структуры содержат бемит AlOOH, оксид железа Fe₃O₄, интерметаллид FeAl и твердый раствор Fe₂Al, который не реагирует с водой в условиях эксперимента. Удельная поверхность, образованная преимущественно щелевидными мезопорами, составила 124 м²/г, ζ-потенциал 20±2 mV. Изотерма адсорбции ионов As(V) полученными структурами хорошо аппроксимируется уравнением Лэнгмюра, а крутой восходящий фронт свидетельствует о хемосорбционном или ионообменном характере взаимодействия ионов As(V) с поверхностью. Сорбционная емкость наноструктур составила 43 мг/г (рН 6,7). Таким образом, наноструктуры AlOOH/Fe в виде цветка

могут найти применение в качестве высокоэффективных адсорбентов для очистки питьевой воды от ионов мышьяка.

Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 14-08-31363, Программы фундаментальных исследований (ФНИ) государственных академий наук на 2013-2020 годы

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СПЛАВОВ Ti-Al НА АДсорбЦИЮ КИСЛОРОДА И ФОРМИРОВАНИЕ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ

Бакулин А.В.¹, Латышев А.М.², Кулькова С.Е.^{1,2}, Ху Ц.М.³, Янг Р.³

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Институт исследования металлов КАН, Китай

bakulin@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе титана и алюминия наряду с высоким соотношением прочности и веса обладают уникальными механическими свойствами, что обуславливает их широкое применение в аэрокосмической, автомобильной и судостроительной промышленности. Одним из недостатков этих сплавов является низкая коррозионная стойкость при высоких температурах. Экспериментальные исследования процессов окисления поверхности сплавов Ti-Al показали, что на поверхности формируются смешанные оксидные слои на основе Al_2O_3 и TiO_2 , с которыми связывают недостаточную коррозионную стойкость данных материалов. В этой связи для понимания процесса формирования оксидных слоев на низкоиндексных поверхностях сплавов Ti-Al, актуальным является изучение адсорбции кислорода и влияния состава сплавов на энергию связи кислорода с поверхностью. В настоящей работе представлены результаты расчетов адсорбции кислорода на ряде низкоиндексных поверхностей сплавов Ti_3Al , $TiAl$ $TiAl_3$. Были рассчитаны поверхностные энергии низкоиндексных поверхностей в зависимости от химического потенциала одного из компонентов сплава и определены наиболее стабильные поверхности. Энергия связи кислорода рассчитывалась в высокосимметричных позициях на данных поверхностях. Было показано, что в целом кислород предпочитает позиции, обогащенные титаном. Из расчетов электронных характеристик, а также анализа изменения поверхностных локальных плотностей компонентов сплава был сделан вывод о предпочтительности окисления титана по сравнению с алюминием при низкой концентрации кислорода. С увеличением концентрации алюминия адсорбция кислорода вблизи обогащенных алюминием позиций становится более предпочтительной. Изучение диффузии кислорода с поверхности вглубь материала показало, что энергетические барьеры при миграции кислорода через алюминиевые слои или вдоль них существенно ниже, чем при пересечении титановых слоев. При этом барьеры диффузии кислорода из обогащенных титаном позиций выше, чем из позиций, обогащенных алюминием.

Изучено влияние примесей $3d-5d$ переходных металлов на стабильность оксидов TiO_2 и Al_2O_3 . Проведенный расчет энергий окисления показал, что они равны -10.12 эВ и -11.11 эВ для TiO_2 и Al_2O_3 , соответственно, что указывает на большую стабильность Al_2O_3 . Проанализировано влияние примесей переходных металлов на энергию окисления металлов Ti и Al. Показано, что практически все примеси приводят к увеличению энергии окисления и дестабилизации обоих оксидов. В то же время примеси Nb, Mo, W и Re сильнее понижают стабильность Al_2O_3 , по сравнению с TiO_2 . Таким образом, можно сделать вывод, что присутствие данных примесей в сплаве стехиометрического состава $\gamma-TiAl$ может приводить к подавлению образования слоев оксида алюминия, ориентированных перпендикулярно поверхности, и тем самым способствовать повышению коррозионной стойкости $\gamma-TiAl$ при высоких температурах. Изучено влияние примесей на энергию образования кислородных вакансий в объемных оксидах. Показано, что примеси Nb, W, Mo, Hf, Ta, Zr и Re увеличивают энергию образования кислородных вакансий в TiO_2 и способствуют понижению их концентрации. Это препятствует диффузии кислорода и также способствует повышению коррозионной стойкости. В целом, полученные результаты находятся в согласии с экспериментом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта (№ 14-02-91150а_ГФЕН) и проекта NSFC (№ 513111054).

ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЁРЕН И ЭВОЛЮЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В2 ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Батурин А.А.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Гришков В.Н.¹,
Копылов В.И.³, Родионов И.С.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

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

В работе рассмотрены результаты теоретических и экспериментальных исследований эволюции точечных дефектов кристаллического строения и их роли в процессах измельчения зёрновой структуры до наноструктурного масштабного уровня в интерметаллических сплавах с В2 структурой при интенсивной пластической деформации (ИПД). Исследования ядерно-физическими методами показывают, что при измельчении зёрен в образцах интерметаллидов под воздействием ИПД кроме дислокаций формируются точечные дефекты, концентрация которых значительно более высокая, чем в чистых металлах. Так, например, в соединениях с В2 структурой (NiAl, FeAl,

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

PdIn) методом возмущённых угловых корреляций показано, что концентрация вакансий может достигать нескольких процентов. Причём это вакансии преимущественно одного типа (в NiAl это вакансии на подрешетке занятой атомами Ni), концентрация которых достигает насыщения при увеличении ИПД. Одновременно с этим образуется большое число антиструктурных атомов, концентрация которых возрастает без насыщения. Это приводит к уменьшению степени дальнего атомного порядка и может привести к последующей аморфизации. Вклад от точечных дефектов в величину накопленной упругой энергии при этом становится сравнимым с энергетической разницей кристалл-аморфное состояние.

Переход в аморфное состояние является предельным случаем измельчения исходной зёрненной структуры интерметаллических сплавов. Однако если имеется возможность диссипации упругой энергии за счёт других каналов, например, массопереносом усиленным неравновесными вакансиями, созданными при ИПД, или свободными объёмами в большеугловых границах зёрен, то измельчение исходной зёрненной микроструктуры заканчивается при некотором минимальном значении d_m . На основе собственных результатов исследования измельчения зёрненной структуры в сплавах на основе интерметаллического соединения TiNi методом равноканально-углового прессования и измерений методом позитронной спектроскопии концентрации неравновесных вакансий и их комплексов, сделаны оценки d_m по модели, учитывающей диффузионную диссипацию внешних напряжений по неравновесным границам зёрен с избыточным свободным объёмом. Для случая ИПД методом равноканально-углового прессования получено хорошее согласие оцененной величины d_m с экспериментом.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (Ш.23.2.2) и проекта РФФИ (грант № 15-08-99489).

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНА VT1-0 ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Бащенко Л.П.¹, Будовских Е.А.¹, Громов В.Е.¹,
Соскова Н.А.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
luda.baschenko@gmail.com, budovskih_ea@physics.sibsiu.ru, gromov@physics.sibsiu.ru,
yufi55@mail.ru

Abstract: Performed surface modification of commercially pure titanium VT1-0 by electroexplosive alloying plasma formed in the explosion of carbon fibers with sub-samples of powders of titanium diboride TiB₂, SiC silicon

carbide and zirconium oxide ZrO_2 , and subsequent electron-beam treatment of the surface layers formed during electroexplosive alloying. Revealed the formation of a gradient structure of a zone of electroexplosive alloying. Subsequent electron-beam treatment zone doping leads to a smoothing of the surface doping level of the contents of alloying elements on the surface of the treatment area and depth. Electron-beam treatment is accompanied by the formation of a multilayer structure, the layers which have the structure submicro- and nanoscale level. The main hardening phase is titanium carbide.

Проведена комбинированная обработка образцов титана BT1-0 с использованием концентрированных потоков энергии: науглероживание поверхности с совместным использованием порошковых навесок соединений с высокими физико-механическими свойствами и последующая электронно-пучковая обработка (ЭПО) поверхностных слоев, образованных при электровзрывном легировании (ЭВЛ). Науглероживание проведено путем электровзрывного легирования с применением диборида титана TiB_2 , карбида кремния SiC и оксида циркония ZrO_2 . При использовании порошковых навесок упрочняемая поверхность приобретает дополнительный уровень функциональных свойств: повышаются ее микротвердость и износостойкость. Совместное использование ЭВЛ и ЭПО позволяет формировать новые структурно-фазовые состояния поверхностных слоев металлов и сплавов.

Легирование поверхности осуществляли на лабораторной электровзрывной установке ЭВУ 60/10 при поглощаемой плотности мощности $5,5 \text{ ГВт/м}^2$, которая обеспечивала оплавление поверхности на максимальную глубину, насыщение расплава продуктами взрыва и частицами порошковых навесок и последующую самозакалку. При этом выплеск расплава не развивался.

Установка «Соло» Института сильноточной электроники СО РАН позволяет регулировать основные параметры обработки (длительность импульсов, их количество, плотность мощности) в любой комбинации.

Исследования структуры упрочненных слоев проводили с использованием методов световой (Olympus GX 51), электронной сканирующей (Carl Zeiss EVO-50) и просвечивающей дифракционной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа (EDS X-Act), оптической интерферометрии (Zygo New View 7300) и рентгенофазового анализа (ДРОН-2,0, ДРОН-7). Упрочнение поверхности оценивали по уровню микротвердости (HVS-1000A) и износостойкости («High Temperature Tribometer»).

На поверхности ЭВЛ технического чистого титана BT1-0 формируется неоднородное по толщине тонкое покрытие, которое содержит частицы продуктов взрыва углеродных волокон и частицы порошковых навесок, оседающие на поверхности из тыла многофазной плазменной струи. В поверхностных слоях после обработки наблюдается неоднородное

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

распределение легирующих элементов: после науглероживания с использованием порошка карбида кремния выявлены участки, обогащенные как атомами кремния, так и атомами углерода. При последующей ЭПО происходит переплавление поверхности обработки, наблюдается уменьшение ее шероховатости, залечивание микротрещин, покрытие объединяется с нижележащей зоной легирования. При электровзрывном науглероживании титана с использованием порошка диборида титана более, чем в 14 раз, увеличивается микротвердость поверхности обработки при общей толщине упрочненного слоя 65 мкм. При использовании карбида кремния и оксида циркония микротвердость увеличивается более, чем в десять раз, общая толщина упрочненного слоя составляет 65 и 45 мкм соответственно.

На поверхности зоны ЭВЛ формируется покрытие, которое при последующей ЭПО объединяется с нижележащей зоной легирования, образуя единую зону упрочнения. На поверхности зоны легирования и во фрагментах покрытия наблюдаются следы течения расплава, микротрещины и поры. Последующая ЭПО поверхности зоны легирования приводит к уменьшению ее шероховатости, залечиванию микротрещин и пор, выравниваю содержания легирующих элементов. Зона упрочнения имеет двухслойное строение. Верхний слой имеет мелкодисперсное дендритное строение, а нижний – более грубое дендритное строение (при использовании порошка диборида титана) или равноосное строение (при использовании частиц порошка карбида кремния и оксида циркония). Установлено, что максимальное упрочнение как после ЭВЛ, так и после ЭПО достигается при использовании порошка диборида титана, а наименьшее – при использовании порошка оксида циркония. После ЭВЛ максимальная микротвердость наблюдается на поверхности зоны легирования. Во всех режимах ЭПО зоны ЭВЛ микротвердость на поверхности, а также ее средний уровень по объему зоны упрочнения уменьшаются, а глубина зоны упрочнения увеличивается. Распределение микротвердости по глубине зоны упрочнения после ЭПО имеет немонотонный характер: вблизи границ верхнего и нижнего слоев формируются максимумы. С ростом плотности энергии электронного пучка содержание α -титана в зоне упрочнения увеличивается, а упрочняющих фаз уменьшается. Во всех случаях основной упрочняющей фазой является карбид титана. Частицы упрочняющих фаз, а также разделяющие их титановые прослойки имеют в основном субмикро- и наноразмерный характер. Взаимодействие с расплавом частиц порошков, использованных для легирования, приводит к образованию новых наноразмерных упрочняющих фаз.

В процессе работы выявлены режимы облучения поверхности ЭВЛ электронным пучком, позволяющие максимально повысить износостойкость поверхности обработки и снизить ее коэффициент трения.

Так, при легировании с использованием порошка диборида титана и при последующей ЭПО при поверхностной плотности энергии 60 Дж/см^2 ; длительности импульсов 100 мкс, их количестве 10 имп., износостойкость повышается в 8,2 раза, а коэффициент трения уменьшается 1,2 раза по отношению к параметрам исходного материала. При этом глубина упрочненного слоя составляет 100 мкм, а максимум микротвердости достигается не на поверхности, а в объеме зоны упрочнения. При использовании порошковых навесок карбида кремния и оксида циркония также наблюдается увеличение износостойкости поверхности обработки и снижение ее коэффициента трения. Наибольший эффект упрочнения как после ЭВЛ, так и после ЭПО достигается при легировании поверхности с использованием порошковой навески диборида титана. Во всех случаях после ЭПО микротвердость поверхности уменьшается, однако глубина зоны упрочнения увеличивается.

Комбинированная обработка поверхностных слоев сплава ВТ1-0, сочетающая электровзрывное науглероживание с порошковыми навесками диборида титана, карбида кремния и оксида циркония и последующую электронно-пучковую обработку, приводит к кратному повышению микротвердости, микротвердость увеличивается на поверхности и монотонно снижается с глубиной зоны упрочнения. После ЭПО средняя микротвердость упрочненных слоев в десять раз выше, чем микротвердость основного материала. Наблюдается немонотонное изменение микротвердости по глубине упрочненных слоев. Износостойкость поверхности также многократно увеличивается. После ЭВЛ на поверхности зоны легирования формируется неоднородное по толщине тонкое покрытие, образованное конденсированными частицами продуктов взрыва углеродных волокон и порошковых навесок, а последующая ЭПО приводит к объединению покрытия с зоной легирования и формированию двухслойной зоны упрочнения, имеющей дендритный характер. Сформированные при комбинированной обработке поверхностные слои отличаются друг от друга степенью дисперсности, имеют структуру дендритного и глобулярного типа субмикро- и наноразмерного диапазона, основной упрочняющей фазой которой является карбид титана.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых кандидатов наук МК-4166.2015.2 и докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов №№ 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки № 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА VT1-0 ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ

Башенко Л.П.¹, Будовских Е.А.¹, Громов В.Е.¹,
Иванов Ю.Ф.^{3,4}, Соскова Н.А.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
luda.baschenko@gmail.com, yufi55@mail.ru

Целью работы являлось повышение функциональных свойств (твердости и износостойкости) поверхностных слоев технически чистого титана VT1-0.

Обработку образцов титана VT1-0 проводили с использованием концентрированных потоков энергии. Комбинированная обработка включала в себя науглероживание поверхности (электровзрывное легирование (ЭВЛ)) с совместным использованием порошковых навесок соединений с высокими физико-механическими свойствами (диборида титана TiB_2 , карбида кремния SiC и оксида циркония ZrO_2) и последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) поверхностных слоев, образованных при ЭВЛ.

Легирование поверхности осуществляли на лабораторной установке ЭВУ 60/10 при поглощаемой плотности мощности $5,5 \text{ ГВт/м}^2$, что обеспечивало оплавление поверхности на максимальную глубину, насыщение расплава продуктами взрыва и частицами порошковых навесок и последующую самозакалку. При этом выплеск расплава не развивался. Электронно-пучковую обработку осуществляли на установке «Соло» Института сильноточной электроники СО РАН.

Исследования структуры упрочненных слоев проводили с использованием методов световой (Olympus GX 51), электронной сканирующей (Carl Zeiss EVO-50) и просвечивающей дифракционной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа (EDS X-Act), оптической интерферометрии (Zygo New View 7300) и рентгенофазового анализа (ДРОН-2,0, ДРОН-7). Упрочнение поверхности оценивали по уровню микротвердости (HVS-1000A) и износостойкости («High Temperature Tribometer»).

Формирующиеся в процессе обработки особенности структуры и фазового состава зависят от используемых методов обработки и параметров воздействия на упрочняемую поверхность и определяют функциональные свойства поверхностных слоев. Порошковые навески позволяют придать упрочняемой поверхности дополнительный уровень функциональных свойств: повысить ее микротвердость и износостойкость.

Установлено, что на поверхности зоны ЭВЛ формируется покрытие, которое при последующей ЭПО объединяется с нижележащей зоной

легирования, образуя единую зону упрочнения. На поверхности зоны легирования, а также во фрагментах покрытия наблюдаются следы течения расплава, микротрещины и поры. Последующая ЭПО поверхности зоны легирования приводит к уменьшению ее шероховатости, залечиванию микротрещин, выравниваю содержания легирующих элементов по поверхности зоны обработки и по ее глубине. Зона упрочнения имеет двуслойное строение: верхний слой мелкодисперсный, нижний – более грубого дендритного строения (в случае использования порошка диборида титана) или равноосное строение (при использовании частиц порошка карбида кремния и оксида циркония). Установлено, что максимальное упрочнение после ЭВЛ и после ЭПО достигается при использовании порошка диборида титана, а наименьшее – при использовании порошка оксида циркония. После ЭВЛ максимальная микротвердость – на поверхности зоны легирования. При всех режимах ЭПО микротвердость на поверхности и средняя микротвердость по объему зоны упрочнения уменьшаются, глубина зоны упрочнения увеличивается. Распределение микротвердости по глубине зоны упрочнения после ЭПО немонотонно: вблизи границ верхнего и нижнего слоя формируются максимумы. С ростом плотности энергии электронного пучка содержание α -титана в зоне упрочнения увеличивается, а упрочняющих фаз уменьшается. Во всех случаях основная упрочняющая фаза – карбид титана. Частицы упрочняющих фаз, а также титановые прослойки, разделяющие их, имеют в основном субмикро- и наноразмерный характер. Взаимодействие с расплавом частиц порошков, использованных для легирования, приводит к образованию новых наноразмерных упрочняющих фаз.

Комбинированная обработка поверхностных слоев сплава ВТ1-0 приводит к кратному повышению микротвердости. После ЭВЛ на поверхности зоны легирования формируется неоднородное по толщине тонкое покрытие, образованное конденсированными частицами продуктов взрыва углеродных волокон и порошковых навесок, а последующая ЭПО приводит к объединению покрытия с зоной легирования и формированию двухслойной зоны упрочнения. Сформированные при комбинированной обработке поверхностные слои отличаются друг от друга степенью дисперсности, имеют структуру дендритного и глобулярного типа субмикро- и наноразмерного диапазона, основной упрочняющей фазой которой является карбид титана.

**УПРАВЛЕНИЕ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
МАТЕРИАЛОВ КОНСТРУИРОВАНИЕМ КОМПОЗИТНЫХ
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
МАТЕРИАЛОВ С ЭПФ**

Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Юркова А.П.

*Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия
bblednova@mail.ru*

В связи с расширением технологических возможностей в последние годы в качестве нового резерва повышения функциональной надежности изделий все чаще рассматриваются слоистые структуры, в т.ч. многослойные покрытия. Известно, что широким спектром функциональных возможностей обладают интеллектуальные материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ). Их использование при формировании слоистых композитных поверхностных слоев может быть весьма продуктивным и позволит обеспечить комплекс широко востребованных свойств таких: свехупругость или сверхэластичность, износо- и коррозионностойкость, повышенная демпфирующая способность, долговечность, трещиностойкость, адаптивность.

Целью исследования является обеспечение необходимого уровня надежности и придания новых функциональных возможностей традиционным материалам путем конструирования структуры и архитектуры композитных поверхностных слоев с использованием материалов с ЭПФ.

Для решения задач, сформулированных в цели работы, предложены и запатентованы необходимые технологические и конструктивно-технические решения (патенты № 2475567, 2502829, 2535432, заявки № 2014126840, 20141268401, 2014154312). Комплексная технология формирования поверхностной слоистой композиции включает: подготовку поверхности, измельчение и механоактивацию наносимых материалов, напыление адгезионного слоя, последовательное нанесение функциональных слоев плазменным или высокоскоростным газопламенным напылением, ТО и ТМО [1,2].

Рассмотрена следующая модель структуры и архитектуры изделия «основа – многослойно-композитный поверхностный слой». Основа изделия изготавливается из термически обработанной стали с оптимальными прочностными характеристиками. Адгезионный слой выполняется из никеля, имеющего неограниченную растворимость с железом и высокое сродство с материалом основы и функционального слоя. Функциональные слои состоят из одного или нескольких чередующихся слоев многокомпонентных материалов с ЭПФ на основе TiNi (TiNiCu, TiNiCo, TiNiZr, TiNiTa, TiNiHf, TiNiHfCu), и износостойкого материала сложного химического состава. Последовательность нанесения функциональных слоев, их состав, толщина, структурно-фазовое состояние

и дисперсность определяются эксплуатационными требованиями и управляются технологическими режимами обработки.

Для обеспечения многофункциональности поверхностной композиции необходимо правильно сконструировать слой, воспринимающий внешнее воздействие. Для повышения износостойкости наружный слой композиции должен иметь высокую износостойкость, а нижележащие слои - высокую несущую способность, демпфирующие характеристики при механическом или термическом воздействии. Рекомендовано для повышения долговечности и живучести изделия в условиях коррозионно-усталостного или фрикционно-усталостного нагружения создать поверхностный слой композиции из материала с ЭПФ, обладающего стабильной высокой коррозионно-усталостной прочностью в условиях эксплуатации. При этом химический состав поверхностного слоя с ЭПФ подбирается таким образом, чтобы его температура, с учетом повышения при трении, соответствовала аустенитному состоянию. Нижележащий слой должен обладать повышенной релаксационной и демпфирующей способностью для обеспечения торможения развивающихся трещин. Это может быть слой из материала с ЭПФ на основе TiNi, химический состав которого обеспечивает надежную адгезию между слоями, а структура и фазовый состав мартенситное состояние в условиях эксплуатации.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00202).

Литература:

1. Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Степаненко М.А. Механические и трибологические свойства многофункциональной композиции «основа - материал с эффектом памяти формы», сформированной в условиях высокоэнергетических воздействий // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015, Т.81, № 3.- С. 41-49.

2. Rusinov P.O., Blednova Zh.M. Surface Modification of Parts Material Shape Memory TiNiCo with a View to Providing a Functional and Mechanical Property as a Factor in Resource. Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology, 2014, 4, 348-358.

КОМБИНИРОВАННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ

Богданова Е.Г.^{1,2}, Огиенко А.Г.¹, Огиенко А.А.³,
Малыгин И.В.⁴, Манаков А.Ю.^{1,2}.

¹*Институт неорганической химии им А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия,*

²*Новосибирский государственный университет, Россия,*

³*Институт цитологии и генетики СО РАН, Новосибирск, Россия,*

⁴*Новосибирский государственный технический университет, Россия*

katerinazevak@gmail.com

Материалы на основе хитозана считаются перспективными в биомедицине для создания раневых покрытий, энтеросорбентов, в инженерии суставов и др. Существенным недостатком пористых материалов хитозана является их хрупкость и недостаточная эластичность, что существенно ограничивает возможности их применения. Раневые покрытия должны обеспечивать высокую адсорбционную способность и газопроницаемость, но в то же время исключать высушивание раны. Поэтому материалы, используемые для их создания, должны представлять собой систему взаимосвязанных макропор диаметром 100-300 мкм, перегородки между которыми представляют собой совокупность взаимосвязанных макропор меньшего размера (1-10 мкм), должны быть эластичны и гидрофильны. Полимерные материалы поливинилового спирта (ПВС) отличаются высокой эластичностью и механической прочностью. В данной работе предложено получение комбинированных материалов с хитозаном и поливиниловым спиртом, обладающего всеми необходимыми свойствами.

Целью данной работы было разработать способ получения материала, пористая структура которого должна представлять собой систему взаимосвязанных пор диаметром 100-300 мкм, перегородки между которыми представляют собой совокупность взаимосвязанных макропор размером 1-10 мкм. В качестве инструментального метода получения комбинированных материалов была выбрана сублимационная сушка, так как именно этот метод позволяет регулировать пористость конечного продукта. Для получения необходимой морфологии материала в качестве растворителя была выбрана система трет-бутиловый спирт-вода. Так как добавление трет-бутилового спирта в рабочие растворы приводит к увеличению дисперсности конечного продукта, что происходит во многом благодаря образованию дигидрата трет-бутилового спирта при охлаждении системы. В работе были подобраны условия получения (концентрационные диапазоны, скорость охлаждения, температура, давления) комбинированных материалов хитозан-ПВС методом сублимационной сушки из уксуснокислых растворов вода-трет-бутиловый спирт. Полученные образцы представляют собой гибкий пористый материал, значительно увеличивающийся в объеме при попадании в воду.

По данным сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, рис.1.) материалы имеют необходимую морфологию.

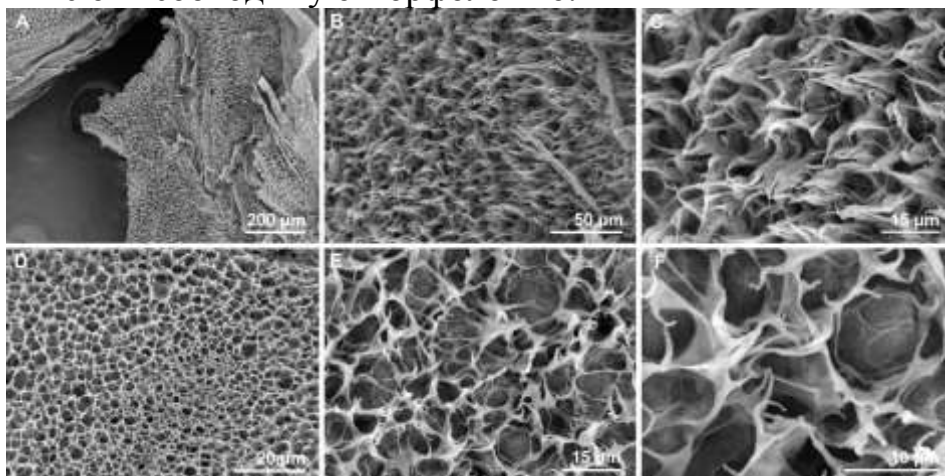


Рисунок 1. Снимки СЭМ поверхности полученных материалов.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМОФОСФАТНЫХ ЦЕОЛИТОВ

Бузимов А.Ю.^{1,2}, Кульков С.Н.^{1,2}, Eckl W.³

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Fraunhofer Institute for Chemical Technology ICT, Karlsruhe, Germany

buzimov92@gmail.com

Сложные оксиды - «искусственные цеолиты» перспективны для применений во многих областях таких как медицина, химия, биология и материаловедение. Особо важное значение при их синтезе имеет удельная поверхность и её изменение при воздействии различных факторов - механической активации, отжиге, что принципиально важно для получения новых видов цеолитов с заданными физико-химическими свойствами.

В работе исследовался порошковый синтетический цеолит коммерческой марки SAPO-34, являющийся аналогом природного цеолита шабазит. Порошок подвергался механической обработке в барабанной мельнице до 100 часов и отжигу при температурах 200 - 1000°C с изотермической выдержкой 1 час.

Результаты рентгеноспектрального анализа показали, что порошок цеолита в исходном состоянии, состоит из Al, O, Si, P. Частицы исходного порошка имеют форму близкую к кубической и имеют средний размер 1.7 мкм с дисперсией частиц по размерам $\sigma = 0.8$. Удельная поверхность исходного порошка составила 560 м²/г. Показано, что при механической обработке порошка в барабанной мельнице в течение 12 часов происходит незначительное изменение удельной поверхности, далее происходит быстрое и резкое уменьшение удельной поверхности. После 96 часов обработки удельная поверхность составила 131 м²/г. Это, по-видимому,

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

обусловлено агломерацией частиц в процессе механической обработке. Показано что увеличение времени механической обработки приводит к уменьшению среднего размера частиц от 1.7 мкм до 0.9 мкм.

Рентгенограмма идентифицируется как смесь двух фаз: гидроалюмофосфат и силикоалюмофосфат, причем присутствует рентгеноаморфная фаза. Механическая обработка приводит к изменению не только удельной поверхности и размера частиц, но и к изменению фазового состава SAPO-34. Прежде всего, с увеличением продолжительности механической обработки на рентгеновских дифрактограммах прослеживается уменьшение интенсивности рефлексов с полным исчезновением силикоалюмофосфатной фазы. Показано, что длительное механическое воздействие на цеолит приводит к увеличению количества аморфной фазы в порошке с 83 % до 90 %. Установлено, что размер областей когерентного рассеяния уменьшается со временем механической обработки.

Изучена кинетика изменения удельной поверхности исходного порошка в зависимости от времени. Отжиг порошка показал, что происходит уменьшение удельной поверхности для SAPO-34 в течение первых 100 часов, а затем она практически не изменяется. Удельная поверхность после мехактивации в течение 96 часов и последующем отжиге от 200 до 800°C не изменяется, но после 1000°C она резко уменьшается до 102 м²/г. Средний размер частиц мехактивированного порошка после отжига составил 1 мкм, дисперсия составила $\sigma = 0.5$.

Таким образом, изученные закономерности позволяют направленно варьировать свойства данного класса цеолитов.

ИЕРАРХИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ПОРИСТЫХ ГРАДИЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ $Zr_m(O-C-V)_n$

Бурлаченко А.Г.^{1,2}, Гусев А.Ю.^{1,3} Мировой Ю.А.^{1,2},
Пшеничный А.Д.^{1,3}, Севостьянова И.Н.², Молчунова Л.М.²,
Саблина Т.Ю.¹, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

aleksburlachenko@rambler.ru

Одной из наиболее амбициозных задач современного материаловедения является создание композиционных материалов способных противостоять воздействию мощных тепловых потоков при температурах эксплуатации вплоть до 2200 – 2600 °С. Особое место среди перспективных высокотемпературных композитов занимают бескислородные керамические композиционные материалы и покрытия. Их преимущества - низкая удельная масса, высокая температура

плавления, химическая инертность, коррозионная стойкость, высокое сопротивление зарождению и росту трещин, высокая прочность и др.

Гетерофазные керамики на основе ZrC и ZrB_2 характеризуются высокой термомеханической стойкостью. Оксид циркония ZrO_2 обладает аномально низкой теплопроводностью среди тугоплавких материалов.

Целью данной работы явилось создание теплоизоляционных керамических композитов на основе соединений циркония посредством формирования межфазового градиента. Использование ZrB_2 и ZrC в качестве барьерных слоёв в композите над ZrO_2 обеспечит эффективную устойчивость к термическим воздействиям и аномально низкую теплопроводность композиту.

Конструкции из разрабатываемых пористых градиентных керамических композиционных материалов $ZrB_2 - ZrC - ZrO_2$ перспективны при создании теплозащитных элементов гиперзвуковых летательных аппаратов, частей прямоточного воздушно-реактивного двигателя и жаровой трубы, поскольку в силу низкой теплопроводности, керамического теплоизоляционного материала, исключается необходимость охлаждения двигателя и повышаются температура горения газа и КПД.

Синтез градиентного, композиционного материала, производили в графитовой пресс-форме, в которую последовательно слоями помещали керамические порошки $ZrO_2 - ZrC - ZrB_2$ и их смеси, варьируя процентное соотношение компонентов состава. Наилучшие характеристики после спекания продемонстрированы между смесями $ZrB_{90\%}+SiC_{10\%}$, $ZrO_2_{20\%}+ZrB_{80\%}$, $ZrO_2_{45\%}+ZrB_{55\%}$ и $ZrO_2_{70\%}+ZrB_{30\%}$. В работе использовался порошок ZrO_2 (3.25 вес. %MgO).

Согласно оптическим изображениям полированной поверхности полученного образца наблюдается хорошая адгезия между всеми слоями композита, не смотря на значительную разницу в коэффициентах термического расширения отдельных компонентов.

Установлено, что фазовый состав полученной градиентной керамики представлен, оксидом циркония в кубической и моноклинной фазе. Показано что наличие слоёв $ZrO_2_{20\%}+ZrB_{80\%}$, $ZrO_2_{45\%}+ZrB_{55\%}$ и $ZrO_2_{70\%}+ZrB_{30\%}$ привело к уменьшению термических напряжений и как следствию отсутствию трещин в образце.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках соглашения № 14.607.21.0056 (RFMEFI60714X0056)

ФОРМИРОВАНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКИХ ПОРОВЫХ СТРУКТУР В КОМПОЗИТАХ $ZrO_2(Mg)$ - MgO

Буяков А.С., Васильева Е.О., Кульков С.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
alesbuyakov@gmail.com, kulkov@ms.tsc.ru*

В работе изучены композиционные керамические материалы на основе стабилизированного оксидом магния диоксида циркония ($ZrO_2(MgO)$) и оксида магния (MgO) в широком диапазоне концентраций.

Показано, что при росте температуры спекания образцов от 1200 до 1650 °С происходят превращения в диоксиде циркония от моноклинной к кубической фазе. В распределении размеров кристаллитов этих фаз видно, что с увеличением температуры спекания и содержания MgO происходит рост областей когерентного рассеяния, а микроискажения кубической решетки уменьшаются, что, по-видимому, обусловлено уменьшением дефектности. Снижение температуры спекания сопровождается значительным ростом доли порового пространства, от 5 до 60 %, что ведет к уменьшению предела прочности на сжатие, причем содержание оксида магния в композите незначительно влияет на пористость.

Исследование структуры образцов методом РЭМ показало, что включения MgO распределены в матрице ZrO_2 иерархически и в зависимости от содержания оксида магния и температуры спекания их размер изменяется от нано- до мезо- и макромасштаба. Размер пор меняется в значительных пределах в зависимости от состава, температуры спекания: их размер пор составляет около 5 мкм в фазе ZrO_2 и около 1 мкм в MgO .

Такая иерархически организованная поровая структура в совокупности со значительной долей порового пространства делает полученный материал благоприятным с точки зрения остеоимплантологии, где биологическая совместимость и высокая пористость играют решающую роль в обеспечении пролиферации костной ткани и интеграции эндопротеза.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 14-08-31087\15мол_a)

ОРГАНИЗАЦИЯ МЕЗОСТРУКТУРЫ ПЕНОСТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ЧАСТИЦ ZrO_2 .

Вотинов А.В.¹, Семухин Б.С.^{1,2}

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
²Томский государственный архитектурно-строительный университет, 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. Физико-механические свойства пеностекла определяются размером, формой, однородностью распределения пор, толщиной межпоровой перегородки, а также составом и структурой межпоровой перегородки (далее аморфная матрица). Присутствием микро- и наноразмерных частиц кристаллической фазы без образования концентрации напряжений на границе раздела в аморфной матрице можно добиться путем кристаллизации. Однако данный подход является технически сложным и энергетически затратным, так как требует специальной термической обработки длительной продолжительности. В случае сильного развития кристаллизации можно добиться обратного эффекта и снизить прочность готового пеностекла. Поэтому представляет интерес введение в аморфную матрицу частиц кристаллической фазы заведомо находящихся в наноразмерном состоянии.

Актуальность исследования влияния наноразмерных кристаллических добавок на свойства готового материала обусловлена новыми возможностями получения полифункционального пеностекла. Полученные экспериментальные зависимости свидетельствуют о сложных процессах, происходящих при взаимодействии наночастиц с огромной поверхностной энергией с расплавом силикатного стекла и образованием замкнутого свободного объема в виде пор. Известно, что кристаллический диоксид циркония сильно повышает низкотемпературную вязкость стекла. 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

Отметим интересный экспериментальный факт. В процессе стеклования в образцах с нанодобавками происходит коалесценция малых пор в большие, причем с образованием больших пор с симметрией пятого порядка. Хорошо видны границы предыдущих (до слияния) пор, образовавшихся вначале внутри большой макропоры с осью симметрии пятого порядка.

Таким образом в результате введения малых частиц диоксида циркония удается управлять мезоскопической структурой пеностеклокристаллического материала.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗО-СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ЭЛН - ПОКРЫТИЙ, В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СПОСОБОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Гальченко Н.К., Колесникова К.А, Раскошный С.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Kolesnikova_ksal@mail.ru

При создании методом электронно-лучевой наплавки (ЭЛН) износостойких композиционных покрытий из порошковых композиций важную роль играют свойства формируемого на подложке расплава, зависящие от многих факторов, в том числе от элементного состава, соотношения твердой и жидкой фаз, температуры, время существования ванны расплава и т. д. Среди способов управления жидкотекучестью расплавов широко используются методы активного регулирования первичной кристаллизацией или изменения степени дисперсности кристаллизующихся фаз путём объемного микролегирования или модифицирования. Поскольку модифицирование расплавов по характеру действия аналогично увеличению скорости охлаждения при кристаллизации, то безусловный интерес вызывают методы импульсной электронно-лучевой модификации, позволяющие за счет сверхвысоких скоростей нагрева до температур плавления ($\sim 10^9$ К/с) и охлаждения из жидкого состояния создавать в поверхностных слоях материалов неравновесные структурно-фазовые состояния. В каждом случае выбор метода модифицирования определяется требуемыми задачами и возможностями их решения.

В работе на примере системы Ti-B-Fe исследуются особенности фазо-структурообразования и трибологические свойства ЭЛН – покрытий, подвергнутых разным видам модификации: 1-объемному модифицированию поверхностно-активными элементами и соединениями ($B_{ам}$, ZrO_2 , CaF_2 , Eu_2O_3), введенными в состав исходной шихты; 2 - поверхностной импульсной электронно-лучевой обработкой ЭЛН-покрытий, включая объемно-модифицированные составы. Трибологическая эффективность методов оценивалась по результатам измерений коэффициента трения и износа поверхностей покрытий.

Для наплавки была использована механическая смесь терморреагирующих порошков из ферробора (ФБ-200) и ферротитана (ФТи65), в расчете на получение в композиционном покрытии 33 мас.% TiB_2 . Наплавку покрытий проводили при рабочем давлении $P=10^{-1}$ Па и ускоряющем напряжении 28 кВ. Толщина наплавляемых слоев составляла 2–3 мм. Поверхностную обработку ЭЛН-покрытий осуществляли интенсивным импульсным низкоэнергетическим пучком при $W=12, 15, 20, 40$ Дж/см², $\eta=200$ мкс, $N=10$, $f=0,3$ Гц.

В работе показано, что вариант объемного легирования и модифицирования, основанный на раздельном введении в составы наплавляемых смесей ультрадисперсных порошков $V_{ам}$, ZrO_2 , Eu_2O_3 , CaF_2 , является эффективным способом увеличения гетерогенности системы и получения композиционных покрытий с многоуровневой структурой с повышенным комплексом механических и трибологических характеристик поверхностного слоя. Установлены оптимальные концентрации вводимых соединений, превышение которых приводит к снижению жидкотекучести расплавов, и, как следствие, к ухудшению адгезионного взаимодействия боридов титана с металлической связкой в результате отсутствия на границах раздела контактных эвтектик « TiB_2 -Me», повышении твердости и хрупкости покрытий. Основными конечными продуктами взаимодействия являются бориды титана TiB , TiB_2 и незначительное количество соединений V_5B_6 , Ti_5Si_3 , $TiSi$, в том числе TiC , $ZrAl_3$ являющихся центрами кристаллизации расплавов.

Второй метод поверхностной импульсной электронно-лучевой модификации показал, что в зависимости от плотности энергии в пучке ($W=12, 15, 20, 40$ Дж/см²) на поверхности ЭЛН-покрытий сформировались слои с ультрадисперсной и наноразмерной дендритной структурой толщиной 20-70 мкм. Наиболее значительное измельчение структуры отмечено в покрытиях после импульсного оплавления при $W=20, 40$ Дж/см², что подтверждается характером изменения фона на участках дифрактограмм $2\theta = 45-60$ (гало) и присутствием субмикронных тугоплавких частиц (350-400 нм). Во всех облученных образцах рентгенофазовым анализом установлено образование фазы Ti_3B_4 , что стало результатом перитектического взаимодействия исходных частиц TiB с расплавом. Определены составы покрытий и режимы импульсного оплавления, при которых достигаются максимальные значения микротвердости поверхностных слоев и низкие значения коэффициента трения ($<0,2$), не достижимые объемным модифицированием.

**ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ
СТРУКТУР ИЗ НИКЕЛЬХРОМОВОГО СПЛАВА НА МАССИВНЫХ
МЕДНЫХ ЗАГОТОВКАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВАКУУМНОЙ
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ**

Раскошный С.Ю., Гальченко Н.К., Самарцев В.П.,
Колесникова К.А., Чумаков Ю.А.

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

В мировой практике в области повышения износостойкости медных стенок кристаллизатора, имеющих ресурс, не превосходящий 50 плавов, существует множество решений для уменьшения абразивного износа

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

поверхности скольжения слитка. В России и за рубежом, в основном, применяют никелевые гальванические покрытия, которые наносят на всю рабочую поверхность, хотя на первых этапах затвердевания слитка из-за неравномерности охлаждения износ носит локальный характер, преимущественно, в углах кристаллизатора.

Целью данной работы была разработка технологии упрочнения локальных участков рабочей поверхности медных стенок толстостенных кристаллизаторов путем формирования периодических структур из никель-хромового сплава с использованием вакуумной электронно-лучевой технологии.

В работе были проведены расчеты топографии износа поверхности медных стенок кристаллизатора в процессе их эксплуатации и определены участки, требующие упрочнения. Исходя из расчетов, под наплавляемые покрытия на стенке кристаллизатора размером $1200 \times 260 \times 70$ мм была проведена фрезеровка «дорожек» глубиной 4 мм, расположенных с периодичностью, определяемой участками наибольшего износа. Наплавку производили при рабочем давлении $P=10^{-1}$ Па. Необходимая толщина покрытия достигалась количеством проходов, зависящим от скорости перемещения подложки и от порций подаваемого порошка. Для уменьшения скорости кристаллизации и увеличения размера ванны расплава на массивных медных заготовках, массой ≈ 200 кг, наплавку проводили на предварительно нагретые подложки. Оптимизация технологических режимов электронно-лучевой наплавки проводилась на основе расчетов температурных полей и построения температурно-временных зависимостей существования ванны расплава от мощности луча и температуры подогрева на различных глубинах от поверхности. Согласно расчетам и полученным экспериментальным данным показано, что оптимальное проплавление поверхности медной подложки для получения бездефектных однородных структур покрытий реализуется при диаметре электронного луча (d) - 1 мм; ширине развертки (r_q) - 1 мм, скорости сканирования (V) - 6 мм/с; плотности мощности луча (q) - 3 кВт. Определены оптимальная температура предварительного подогрева медной основы ($T=500^\circ\text{C}$) и параметры формируемой при наплавке ванны расплава, определяющие высокую технологичность и качество покрытий: диаметр ванны расплава не менее 2,2 мм., глубина проплавления - 2,3÷2,4 мм., время существования ванны расплава (t) – 0,45 сек.

Представлены результаты сравнительного анализа микроструктур периодически наплавленных дорожек из никельхромового сплава в зависимости от температуры подогрева медной основы. Показано, что при подогреве до 300°C на границе раздела «подложка - покрытие» образуются клиновидные микротрещины, локализованные в переходной зоне между дорожками покрытия и медной основой, причиной появления которых, вероятно, являются возникающие внутренние напряжения из-за высокой

скорости кристаллизации. Уменьшение скорости кристаллизации покрытия предварительным подогревом подложек до 500-700°C сопровождается формированием более крупной дендритообразной структуры γ - твердого раствора на основе Ni твердостью $H_{\mu}=3700$ МПа без трещин и дефектов на границах раздела. В структуре всех покрытий, по данным РФА, содержится тригональный карбоборид $Me_7(CB)_3$ в виде скелетообразных дендритов, содержание которого определяет твердость и износостойкость покрытий.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что разработанная схема упрочнения поверхности медных стенок кристаллизаторов путем формирования на них периодических структур из никельхромового сплава с использованием вакуумной электронно-лучевой технологии является эффективным и перспективным на сегодняшний день способом повышения срока службы кристаллизатора, снижает при наплавке термические деформации в продольном и поперечном направлениях и обеспечивает абразивную износостойкость, в 2-3 раза превышающую износостойкость электролитических покрытий при никелировании, в 5 раз - износостойкость меди.

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ АЭРОГЕЛЯ SiO_2/Al_2O_3

Бакина О.В.^{1,2}, Глазкова Е.А.^{1,2}, Сваровская Н.В.^{1,2,3},
Ложкомоев А.С.^{1,2}, Лернер М.И.^{1,3}, Петрова Т.М.⁴,
Пономарев Ю.Н.⁴, Солодов А.А.^{2,4}, Солодов А.М.⁴

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

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

⁴Институт оптики атмосферы им. В.Е. Зуева СО РАН, Томск, Россия

ovbakina@ispms.tsc.ru, eagl@ispms.tsc.ru, nvsv@ispms.tsc.ru,

egx@mail.ru, asl@ispms.tsc.ru, lerner@ispms.tsc.ru,

tanja@iao.ru, yupon@iao.ru, asolodov@iao.ru, solodov@iao.ru

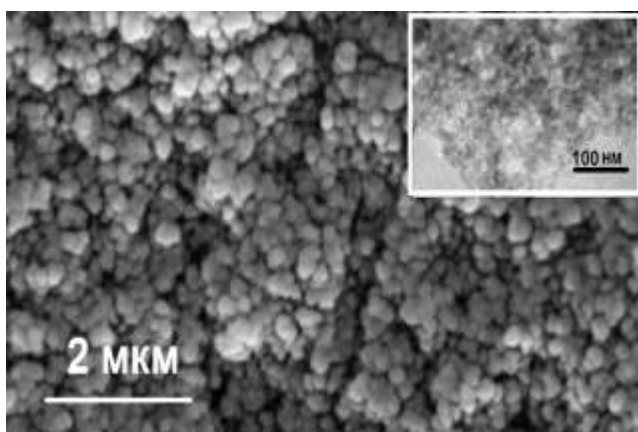


Рисунок. СЭМ (на вставке ПЭМ)
изображение аэрогеля $SiO_2-Al_2O_3$

В настоящее время особое внимание ученых обращено к аэрогелям благодаря их уникальным физико-химическими и оптическими свойствам. Поры в аэрогеле занимают около 90 % объема материала. Наиболее важным этапом получения аэрогелей является стадия удаления растворителей, которая в основном проводится в

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

сверхкритических условиях. Синтез аэрогелей смешанных оксидов $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ позволяет отказаться от сверхкритической сушки, присутствие оксида алюминия придает большую механическую прочность, препятствует растрескиванию и способствует изомеризации. Ограниченная термическая стабильность пор аэрогелей диоксида кремния (до 600°C) ограничивает их применение при высоких температурах. В данной работе в качестве предшественника алюмосодержащего компонента использовали оксид алюминия, синтезированный взаимодействием нанопорошка алюмонитридной композиции с водой.

Синтезированные образцы были охарактеризованы при помощи просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей, низкотемпературной адсорбции азота и спектроскопии высокого разрешения. Данные, полученные по низкотемпературной адсорбции азота и рассчитанные из спектроскопических измерений, взаимно дополняют друг друга и позволяют адекватно охарактеризовать пористую систему образца. Синтез аэрогеля проводили в три стадии. Сначала готовили водные коллоидные растворы оксида кремния и оксида алюминия. Для приготовления золя оксида кремния в качестве предшественника использовали тетраэтоксисилан, который гидролизовали с помощью изопропилового спирта. Оксид алюминия получали при взаимодействии с водой взрывного нанопорошка алюмонитридной композиции в мягких условиях. Свежеприготовленный оксид алюминия пептизировали в растворе азотной кислоты до получения золя. Полученные золи перемешивали в соотношении $95\% \text{SiO}_2$ и $5\% \text{Al}_2\text{O}_3$. Затем воду замещали на изопропиловый спирт и получали алкогель. На третьей стадии алкогель высушивали в плотно закрытых контейнерах для медленного удаления растворителя из пор и сохранения пористой структуры, затем прокаливали при 500°C .

Установлено, что каркас аэрогеля образован иерархически организованными сферическими частицами размером $10\text{-}20$ нм (рисунок). Однородная структура аэрогеля подтверждается отсутствием отдельного пика Al_2O_3 на дифрактограмме. Изотерма адсорбции-десорбции азота относится к IV типу, характерному для мезопористых материалов с петлей гистерезиса в области капиллярной конденсации. Удельная поверхность аэрогеля составила $470 \text{ м}^2/\text{г}$, размер пор, определенный из изотермы адсорбции азота, находился в диапазоне $4\text{-}10$ нм, максимум распределения пор по размерам приходился на $5,5$ нм. Объем пор составил $1,23 \text{ см}^3/\text{г}$. Размер пор аэрогеля, определенный по уширению спектральных линий CO, находящегося в их объеме на Фурье-спектрометре составил 77 нм. Таким образом, пористая система синтезированного аэрогеля является сложной и представлена как мезопорами размером $5,5$ нм, так и макропорами 77 нм.

Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (идентификатор проекта RFMEFI57814X0002).

СПЛАВЫ Ti-Nb, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ РЕЛЯТИВИСТСКОГО ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА

Глухов И.А.¹, Ерошенко А.Ю.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2},
Ковалевская Ж.Г.^{1,2}, Голковский М.Г.³, Батаев В.А.⁴,
Фортуна С.В.¹, Майрамбекова А.М.⁵, Химич М.А.⁵

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера, Новосибирск, Россия,

⁴Новосибирский государственный технический университет, Россия,

⁵Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
gia@ispms.tsc.ru

Применение низко модульных β -сплавов, в частности, сплавов системы Ti-Nb, для медицинских приложений является перспективным направлением. Сплавы данной системы при определенной концентрации ниобия имеют достаточно низкий модуль упругости (до 55 ГПа, [1]), сопоставимый с модулем упругости кортикальной (плотной) костной ткани [2]. Известен ряд методов получения сплавов системы Ti-Nb. К ним относятся электродуговая плавка в металлургических печах с расходуемым или нерасходуемым электродом, методы порошковой металлургии, в том числе компактирование и спекание порошков, а также электронно-лучевая плавка. Получение сплавов системы Ti-Nb возможно также осуществлять и в воздушной атмосфере методом порошковой металлургии, используя как источник энергии для нагрева релятивистский электронный луч.

В работе рассмотрен высокоэнергетический метод порошковой металлургии с применением релятивистского электронного луча для получения на поверхности титановой подложки сплава Ti-Nb [3]. В качестве источника энергии использовался выпущенный в атмосферу релятивистский электронный пучок с энергией электронов 1,4 МэВ. Пучок генерировался промышленным ускорителем электронов ЭЛВ-6, серийно выпускающимся Институтом ядерной физики СО РАН им. Г.И. Будкера, г. Новосибирск. Релятивистский электронный пучок пронизывает достаточно толстый слой материала с выделением энергии, достаточной для его плавления с высокой скоростью. 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, состоящий из смеси наплавочного материала и флюса, перемещались под электронным пучком, который сканировали в направлении, перпендикулярном перемещению образца. В шихте в качестве флюса использовалась смесь фтористых солей: CaF₂ и LiF, а для наплавки – смесь порошков Nb и Ti. Параметры шихты (соотношение порошков флюса к порошкам сплава, соотношение порошков флюса между собой, соотношение порошков сплава между собой) варьировали для получения

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

сплавов различного элементного состава и для определения оптимального режима процесса наплавки. Для получения наплавленных слоев толщиной до 4 мм и более на титановой подложке применяли многократную наплавку. Исследовали образцы титана после 1-й, 2-х, 3-х, 4-х и 5-ти последовательных наплавов. Также анализировали зависимость состава полученных сплавов 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. В наплавленном слое в зависимости от концентрации ниобия идентифицируются мартенситные фазы α' , α'' , ω – фаза и β – фаза. Объемная доля фаз и их морфология определяется концентрацией ниобия в титане. 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 основной металл подложки. После однократной наплавки толщина наплавленного слоя независимо от состава шихты находится на одном уровне для всех исследуемых образцов. Максимальная концентрация ниобия в сплаве, которую удалось получить, используя данный метод, составила 73 ат.%. Толщина получаемого сплава титан-ниобий на поверхности титана зависит от количества наплавов и при пяти проходах составила 4 мм.

Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда, проект №15-19-00191.

Литература:

1. Structure property relationship of cast Ti-Nb alloys. C.M. Lee, C.P. Ju, J.H. Chern lin. Journal of Oral Rehabilitation, 2002, №29, p.p.314-322.
2. Фигурска М. Структура компактной костной ткани // Российский журнал биомеханики. 2007. Т.11. №3. С. 28–38.
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.

DEVELOPMENT OF ADVANCED TRIBOLOGICAL MATERIALS BASED ON ULTRA HIGH MOLECULAR WEIGHT POLYETHYLENE

Gogoleva O.V., Popov S.N., Petrova P.N.

Institute of Oil and Gas Issues, the SB RAS, Yakutsk, Russia

oli-gogoleva@yandex.ru

Existing materials and products, both Russian and foreign production are not always fully meet the operational requirements in the areas of cold climate, which suggests the presence of a completely unique combination of materials properties. In this regard, the development of polymer composite materials (PCM) tribological purposes, reliability and durability can be used in these conditions is of great economic importance. The problem of improving the tribological properties of a focused ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE), combining excellent thermal and chemical-resistant properties, low coefficient of friction remains relevant today. Effective management of its properties is achieved by the introduction of micro and UHMWPE connections nanometer size. The aim of this work is the development of new self-lubricating tribological polymer composites based on ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE).

We used UHMWPE with a molecular weight of 2.7 million manufacturing Tomsk Petrochemical Plant and composite materials on its basis with thermal expanded graphite produced by JSC "Gazturbo." Samples were prepared by hot pressing at a pressure of 10 MPa and a temperature 180°C. Mechanical agitation UHMWPE powders and thermal expanded graphite performed in a paddle mixer. The fillers added to the polymer matrix in an amount of from 1 to 10 wt.%.

According to the results of a comprehensive study of the properties of composites based on UHMWPE shows promising use expanded graphite as modifiers of ultrahigh molecular weight polyethylene to develop tribological materials. It is found that by modification of UHMWPE thermal expanded graphite physico-mechanical properties remain at an unfilled polymer while the mass rate of wear is reduced to 30 times, the rate of abrasive wear to 10 times.

To estimate the ratio of crystalline and amorphous phases in ultra-high molecular polyethylene and PCM obtained by X-ray diffraction X-ray diffractogram. It is found that the X-ray source UHMWPE coincides with literature data, all characteristic peaks are present in the samples. It was shown that the modification of UHMWPE results in some of the peaks shift matrix polymer reduce halo amorphous phase, and increase the degree of crystallinity of the composite, it proves important role in the processes of filler structuring PCM.

Modification of UHMWPE thermal expanded graphite leads to a slight increase in the degree of crystallinity α original matrix. The increase in α with increasing filler content, likely probably due to the increasing size of crystallites.

Structural studies confirm the results of the study of physical-mechanical and tribological properties of composites. The morphology of the starting UHMWPE is characterized as lamellar. Introduction of expanded graphite provides a significant change of crystallization, leading to the formation of different supramolecular structural elements in UHMWPE having clearly defined borders.

Thus, based on the studies developed new formulations of composites with high tribological characteristics. This enables their use in the production of bearings and plain bearings, movable seals (piston rings, cuffs), intended for use in conditions of limited lubrication or dry friction in friction machines for various purposes, which will significantly increase the reliability of friction units and increase its durability thanks reduce the wear rate.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ КАК СПОСОБА ДЕАГЛОМЕРАЦИИ НАНОЛИСТОВ БЕМИТА

Горбиков И.А., Лернер М.И., Глазкова Е.А., Ложкомоев А.С.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
ermain77@mail.ru, lerner@ispms.tsc.ru, eagl@ispms.tsc.ru, asl@ispms.tsc.ru*

Наноразмерные частицы обладают большой удельной поверхностной энергией, что определяет их высокую способность образовывать агломераты и агрегаты микронных размеров. Вместе с тем, для многих применений агломерация и агрегация наночастиц являются факторами, не позволяющими в полной мере использовать их специфические свойства, определяемые размерным фактором. Так, например, объединение наноразмерных частиц уменьшает их свободную поверхность и приводит к снижению их химической активности.

В качестве объектов исследования использовали агломераты наночастиц бемита (AlOOH), полученные окислением наночастиц алюминитридной композиции в воде. Исследования дисперсности порошков проводились методом седиментации частиц в градиенте плотности на дисковой центрифуге CPS DC-24000. По полученным данным строились зависимости количества агломератов определенного размерного диапазона от времени обработки суспензии. Исследования формы и размеров наноразмерных частиц и их агломератов проводились просвечивающей электронной микроскопией (ТЕМ) на микроскопе JEM-2100.

Целью настоящей работы являлось исследование эффективности ударно-волнового воздействия для разрушения агломератов низкоразмерных структур бемита и деструкции первичных наночастиц при наносекундном электрическом разряде в обратноосмотической воде, по сравнению с ультразвуковым воздействием и механической высокоскоростной гомогенизацией.

Деагломерацию суспензий нанопорошка в обратноосмотической воде проводили ультразвуковым воздействием (УЗВ) с частотой 22 кГц, высокоскоростным гомогенизатором (ВСГ) со скоростью вращения ротора - 6350 об/мин, и ударно-волновым воздействием (УВВ) с частотой импульсов - 5 Гц, энергией одного импульса - 0,28 Дж, длительностью импульса - 700 нс. Во всех случаях, удельная энергия, передаваемая системе, составляла 56 Дж/см³, время обработки - 10 минут.

Исследования, проведенные методом ПЭМ показали, что исходный размер агломератов порошка составляет более 1 мкм. Обработка УЗВ приводит к разрушению агломератов на отдельные наночастицы, размером 50 и более нанометров. При обработке ВСГ наблюдается разрушение наночастиц на отдельные фрагменты, размером 0,02 - 0,035 мкм, однако все еще остаются не разрушенные наночастицы размером до 250 нм. Воздействие на суспензию УВВ, практически полностью разбивает наночастицы на фрагменты размером 0,02 - 0,035 мкм.

Более высокая эффективность УВВ деагломерации по сравнению с УЗВ и ВСГ, возможно, связана со скоростью выделения энергии V . Так, при УВВ, за один импульс длительностью 700 нс, выделяется порядка 0,3 Дж энергии ($V_{УВВ} = 10^5$ Дж/с). В то время как при US обработке за 45 мкс выделяется лишь 10^{-4} Дж ($V_{УЗ} = 1$ Дж/с).

Таким образом, обработка ударно-волновым воздействием в обратноосмотической воде является эффективным способом деагломерации и деструкции агломератов наночастиц бемита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №14-23-00096).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ $Al_2O_3 - ZrO_2 - TiC$ ДЛЯ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ПРИМЕНЕНИЯ

Григорьев М.В.^{1,2}, Котельников Н.Л.³, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

MVGrigoriev@yandex.ru

В работе изучены окси-карбидные композиционные материалы $Al_2O_3 - ZrO_2 - TiC$ способные выдерживать длительное воздействие агрессивных сред, высокого давления и температур. Для получения композитов использованы нано порошки оксида алюминия (США), диоксида циркония (TOSOH, Япония) и субмикронный порошок карбид титана производство Россия. Керамические композиты были получены методом горячего прессования в среде аргона, при температуре 1500 °С и давлении прессования 50 МПа с выдержкой 10 минут. Получены данные о

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

параметрах кристаллического строения и фазовом составе, изучена структура, размер зерен и элементный анализ полученных композитов.

Рентгенофазовый анализ показал, что оксид алюминия в полученных нанокompозитах находится в α -модификации (корунд), диоксид циркония находится в двух модификациях кубической и тетрагональной, а карбид титана в кубической сингонии. Средний размер зерен компонентов составил для оксида алюминия - 1.5 мкм; диоксида циркония - 0.8 мкм; карбида титана - 2,5 мкм.

Показано, что в материале сформирована мульти масштабная иерархическая структура в сложных окси-карбидных композитах, которая позволяет направленно регулировать физико-механические свойства окси-карбидных композитов. Матрица композита, состоящая из микронных зерен оксида алюминия упрочняется более крупными и твердыми зернами карбида титана играющие роль преграды на пути движения трещины, а на границах между зернами Al_2O_3 и TiC находятся субмикронные зерна тетрагонального диоксида циркония, которые при взаимодействии с распространяющейся трещиной испытывают тетрагонально-моноклинное превращение под действием нагрузки сопровождающееся увеличением объема, что создает сжимающие напряжения в матрице Al_2O_3 повышая, тем самым, вязкость разрушения композита в целом.

Наилучшее сочетание механических свойств показал состав 70% Al_2O_3 – 10% ZrO_2 – 20%TiC его твердость и вязкость разрушения составили 21,4 ГПа и 5,7 МПа*м^{1/2} соответственно.

Элементный анализ и растровые снимки структуры композитов получены на приборе LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН (ЦКП ТНЦ СО РАН).

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

Гриняев К.В.^{1,2,3}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3},
Смирнов И.В.^{2,3}, Чернов В.М.⁴, Потапенко М.М.⁴

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

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

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

⁴ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

kvgrinyayev@inbox.ru

Представлены результаты сравнительного исследования влияния режимов термомеханических обработок на параметры структурно-фазовых состояний и характеристики кратковременной прочности и пластичности малоактивируемых ванадиевых сплавов систем V-4Ti-4Cr, V-2.4Zr-0.25C, V-1.2Zr-8.8Cr и V-1.7Zr-4.2Cr-7.6W.

Предложен универсальный режим модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов в процессе термомеханической обработки. Установлено, что применение этого режима обработки приводит к трансформации исходного крупнокристаллического состояния этих сплавов в мелкокристаллические состояния, в том числе с полигональной структурой. Показано, что реализуемые при этом термодинамические условия обеспечивают возможность трансформации исходных грубодисперсных (более 1 мкм) частиц метастабильных карбидов в однородно распределенные по объему наноразмерные (3-10 нм) частицы стабильной неметаллической фазы на основе фаз внедрения.

Результатом модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов является существенное увеличение кратковременной высокотемпературной прочности при сохранении значительного запаса низкотемпературной пластичности.

Обсуждается природа высокой термической стабильности гетерофазных структурных состояний, сформированных в результате термомеханической обработки изучаемых сплавов по предложенному режиму.

Рассмотрен вклад в увеличение значений предела текучести различных (твердорастворного, дисперсного, зернограничного, субструктурного) механизмов упрочнения. Проанализирована эффективность дисперсного упрочнения указанных выше сплавов при реализации механизма упрочнения по типу механизма Орована. В соответствии с проведенными оценками, для повышения прочности сплавов ($\Delta\sigma$ до ≈ 100 МПа) необходимо трансформировать в мелкодисперсное состояние с однородным распределением не менее 25-50 % общей объемной доли исходных грубодисперсных частиц.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета. 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).

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАЗВИТИЯ МАРТЕНСИТНОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ И ИЗГИБЕ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ (ат.%)

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

Полноту проявления неупругой мартенситной деформации (НМД) в образцах сплавов с термоупругими мартенситными превращениями (МП) оценивают из сравнения достигнутого её уровня с кристаллографическим ресурсом неупругой деформации (КРНД), определяемым из соотношения кристаллических решеток исходной и мартенситной фаз (деформация сжатия-растяжения). КРНД зависит от состава сплава, текстуры или ориентации (для поли- и монокристаллических образцов, соответственно) и ряда других факторов. Максимальный КРНД характерен для монокристаллов. В частности, для эквиатного TiNi его величины $\sim 11.8\%$ и уменьшается до 10.8% при увеличении Ni до 51 ат.%. Сравнение НМД с КРНД не представляет сложностей при реализации сверхэластичности (СЭ) или эффекта памяти формы (ЭПФ) при деформировании сжатием, растяжением или изгибом. Вместе с тем, подобное сравнение не проводилось ранее при проявлениях НМД при деформировании кручением (прямое сравнение экспериментальных НМД с КРНД невозможно в силу различия схем нагружения и определения при этом соответствующих деформаций).

В данной работе на основе представлений об эквивалентных деформациях при разных схемах нагружения (в частности, по Мизесу) проведено экспериментальное исследование и сравнительный анализ развития НМД и пластической деформации при кручении и изгибе проволочных образцов ($\varnothing \sim 1.1$ мм) сплава $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ (ат.%) с мелкозернистой (≤ 2 мкм) структурой. В образцах при охлаждении и нагреве реализовались МП $B2 \xrightarrow{264K} R \xrightarrow{212K} B19' \xrightarrow{236K} R \xrightarrow{252K} B2$. Схемы экспериментов при кручении и изгибе идентичны: «нагружение-разгрузка» в B2 фазе при 293K (определяется СЭ, включая малую упругую деформацию) и последующий нагрев разгруженных образцов (определяется ЭПФ и остаточная пластическая деформация по завершении формовосстановления). Заданная при нагружении деформация при кручения, $\gamma_{зад.} \leq 78\%$, а при изгибе – $\epsilon_{зад.} \leq 24.3\%$ (эквивалентная ей $\gamma_{зад.} \leq 36\%$). Получены зависимости СЭ, ЭПФ и пластической деформации от $\gamma_{зад.}$ (при кручении) и $\epsilon_{зад.}$ (при изгибе). В интервале $\gamma_{зад.} < 9\%$ при кручении и $\epsilon_{зад.} < 10\%$ при изгибе, в которых отсутствует развитие пластической деформации, наблюдается полный возврат НМД в виде СЭ. Практически одновременно с развитием пластической деформации появляется НМД, возвращаемая в режиме реализации ЭПФ и

возрастающая с увеличением $\gamma_{\text{зад.}}$ и $\varepsilon_{\text{зад.}}$, но даже при максимальных $\gamma_{\text{зад.}}$ и $\varepsilon_{\text{зад.}}$ доминирует СЭ (в ~ 2 раза больше, чем ЭПФ). По экспериментальным данным проведен перерасчет деформаций при кручении в эквивалентные деформации при растяжении, а деформаций растяжения при изгибе – в эквивалентные деформации при кручении. Показано, что при $\varepsilon_{\text{зад.}} \approx 24\%$ (соответствующие $\gamma_{\text{зад.}} = 30.4\%$) суммарная НМД ($\varepsilon_{\text{СНМД}} = \text{СЭ} + \text{ЭПФ}$) при изгибе и при кручении образцов сравнимы и достигают 16.4% и 15.9%, соответственно. Обнаружено, что при изгибе с $\varepsilon_{\text{зад.}} > 18\%$ (или $\gamma_{\text{зад.}} > 28\%$) прирост пластической деформации существенно более интенсивен, чем при кручении. Соответственно, при изгибе $\varepsilon_{\text{СНМД}}$ понижается, а при кручении продолжает расти до $\varepsilon_{\text{СНМД}} = 24.6\%$. Достигнутые при кручении и изгибе СНМД образцов данного сплава существенно превышает его КРНД, что согласуется с ранее полученными данными об аномально высоких НМД в сплавах на основе TiNi, природа которых в настоящее время не выяснена.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (Ш.23.2.2) и проекта РФФИ (грант № 15-08-99489).

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Co-Al-W

Давыдов Д.И., Степанова Н.Н., Казанцева Н.В.,
Ригмант М.Б., Шишкин Д.А.

Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
snn@imp.uran.ru

Сплавы системы Co-Al-W в настоящее время рассматриваются как новый класс конструкционных материалов. В литературе рассматривается возможность упрочнения кобальтовых сплавов γ' -фазой $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$. Этот интерметаллид недавно был экспериментально обнаружен в данной системе и представляет большой научный и практический интерес. Предполагается, что кобальтовые сплавы будут сочетать жаропрочность на основе кубоидной структуры, аналогичной никелевым жаропрочным сплавам, и ферромагнитные свойства. Подробной диаграммы состояния для системы Co-Al-W в данный момент не существует. В литературе есть экспериментальные данные о фазовом составе в высокотемпературной (выше 900°C) области. Фаза $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ появляется ниже 900°C . Различные сечения диаграммы, полученные с помощью моделирования, расходятся между собой относительно области гомогенности $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$. Практически отсутствуют данные по исследованию магнитных превращений в тройной системе Co-Al-W.

В данной работе проведено экспериментальное исследование низкотемпературной части политермического разреза диаграммы Co-Al-W

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

в области существования $\text{Co}_3(\text{Al},\text{W})$ электронно-микроскопическими методами и высокотемпературным рентгеноструктурным анализом.

Для исследования были использованы сплавы системы Co-Al-W , полученные индукционной плавкой в инертной атмосфере, затем проведена направленная кристаллизация методом Бриджмена со скоростью $0,83 \text{ мм}\cdot\text{мин}^{-1}$, температурный градиент на фронте кристаллизации составлял $80 \text{ град}/\text{см}$. Полученные слитки в виде цилиндров диаметром 8 и длиной 100 мм были гомогенизированы при температуре 1250°C в течение 25 ч и охлаждены с печью.

Основные фазы в системе: γ твердый раствор на основе Co , интерметаллидные фазы типа CoAl (B_2) и типа Co_3W (DO_{19}), каждая из них также легирована вольфрамом или алюминием, соответственно. Присутствует μ -фаза (Co_7W_6). Обнаружено, что морфология частиц γ' -фазы $\text{Co}_3(\text{Al},\text{W})$ зависит от содержания вольфрама в сплаве.

№ образца (состав, ат. %)	1	2	3	4	5	6
	Al 9 W 4,6	Al 7,9 W 6,8	Al 7,9 W 8,5	Al 8,2 W 8,5	Al 8,7 W 10	Al 8,2 W 12,6
Фазовый состав сплава в исходном состоянии	γ	$\gamma/\gamma' + \mu$	$\gamma/\gamma' + \mu$	γ	$\gamma/\gamma' + \mu$	$\gamma + \mu$
Фазовый состав сплава после нагрева	γ	$\gamma/\gamma' + \mu +$ DO_{19}	$\gamma/\gamma' +$ DO_{19}	$\gamma + \text{DO}_{19}$	$\gamma/\gamma' +$ $\mu + \text{DO}_{19}$	$\gamma/\gamma' + \mu +$ DO_{19}

Все фазы при комнатной температуре находятся в ферромагнитном состоянии. Определены их температуры Кюри. Сплав $\text{Co-19 ат.}\% \text{Al-6 ат.}\% \text{W}$ является магнитомягким материалом. Увеличение количества фазы μ -фазы (Co_7W_6) крайне нежелательно, поскольку приводит к существенному увеличению коэрцитивной силы H_C в сочетании со снижением намагниченности насыщения в полтора раза.

Работа выполнена по бюджетной теме ИМФ УрО РАН «Кристалл» № 01201463333 с частичной поддержкой гранта РФФИ № 14-08-00108.

Литература:

1. Dmitrieva G., Vasilenko V., Melnik I. Al–Co–W fusion diagram in the Co–CoAl–W part. Chem. Met. Alloys. 2008. V. 1. P. 338-342.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ ЧУГУНА 400X20Г10Ф4 С ДЕФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЯЕМОЙ МАТРИЦЕЙ

Дампилон Б.В.^{1,2}, Дураков В.Г.¹, Круковский К.В.¹, Харламов Е.В.²

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

dampilon@ispms.tsc.ru

Целью настоящей работы является разработка состава наплавочного порошкового материала на основе белого чугуна с аустенитной матрицей для упрочнения методом электронно-лучевой наплавки деталей,

работающих в условиях интенсивного абразивного износа и низких температур Крайнего Севера, а так же исследование структуры и свойств полученного покрытия.

В качестве наплавочного материала в работе была использована механическая смесь промышленных порошков ПГС27+ВЭЛ2+FeMn(75%)+Si. Расчет и получение состава наплавочного порошкового материала (2,5%С, 17%Cr, 5%V, 23%Mn, 1,5%Si, Fe_{ост.}) были обусловлены необходимостью создания износостойкого покрытия из легированного белого чугуна с деформационно-упрочняемой матрицей типа Г13. Для этого в состав наплавочного материала был введен марганец в количестве 23% вес. Повышенное содержание марганца обусловлено его высокой испаряемостью при переплаве в вакууме.

В результате многослойной (6 проходов) электронно-лучевой наплавки порошкового материала на подложку из малоуглеродистой стали было получено покрытие толщиной 3,5 мм. Проведенные металлографический и микрорентгеноспектральный анализы показали, что полученное покрытие характеризуется градиентной структурой по глубине. Первый слой толщиной 10 мкм от границы раздела с подложкой, представляет собой высоколегированную сталь, затем последовательно наблюдаются слои толщиной порядка 1000 мкм из доэвтектического чугуна, характеризующийся разряженной эвтектикой в аустенитной матрице, эвтектического чугуна и заэвтектического чугуна, характеризующегося крупными заэвтектическими карбидами шестигранной формы. Количество марганца в области заэвтектического чугуна (верхнего слоя покрытия) в среднем составило 10% вес. Потери марганца составили 56% вес. Согласно данным рентгенофазового анализа с поверхности покрытия, карбидная фаза представлена соединениями M_7C_3 , V_2C , а матрица покрытия имеет полностью аустенитную структуру. По среднему химическому составу слой из заэвтектического чугуна можно обозначить как белый легированный чугун 400X20Г10Ф4, слой из эвтектического чугуна 250X18Г8Ф2, слой из доэвтектического чугуна 180X10Г5Ф, слой из высоколегированной стали 100X8Г4Ф.

Проведенные измерения микротвердости покрытия по глубине (Р=200 гр.) показали следующие результаты: средняя микротвердость слоя из высоколегированной стали составляет $H_{\mu}=4.7\pm 0.5$ ГПа; слоя из доэвтектического чугуна $H_{\mu}=5.5\pm 0.7$ ГПа; слоя из эвтектического чугуна $H_{\mu}=6.1\pm 0.5$ ГПа; слоя из заэвтектического чугуна $H_{\mu}=6.5\pm 0.7$ ГПа. Коэффициент относительной абразивной износостойкости покрытия составил $K_{и}=9,4\pm 1$ (Эталон Ст.45, $K_{и}=1$) при изнашивании верхнего рабочего слоя из заэвтектического чугуна.

Выводы по работе:

1. При электронно-лучевой наплавке наплавочного материала (2,5%С, 17%Cr, 5%V, 23%Mn, 1,5%Si, Fe_{ост.}), формируется покрытие,

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

характеризующееся градиентной структурой по глубине. В структуре покрытия наблюдаются слои из высоколегированной стали 100X8Г4Ф, доэвтектического 180X10Г5Ф, эвтектического 250X18Г8Ф2 и заэвтектического 400X20Г10Ф4 белых высоколегированных чугунов;

2. Карбидная фаза покрытия представлена карбидами М7С3, V2С. Матрица имеет аустенитную структуру;

3. Коэффициент относительной абразивной износостойкости покрытия составил $K_i=9,4\pm 1$.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ИЕРАРХИЧЕСКИХ СТРУКТУР В КЕРАМИКЕ С ИНВАРНЫМ ЭФФЕКТОМ

Дедова Е.С.^{1,2,3}, Шадрин В.С.², Шутилова Е.С.¹, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

lsdedova@yandex.ru

Оксидная керамика находит широкое применение благодаря способности функционировать в условиях повышенных температур без деградации механических свойств. В процессе работы при циклических температурных изменениях керамика подвергается тепловому расширению, что приводит к растрескиванию материала и, как следствие, к уменьшению срока ее эксплуатации. Комбинация оксидной керамики с материалом, обладающим отрицательным КТР, позволит не только контролировать, но и задавать необходимо тепловое расширение. В работе были изучены структура и тепловые свойства керамических композиционных материалов ($Al_2O_3 - 20$ вес % ZrO_2) с добавлением ZrW_2O_8 , обладающего отрицательным коэффициентом теплового расширения.

Согласно оптическим изображениям полированной поверхности керамики (Al_2O_3-20 вес % ZrO_2) – 10 вес % ZrW_2O_8 , полученной свободным спеканием на воздухе, в объеме материала наблюдались равномерно распределенные белые частицы нерегулярной формы, средний размер которых не превышал 3 мкм при среднеквадратичном отклонении 1.7 мкм. Результаты элементного анализа показали, что данные частицы аналогичны по химическому составу ZrW_2O_8 .

Установлено, что фазовый состав полученной алюмо-циркониевой керамики представлен корундом, оксидом циркония в моноклинной фазе и двумя модификациями вольфрамата циркония (тетрагональная и кубическая). Согласно фазовой диаграмме, присутствие оксида вольфрама и метастабильной тетрагональной фазы ZrW_2O_8 обусловлено частичным разложением кубического вольфрамата циркония на диоксид циркония, оксид вольфрама и тетрагональную фазу ZrW_2O_8 . Показано, что введение

10 вес % ZrW_2O_8 позволяет снизить коэффициент термического расширения керамики на основе Al_2O_3 на 30 %.

В работе исследованы иерархическая структура, сформированная между керамической матрицей и наполнителем, обладающим отрицательным КТР, фазовый состав и тепловые свойства.

Работа выполнена в рамках соглашения с Минобрнауки 14.575.21.0040 (RFMEFI57514X0040)

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ТАНТАЛА И НИОБИЯ ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ КОНСОЛИДАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

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

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

⁴Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁵Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,

denisov_ki@mail.ru, ditenberg_i@mail.ru, tyuments@phys.tsu.ru,

korchag@solid.nsk.su, korznikov@imsp.da.ru

Проведено сравнительное исследование особенностей микроструктуры и механических свойств порошков Ta и Nb после различной продолжительности механической активации в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице и последующего компактирования методом кручения под давлением при комнатной температуре. Структурные исследования проведены методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Установлено, что в процессе механической активации в порошках формируются двухуровневые структурные состояния: субмикро- и наномасштабные зерна, разделенные на субзерна с малоугловыми границами и высокими (до сотен град/мкм) значениями кривизны кристаллической решетки. На наш взгляд, такие состояния могут оказывать существенное влияние на процессы структурообразования и массопереноса в условиях интенсивного деформационного воздействия и подавленной дислокационной активности.

При консолидации кручением под давлением в изучаемых материалах формируется анизотропная зеренная структура: распространяющиеся преимущественно параллельно плоскости кручения нанополосы, которые характеризуются шириной до нескольких десятков нанометров и достигают в длину субмикронных и микронных размеров. Внутри этих нанополос наблюдаются субструктуры дипольно-мультипольного типа, с

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

характерным размером субзерен 3-10 нм и кривизной кристаллической решетки до нескольких сотен град/мкм.

С увеличением продолжительности механической активации микротвердость исследуемых порошков возрастает в 5-7 раз. Установлено, что микротвердость компактированных образцов зависит как от степени деформации при кручении под давлением, так и от продолжительности предварительной механической активации.

Обсуждаются механизмы структурообразования и упрочнения изучаемых в работе материалов в условиях одновременного действия процессов формирования и релаксации дефектной субструктуры.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-02-31317 мол_а и программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследование проведено на оборудовании Томского регионального центра коллективного пользования ТГУ.

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 12X18H10T

Деревягина Л.С.¹, Панин В.Е.¹, Корзников А.В.², Гордиенко А.И.¹

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

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

lsd@ispms.tsc.ru, korznikov@imsp.ru

Исследование эволюции зернограницных ансамблей сплавов лежит в основе направления «инженерия границ зерен» и в настоящее время является актуальной проблемой.

Работа посвящена изучению структуры и закономерностей изменения спектра разориентировок границ зерен в аустенитной стали 12X18H10T после ее обработок криогенной прокаткой с последующими отжигами. Отличие предложенной обработки от традиционных деформационных методов для измельчения зерна и изменения спектра границ зерен заключается в совместном использовании динамической рекристаллизации и фазового превращения.

Заготовку аустенитной стали с размером зерна ~30 мкм охлаждали в жидком азоте и прокатывали с толщины 2,5 мм до толщины 1 мм за 5 проходов. Вследствие деформационной нестабильности аустенит претерпевает распад с образованием мартенсита деформации. Далее при отжиге в течение одного часа при температурах 650, 800, 950, 1000°C сталь претерпевала обратное «альфа-гамма» превращение и рекристаллизацию, возвращаясь в аустенитное состояние.

По результатам, полученных методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ), показано, что с ростом температуры отжига зерна растут, суммарная плотность границ уменьшается, а доля специальных

границ типа «Σ3» увеличивается (табл.1). Сталь в структурном состоянии мартенсита деформации не удалось исследовать этим методом из-за большой плотности дефектов и внутренних напряжений.

Табл. 1. Характеристики структуры стали 12X18H10T после обработки

Температура отжига, °С	Размер зерна, D (мкм)	Плотность всех границ, ρ (1/мкм)	Доля плотности границ двойников, 1/мкм
650	2,4	1,96	0,262
800	2,8	1,265	0,295
900	3,41	1,221	0,373
1000	19,28	0,4551	0,498

Рассчитали распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации δ - θ . Максимум распределений δ - θ приходится на интервал углов 2-10° и 55-65°. Двумодальный характер спектра границ в структуре стали после отжигов связан с увеличением доли малоугловых границ вследствие фрагментации и появлением двойников отжига и их низкоэнергетичных границ типа «Σ3».

Анализ распределения ориентировок зерен по картам ДОРЭ показал, что в состоянии после отжига при 650°С очень слабое преимущество в плоскости прокатки имеют кристаллиты типа {101}. С увеличением температуры отжига в плоскости прокатки усиливаются рефлекссы компоненты {101} и, вероятно, компонент {112} и {113}. После отжига при температуре 1000°С – четко фиксируется компонента {101}, а параллельно оси прокатки в решетке аустенита устанавливается направление <100>, то есть формируется ребровая текстура {110} <100>, известная как текстура Госса.

Построенная кривая распределения зерен по размеру относительно среднего размера зерна для стали после отжига при 650°С почти симметричная, а после отжига при 1000°С – характеризуется левой асимметрией, что свидетельствует об увеличении доли зерен с большим размером. По-видимому, в результате отжига при 1000°С после первичной и собирательной развивается вторичная рекристаллизация и происходит аномальный рост отдельных зерен путем «поедания» мелких зерен.

Выводы:

1. Предложенный метод обработки стали не требует высоких степеней деформации, в отличие от традиционных методов интенсивной пластической деформации. Однако он позволяет формировать структуры, характеризующиеся размером зерна от долей микрометра, большеугловыми границами зерен, в том числе специальными, низкоэнергетичными, и как следствие, дает возможность с меньшей трудоемкостью улучшить механические свойства стали.

2. Увеличение доли специальных границ типа «Σ3» в обработанной стали 12X18H10T приводит к усилению «ребровой» текстуры Госса.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 13-01-00403А

ОСОБЕННОСТИ МЕЗО– И МИКРОСТРУКТУР СТАЛИ 12ГБА, СФОРМИРОВАННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

Деревягина Л.С.¹, Панин В.Е.¹, Корзников А.В.², Гордиенко А.И.¹

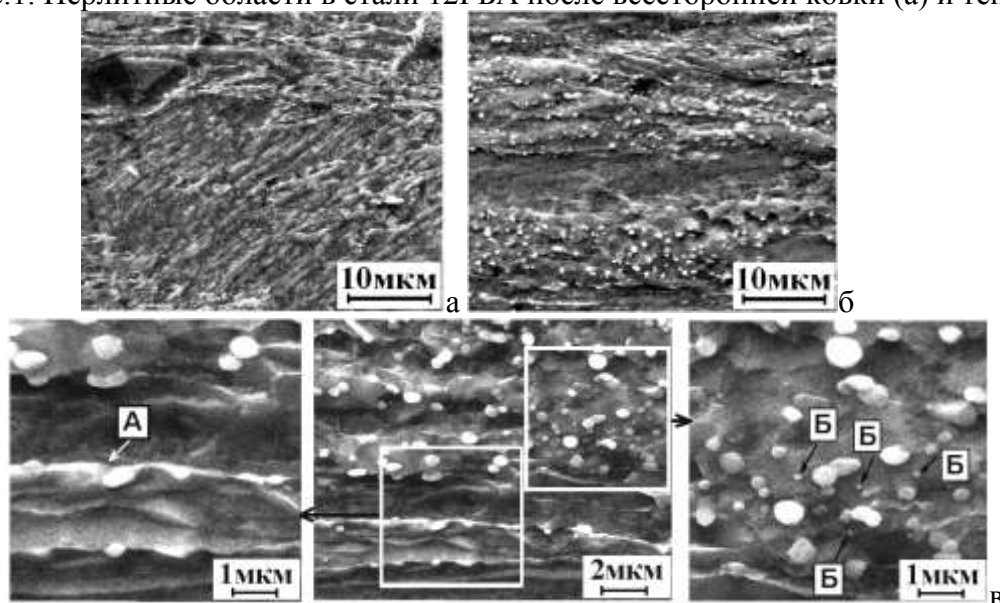
¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

lsd@ispms.tsc.ru, korznikov@imsp.ru

Из-за активного освоения северных территорий страны повышаются технические требования к металлопродукции. Это инициирует поиск новых технологических воздействий, способствующих формированию заданной структуры и свойств металлических материалов. Эффективным способом упрочнения и, одновременно, повышения вязкости разрушения низкоуглеродистой стали является воздействие термомеханических обработок для измельчения зерна и изменения других структурных факторов, влияющих на ее механические свойства. Целью настоящей работы является сравнение структур низкоуглеродистой стали 12ГБА на мезо- и микроуровне, подвергнутой всесторонней изотермической ковке (ВК) и интенсивной теплой прокатке (ТП).

Рис.1. Перлитные области в стали 12ГБА после всестороннейковки (а) и теплой



прокати (б, в); (РЭМ-изображения)

После обработок стали 12ГБА в обоих состояниях сохраняется тип феррито-перлитной структуры. Однако монотонный процесс прокатки, протекающий при более высоких (на 50°С) температурах, чем процессковки, существенным образом меняет исходную для крупнокристаллического (КК) состояния пластинчатую морфологию перлита на глобулярную (рис. 1, б), способствующую повышению вязкости разрушения стали. Несмотря на то, что суммарная степень деформации $\phi=6,2$ при ВК была в 2,3 раза выше ϕ при ТП, сохранению пластинчатой

морфологии перлита (рис. 1, а) способствовали немонотонность процессаковки и более низкие температуры обработки стали.

Обнаружено, что разрушение пластин цементита в стали в ходе прокатки (область А, рис. 1, в) происходит как вследствие их перерезания дислокациями, перемещением фрагментов пластин в объем зерна и их дальнейшей сфероидизацией, так и путем ранее изученного механизма растворения пластин цементита при их взаимодействии с дислокациями. В результате атомы углерода переносятся в зерна свободного феррита. Насыщение феррита углеродом сопровождается повторным выделением мелких карбидных фаз (области Б, рис.1, в).

Выявлено, что структуры обработанной стали существенно различаются эффективным размером зерна, плотностью всех границ, а также долями плотности большеугловых (БУГ) и малоугловых (МУГ) границ (табл.1) и текстурой ферритной фазы. Так, в стали, подвергнутой обработке ВК достигается наибольшая степень диспергирования зерен, максимальная плотность всех границ и выраженное превалирование МУГ.

Табл.1. Структурные характеристики стали 12ГБА

Структурное состояние стали 12ГБА	Средний размер зерна, мкм	Плотность всех границ, 1/мкм	Плотность БУГ, 1/мкм	Плотность МУГ, 1/мкм
КК	25	0,170	0,1513	0.0189
После ТП	2.47	1,3655	0,6205	0,7450
После ВК	0.57	2,253	0,549	1,704

Установлено, что после обработки ТП в стали формируется кристаллографическая монотекстура прокатки со значительным рассеянием $\{111\}\langle 101\rangle$, тогда как после ВК наблюдали двукомпонентную текстуру: $(001) + (111)$, $\langle 001\rangle + \langle 101\rangle$. Известно, что наличие мезообластей с кубической компонентой текстуры при последующем деформировании материала приводит к появлению в изломе расслоений по типу низкоэнергетического микромеханизма разрушения сколом, что приводит к уменьшению вязкости разрушения стали.

Выводы:

Обнаруженные значительные различия структурных характеристик стали 12ГБА, обработанной ВК и ТП оказывают двойственное влияние на механические свойства и характеристики процесса разрушения. Так, уменьшение размера зерна должно приводить к повышению прочностных характеристик, но одновременно и повышению жесткости напряженного состояния, и как следствие, снижению пластичности и порога хладноломкости. Вывод о целесообразности предложенных обработок стали позволит сделать анализ взаимосвязи структурных особенностей с механическими свойствами и характером разрушения в условиях нагружения.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 13-01-00403А.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ ОЦК СПЛАВОВ

Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,3}

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

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

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
ditenberg_i@mail.ru

В образцах Та и сплавов на основе V и Mo-47%Re в процессе деформации кручением под давлением в интервале степеней истинной логарифмической деформации $\epsilon \approx 3 - 7$ ($\gamma \approx 20 - 1000$) обнаружено формирование двух характерных типов дефектной субструктуры:

- Нанозерен размерами менее 100 нм с высокой плотностью дислокаций и упругопластической кривизной кристаллической решетки десятки град./мкм.

- Двухуровневого наноструктурного состояния – указанных выше нанозерен с внутренней нанокристаллической (преимущественно нанополосовой) структурой с размерами нанокристаллов от 5 до 20 нм, дипольным характером малоугловых разориентировок и необычно высокой (сотни град./мкм) упругой кривизной кристаллической решетки.

Формирование первого из указанных выше состояний осуществляется с участием дислокационно-дисклинационного механизма переориентации путем формирования и пластической релаксации структурных состояний с упругопластической (связанной с дислокациями) кривизной кристаллической решетки десятки град./мкм; второго - движением нанодиполей частичных дисклинаций с образованием нанополос локализации упругих сдвигов и поворотов и последующей пластической релаксацией с участием квазивязкой моды деформации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов давления.

Эволюция микроструктуры указанных выше материалов при увеличении степени деформации заключается в увеличении объемной доли двухуровневого наноструктурного состояния и приводит к ≈ 4 -кратному повышению микротвердости с максимальными значениями этой величины в интервале $H\mu \approx E/27 - E/32$ (E – модуль Юнга).

В сплаве V-4Ti-4Cr при величине истинной логарифмической деформации $\epsilon \approx 6.6$ обнаружены коллективные эффекты в системе нанодиполей частичных дисклинаций с формированием мезополос локализации деформации, представляющих собой пачки нанополос, которые распространяются в некристаллографических направлениях, формируя ярко выраженные вихревые структуры вплоть до образования петлевых конфигураций размерами до нескольких микрон. Внутри

мезополос достигается предельный вариант неравновесной нанокристаллической структуры - нанокристаллы размерами несколько нанометров с высокой плотностью большеугловых границ и упругой кривизной кристаллической решетки сотни град/мкм. При этом твердость материала ($H_{\text{нано}} \approx E/16$) мало отличается от нижней границы его теоретической (предельной) твердости.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НАНОСЕКУНДНОГО РЕЛЯТИВИСТСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

*Дударев Е.Ф.¹, Марков А.Б.², Кашин О.А.³,
Бакач Г.П.¹, Табаченко А.Н.¹, Жоровков М.Ф.¹*

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

²*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*

³*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
dudarev@spti.tsu.ru, almar@lve.hcei.tsc.ru, okashin@ispms.tsc.ru*

Согласно существующим моделям, процесс разрушения металлических материалов при ударно–волновом нагружении описывается как зарождение, рост и коалесценция микропор и микротрещин, приводящие к образованию магистральной трещины. Местами зарождения микропор обычно являются границы зерен и двойников, скопления дислокаций и частиц вторых фаз. В связи с этим есть основания предполагать, что субмикронный размер зерен и высоконеравновесное состояние их границ в ультрамелкозернистых сплавах могут оказать существенное влияние на развитие деформационных процессов и характеристики откольного разрушения при ударно-волновом нагружении. Перспективным источником ударных волн для исследований деформационных процессов и откольных явлений являются мощные ($10^{10} - 10^{11}$ Вт/см²) наносекундные релятивистские сильноточные электронные пучки, применение которых позволяет исследовать процессы высокоскоростной деформации и откольные явления в массивных металлических образцах, а также закономерности и механизмы разрушения в наносекундном диапазоне воздействия напряжения.

В настоящей работе для формирования ударной волны с амплитудой, обеспечивающей откольное разрушение массивных мишеней из ультрамелкозернистых сплавов на основе титана, никеля, меди и алюминия при скорости деформации до 10^6 с⁻¹, использовали ускоритель электронов СИНУС – 7 с плотностью мощности на облучаемой мишени до $5 \cdot 10^{10}$ Вт/см². Ультрамелкозернистая структура с субмикронным размером элементов зеренно–субзеренной структуры была сформирована при авс – прессовании. Установлено, что у всех сплавов при переходе от

крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре предел текучести при деформации растяжением при комнатной температуре со скоростью 10^{-3} с^{-1} увеличивается в 1,5 – 3 раза. В то же время напряжение разрушения, рассчитанное по диаграмме нагружения с учетом истинного сечения образца в зоне разрушения, при переходе от крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре увеличивается в меньшей степени. При этом не только по деформационному, но и по структурному признаку, разрушение при обеих зеренных структурах вязкое с вязким ямочным отрывом.

При крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурах при облучении электронным пучком поверхность разрушения фасетирована, то есть состоит из гребней и впадин; на гребнях разрушения наблюдаются поры. Откольному разрушению предшествует образование пор и микротрещин между порами. При этом, как и при квазистатическом растяжении, механизм разрушения на микромасштабном уровне вязкий с вязким ямочным отрывом.

При исходной крупнозернистой структуре у откольной трещины обнаружена фрагментация зеренной структуры до субмикронных размеров, в то же время при исходной ультрамелкозернистой структуре существенных изменений в зеренной структуре не обнаружено. То есть при обеих исходных зеренных структурах откольное разрушение происходит в зоне с ультрамелкозернистой структурой и откольная прочность определяются параметрами зеренно–субзеренной структуры, сформированной в месте будущего откола при распространении от тыльной поверхности мишени волны растяжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта №15-08-04118-а.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ НАПЛАВКИ НА ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Дураков В.Г.¹, Дампилон Б.В.^{1,2}, Мельников А.Г.²

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
electron@ispms.tsc.ru, dampilon@ispms.tsc.ru, melnikov_ag@mail.ru*

Мартенситно-стареющие стали, обладающие высокими прочностными и пластическими свойствами, хорошей тепло и хладостойкостью, достаточно высоким сопротивлением хрупкому разрушению и размерной стабильностью при термической обработке, являются перспективным материалом в области аддитивных технологий. Имея относительно невысокую твердость после наплавки (закалка из расплава) в диапазоне 30- 50 HRC они могут быть подвергнуты механической обработке. Старение мартенситно-стареющих сталей при относительно невысоких температурах 500 – 600°C приводит упрочнению

за счет выделения интерметаллидных фаз без заметного изменения геометрических размеров изделий. Мартенситно-стареющие стали относятся к высоколегированными сталям и поэтому при их плавлении в вакууме возможно изменение химического состава за счет испарения легирующих элементов. Целью представленной работы было определение изменения химического состава наплавленной мартенситно-стареющей стали 25X12M12K10H (ЭП928), приготовленной из смеси порошков химических элементов. Был определен химический состав наплавленных покрытий и установлен уровень потерь легирующих элементов. Показали, что наибольшие потери приходятся на хром, обладающий высоким давлением насыщенных паров при температуре плавления сплава. Корректировка по содержанию легирующих элементов в порошковой смеси, в частности, хрома позволила получить наплавки, соответствующие заданному химическому составу стали.

Показали, что на гомогенность химического состава наплавленных покрытий оказывает влияние гранулометрический состав порошковой смеси. Применение порошка молибдена близкого по гранулометрическому составу к порошку железа не позволило достичь полного растворения молибдена в жидком железе в условиях кратковременного существования жидкометаллической ванны при электронно-лучевой наплавке. Выбор соответствующего гранулометрического состава смеси порошков решил проблему химической неоднородности наплавленных покрытий.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОМПАКТИРОВАНИЯ ПОРОШКОВ ДИОКСИДА УРАНА ДЛЯ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

Еремин М.О.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
eremin@ispms.tsc.ru*

Для оптимизации параметров технологического процесса компактирования изделий из порошка диоксида урана необходимо знание особенностей эволюции напряженно-деформированного состояния порошков при их формовании в таблетки топливных элементов ядерных реакторов.

На основе модели упруго-пластической среды с ограничением напряженного состояния в области высоких давлений [1] проведено моделирование компактирования диоксида урана в матрице пресс-формы. Задача решалась в трехмерной осесимметричной пространственной постановке в цилиндрической системе координат.

Численно изучены особенности формирования зон компакции при сжатии порошка диоксида урана. Построены зависимости средней

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

плотности компакта от прикладываемого внешнего давления. Показано, что плотностная неоднородность, возникающая на ранних стадиях компактирования нивелируется на более поздних стадиях в случае идеального трения на границе порошок - матрица пресс-формы.

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента РФ для молодых ученых, осуществляющих перспективные разработки по приоритетным направлениям модернизации Российской экономики.

Литература:

1. Stefanov Yu.P., Chertov M.A., Aidagulov G.R., Myasnikov A.V. Dynamics of inelastic deformation of porous rocks and formation of localized compaction zones studied by numerical modeling // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2011. - Vol. 59. pp. 2323-2340.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НАНОКОМПОЗИТАХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ CoNiAl

Ефтифеева А.С.¹, Панченко Е.Ю.¹, Чумляков Ю.И.¹, Maier H.²

¹Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

²Institut für Werkstoffkunde, Leibniz Universität Hannover, Germany

anna_eftifeeva@rambler.ru

На ферромагнитных монокристаллах $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ (ат. %), ориентированных вдоль [001]-, [011]- и $[\bar{1}23]$ -направлений, в закаленном, состаренном при 673 К, 0,5 ч без нагрузки и под растягивающей/сжимающей нагрузкой 100 МПа состояниях проведено исследование закономерностей развития термоупругих B2-L1₀ мартенситных превращений (МП) под нагрузкой, эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ).

В закаленных монокристаллах обнаружена сильная ориентационная зависимость СЭ: критические напряжения, механический гистерезис, упругая деформация и температурный интервал СЭ зависят от оси ориентации. В кристаллах, ориентированных вдоль [011]- и $[\bar{1}23]$ -направлений развитие МП под нагрузкой сопровождается широким механическим гистерезисом $\Delta\sigma=(122\pm 5)$ МПа и $\Delta\sigma=(133\pm 5)$ МПа, соответственно, характеризующим рассеяние энергии, по сравнению с [001]-кристаллами $\Delta\sigma=(23\pm 5)$ МПа. Это приводит к деградации СЭ свойств в циклах нагрузка-разгрузка в [011]- и $[\bar{1}23]$ -кристаллах, особенно при повышенных температурах испытания. Одной из причин развития СЭ с узким $\Delta\sigma$ в температурном интервале от 233 К до 473 К в [001]-кристаллах является отсутствие развоинкования кристаллов мартенсита под нагрузкой, что обусловлено геометрическими условиями нагружения.

При старении (673 К, 0,5 ч) выделяются дисперсные частицы двух фаз: неравноосные частицы ϵ -Co с ГПУ структурой размером до 30 нм и наноразмерные частицы γ' -фазы с упорядоченной L1₂-структурой, которые

значительно упрочняют высокотемпературную В2-фазу и способствуют высокой циклической стабильности СЭ. Это очень важно для практического применения в качестве актюаторов, сенсоров и демпфирующих устройств эксплуатирующийся при циклических нагрузках. Старение под нагрузкой вдоль [011]- и $[\bar{1}23]$ -направлений приводит к ориентированному росту неравноосных частиц ϵ -Co, вытянутых вдоль $\sim\langle 111 \rangle_{B2}$ направлений. Преимущественное распределение ориентированных вариантов частиц в состаренных под нагрузкой монокристаллах приводит к тому, что упругие напряжения оказываются неуравновешенными в пределах физически малых объемов и возникают внутренние дальнедействующих поля напряжений.

Выделение дисперсных частиц упрочняет В2-фазу и увеличивает критические напряжения для развития мартенситных превращений под нагрузкой. В состаренных монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ температурный интервал СЭ расширяется в 2 раза по сравнению с закаленным состоянием и СЭ наблюдается от 193 К до 573 К. Состаренные в свободном состоянии и под нагрузкой кристаллы $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ демонстрируют высокую циклическую стабильность СЭ в широком температурном интервале и отсутствие ориентационной зависимости СЭ: все ориентации характеризуются узким механическим гистерезисом $\Delta\sigma=47\div 63$ МПа.

Экспериментально установлено, что условия для наблюдения двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) с величиной обратимой деформации до 3 % возможно создать за счет: 1) термомеханической тренировки закаленных кристаллов, 2) старения под растягивающей/сжимающей нагрузкой. Благодаря выбору направления внешних приложенных напряжений (растяжение/сжатие) и оси, вдоль которой осуществляют старение под нагрузкой можно контролировать величину ДЭПФ и знак обратимой деформации, соответствующий либо увеличению, либо уменьшению размеров образца вдоль направления оси деформации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-03-98024 сибирь_a и Программы «Научный фонд им. Д. И. Менделеева Томского государственного университета».

**ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ
ОБРАТИМОЙ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ПРИ КРУЧЕНИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

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

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

Сплавы на основе никелида титана (TiNi), обладающие эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, являются функциональными материалами и широко применяются в разных областях техники и

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

медицины. В зависимости от условий (в частности, температуры) нагружения в образцах может проявляться как ЭПФ, так и эффект сверхэластичности. Проявление неупругих свойств (ЭПФ и сверхэластичности) обусловлено термоупругими мартенситным превращения (МП) $B2 \leftrightarrow R$, $B2 \leftrightarrow B19'$ и $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$, где $B2$ – высокотемпературная фаза, R и $B19'$ – ромбоэдрическая и моноклинная мартенситные фазы, соответственно. При этом максимально возможная кристаллографически обратимая деформация при реализации МП в $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ в двойных сплавах на основе $TiNi$ не превышает 12%. Однако в недавних работах при изгибе образцов двойных сплавов на основе $TiNi$ с 50.6-50.7 ат.% Ni получена неупругая деформация (ЭПФ) 14.5÷16.0 % после нагружения в $B2$ фазе, охлаждения в заневоленном состоянии через интервал МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ в мартенситную фазу $B19'$, разгрузки и последующего нагрева. В связи с этим представляют интерес исследования закономерностей изменения обратимой неупругой деформации (эффект памяти формы и сверхэластичности) в двойных сплавах на основе $TiNi$ (с содержанием никеля 50.5-50.8 ат.%) от температуры изотермического нагружения. Исследования неупругих свойств проводили при кручении образцов на установке типа обратного крутильного маятника. Изотермические циклы «нагружение-разгрузка» проводили в разных температурных интервалах: 1) от M_H до T_R , 2) при температурах выше T_R , где M_H и T_R – температуры начала МП в фазы $B19'$ и R , соответственно. Сплав с 50.5 ат.% Ni имел микрокристаллическую структуру и температуры МП $T_R=(310 \pm 2)K$, $M_H=(301 \pm 2)K$. Образцы сплава с 50.6 ат.% Ni имели крупнозернистую структуру ($M_H=(287 \pm 2)K$, МП $B2 \rightarrow R$ отсутствует) и субмикрокристаллическую структуру ($T_R=(298 \pm 2)K$, $M_H=(262 \pm 2)K$). Образцы сплава с 50.8 ат.% Ni имели крупнозернистую структуру ($T_R=(305 \pm 2)K$, $M_H=(268 \pm 2)K$) и микрокристаллическую структуру ($T_R=(321 \pm 2)K$, $M_H=(281 \pm 2)K$).

В работе предложен алгоритм пересчета деформации кручения в эквивалентные им по Мизесу деформации растяжения, что позволило сравнить полученные экспериментальные результаты с кристаллографическим ресурсом неупругой деформации (КРНД).

Показано, что в двойных сплавах с 50.5-50.8 ат.% Ni и указанным выше зёрненно-субзёрненными структурами превышение достигнутой обратимой неупругой деформации относительно КРНД наиболее значительно (на 4.5-5 %) после изотермического нагружения в интервале от T_R до M_H (образцы с микрокристаллической и крупнозернистой структурами двойных сплавов с 50.5 и 50.8 ат.% Ni , соответственно после нагружения при 296K), это превышение уменьшается до 2% при повышении температуры изотермического нагружения до T_R и отсутствует, если температура нагружения превышает T_R на 10-30 градусов (при этом реализуется неупругая деформация, равная или меньше КРНД).

В работе обсуждаются возможные механизмы и условия проявления неупругой деформации, превышающей кристаллографический ресурс мартенситной деформации.

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

ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ

Забудченко О.В., Грабовецкая Г.П.

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

Формирование в титане и его сплавах ультрамелкозернистого состояния позволяет в 1,5-2 раза повысить их прочностные характеристики. Однако, уменьшение размера зерна приводит к повышению способности поликристалла поглощать водород, присутствие которого в твердом растворе при малых скоростях деформации вызывает развитие в материале водородной хрупкости.

В данной работе проведено сравнительное исследование ползучести ультрамелкозернистых сплавов Ti-6Al-4V (марка ВТ6) и Ti-6Al-4V-0,36Н в интервале температур 723 -873 К.

Установлено, что легирование исследуемого сплава водородом приводит при температуре 723 К к твердорастворному упрочнению и снижению скорости установившейся ползучести. При этом наблюдается увеличение времени до разрушения и снижение величины предельной деформации.

С повышением температуры испытания соотношение скоростей установившейся ползучести легированного и нелегированного водородом сплавов определяется возможностью дегазации водорода из образца в процессе испытания. При ползучести в условиях одновременной дегазации водорода скорость ползучести легированного водородом сплава выше по сравнению с нелегированным сплавом. Показано, что наблюдаемое увеличение скорости ползучести сплава в условиях одновременной дегазации водорода связано с активизацией мезоскопического механизма деформации – скольжения по границам зерен и увеличением его вклада в общую деформацию.

Особенностью деформации сплава Ti-6Al-4V на установившейся стадии ползучести является развитие мезополос локализованной деформации, располагающихся под углом $\sim 60^\circ$ к приложенному напряжению нагрузки. При этом в объеме мезополос локализованной деформации идет активное образование микротрещин перпендикулярных приложенному напряжению. Присутствие водорода в твердом растворе в

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

ультрамелкозернистом сплаве Ti-6Al-4V-H подавляет развитие полос локализованной пластической деформации, но приводит к развитию поверхностных макротрещин.

Зависимость скорости установившейся ползучести обоих исследуемых сплавов от напряжения при температурах 723 и 773К удовлетворительно описывается степенным законом ползучести. При этом показатель чувствительности к напряжению для сплава Ti-6Al-4V ($n \sim 2,5$) ниже, чем в сплаве Ti-6Al-4V-H ($n \sim 3,8$). Предполагается, что повышение значения n сплава Ti-6Al-4V-H связано с активацией дислокационного механизма деформации в сплаве Ti-6Al-4V в присутствии водорода в твердом растворе и увеличением его вклада в общую деформацию.

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

СТРУКТУРА СЛОЁВ СИСТЕМЫ NI-CR-FE-TI, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

Зимоглядова Т.А., Иванова А.В., Пасичник В.А., Бекмурзин Т.Д.

Новосибирский государственный технический университет, Россия

zimogliadovatatiana@gmail.com

Среди большого разнообразия методов поверхностного модифицирования поверхностных слоев все большую актуальность приобретают методики, основанные на применении высококонцентрированных источников энергии. Вневакуумная электронно-лучевая обработка (ВЭЛО) является перспективной технологией, позволяющей получать высококачественные, безпористые покрытия, толщина которых может достигать 3 мм.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании микроструктуры и дюрOMETрических свойств слоёв, полученных путем наплавки порошковой смеси никеля, хрома и титана на пластины из углеродистой стали методом ВЭЛО.

Наплавка производилась на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 производства Института ядерной физики СО РАН. Использовались следующие режимы: ток пучка (I) – 27-33 мА, скорость перемещения электронного пучка относительно заготовки (v) – 10 мм/с, энергия пучка электронов (U) - 1,4 МэВ. Порошковая смесь с насыпной плотностью 0,45 г/см² равномерно наносилась на материал основы. В качестве материала основы использовалась низкоуглеродистая сталь 10. Наплавляемый материал представлял собой смесь порошков Ni, Cr и Ti в таком соотношении, чтобы их концентрация в сформированном слое была близка к составу аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T.

Наплавленные слои, сформированные методом ВЭЛО, обладают градиентной структурой. Толщина поверхностно-модифицированных слоев составляет 1600-1800 мкм. В наплавленных слоях наблюдается заметная дендритная ликвация, которая является характерной для слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой обработки. Ячейки дендритов представляют собой твердый раствор никеля и хрома на основе γ -железа. Междендритное пространство состоит из столбчатой эвтектики на основе Ni, Ti и Fe. Помимо этого в микроструктуре присутствуют карбидные выделения, расположенные, в основном, на границе раздела «твердый раствор-эвтектика».

ДюрOMETрические испытания показали, что средний уровень микротвердости поверхностно-модифицированных образцов варьируется от 2 до 2,5 ГПа.

Анализ результатов проведенных исследований свидетельствует о целесообразности использования метода вневакуумной электронно-лучевой обработки для поверхностного модифицирования низкоуглеродистой стали.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКА НА СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС/П

Ибрагимов Е.А., Сапрыкин А.А., Бабакова Е.В.

Юргинский технологический институт (филиал)

Национального исследовательского Томского политехнического университета, Россия.

Sapraa@tpu.ru, egor83rus@tpu.ru, babakova@tpu.ru

При синтезе изделий методом селективного лазерного спекания/плавления (СЛС/П) в качестве исходного сырья применяют различные металлические, керамические порошковые материалы и их смеси. В процессе локального термического воздействия лазерного излучения частицы порошка расплавляются и частично собираются в капли в результате коагуляции, что плохо влияет на качество спекаемого изделия. Для устранения эффекта коагуляции было предложено увеличить активность порошка методом механической активации. Целью работы является определение влияния предварительной механоактивации порошка и технологических режимов СЛС/П (мощность лазерного излучения, скорость сканирования, шаг сканирования, температура порошка) на изменение пористости и механических свойств образцов. В качестве порошкового материала выбран медный порошок отечественного производства марки ПМС-1 (ГОСТ 4960-09).

В результате предварительной механоактивации наблюдается изменение формы частиц порошка, а также существенное увеличение его насыпной плотности, до 40%. При увеличении времени активации порошка увеличивается размер и количество крупных металлических

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

конгломератов пластинчатой формы. В результате предварительных экспериментов по спеканию (СЛС/П) активированного порошка установлено, что наибольшей активности порошок достигает при времени активации 1,5 минуты. Для определения оптимальных режимов спекания образцов проводился полнофакторный эксперимент типа 2^4 для каждого вида порошка.

При спекании не активированного порошка без подогрева образцы получились хрупкими, предел прочности на сжатие составил от 0,2 до 5,8 МПа. При подогреве порошка до 300 °С механическая прочность значительно увеличилась до 60–90 МПа. Часть образцов не разрушились при испытании, предел прочности составил >105 МПа. Пористость образцов составила от 13,3 % до 39 %. Необходимо отметить, что наблюдается характерная зависимость увеличения прочности образцов с уменьшением их пористости.

При спекании активированного порошка ПМС-1 образцы, спеченные при температуре 26 °С, также получились хрупкими, предел прочности на сжатие составил от 0,2 до 8,1 МПа. При подогреве порошка до 163 °С механическая прочность образцов при нагрузке перпендикулярно спеченным слоям увеличивается до 105 МПа и более, однако все они деформировались с частичным разрушением. Прочность образцов при нагрузке вдоль спеченных слоев на порядок оказалась ниже и составила от 3 до 12 МПа. При спекании образцов при температуре порошка 300 °С прочность образцов в целом несколько ниже чем из неактивированного порошка. Пористость образцов оказалась существенно выше, чем у образцов из неактивированного порошка, и составила от 19,7 до 49 %.

Выводы. Определены оптимальные режимы спекания порошка ПМС-1 методом СЛС/П для получения предела прочности на сжатие более 105 МПа (ограничено возможностью измеряемого оборудования).

Как одним из способов уменьшения эффекта образования капель металла в следствии коагуляции, предложен метод предварительной механической активации порошка. Показан характер изменения структуры порошка и увеличение его насыпной плотности в зависимости от продолжительности активации порошка. В процессе спекания методом СЛС/П активированного порошка в образцах наблюдается значительная пористость, что в свою очередь приводит к уменьшению предела прочности материала. Однако существенно увеличивается склонность образцов к пластической деформации при механическом нагружении.

**СЕРЕБРОСОДЕРЖАЩАЯ ПОЛИМЕРНАЯ КОМПОЗИЦИЯ,
ИСПОЛЬЗУЕМАЯ В УСТРОЙСТВАХ УПРАВЛЕНИЯ
КОСМИЧЕСКИМИ АППАРАТАМИ
И ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ОПТОЭЛЕКТРОНИКЕ**

Иванов А.А., Туев В.И.

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

Создание токопроводящих полимерных композиций (ТПК), обладающих низким удельным электрическим сопротивлением и высокими значениями теплопроводности, является актуальной проблемой химии материалов для космической и светотехнической отраслей. Нет необходимости говорить о роли электроники в экономике любого государства вообще, поэтому на развитие отечественной космической и светодиодной промышленности в последнее время обращается особое внимание, но скачок возможен лишь при условии разработки новых материалов, процессов и конструкций, заменяющих импортные. Такие разработки становятся одной из главных задач инновационной стратегии.

Целью работы является синтез содержащей в своем составе нано- и микрочастицы серебра токопроводящей композиции, обладающей низкими значениями удельного электрического сопротивления и температуры спекания, а также высокими значениями теплопроводности.

Возможность создания материала нового поколения с принципиально новыми характеристиками открывается при разработанном нами обновлении технологии получения полимерной матрицы, обладающей эффектом перколяции, в процессе реализации которой формирование и модификация свойств токопроводящего материала являются определяющими.

Выбор полимерной матрицы: в качестве полимерной компоненты ТПК использовали сополимеры малеинового ангидрида с винилхлоридом (ВХ-МА) и винилацетатом (ВА-МА), макромолекулы которых обладают достаточной гибкостью, переменной (переменной) лиофильностью (ДО, ТГФ, ацетон, ДМФА, спирты, вода), хорошими пленкообразующими свойствами.

Уникальным свойством макромолекул сополимеров МА является способность некоторых повторяющихся звеньев, состоящих из смежных сункциангидридных и винилхлоридных, претерпевать таутомерию с образованием енольных и диенольных производных фурана, увеличивающих как гибкость макромолекул, так и сродство к поверхности серебра, тем самым, позволяя достигать эффекта перколяции в ТПК. Полярные таутомерные формы способствуют закреплению агломератов из нано- и микро частиц серебра в междоменных микро пустотах в виде пучков или гроздей токопроводящих дорожек.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

Приготовление токопроводящей композиции и создание из нее токопроводящих топологий: токопроводящую композицию получали методом ультразвукового диспергирования нано- и микроразмерного 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×м).

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

НАПОЛНЕННЫЙ ОКСОГИДРОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ АЛЮМОСИЛИКАТ, ИСПОЛЬЗУЕМЫЙ В КАЧЕСТВЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ СВЕТОДИОДНЫХ УСТРОЙСТВ

Иванов А.А., Туев В.И.

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

В последнее время светодиодные устройства, имеющие большой рабочий ресурс и высокую яркость свечения, постепенно вытесняют лампы накаливания. Их несомненным преимуществом перед другими источниками является уникальная возможность использования в информационных технологиях, разных видах осветительного и рекламного дизайна.

Для современного рынка светодиодов и светодиодной техники основным требованием является увеличение светового потока, срока службы и теплоотвода, а так же уменьшение энергопотребления. Достижение перечисленных характеристик возможно лишь при использовании новых материалов и внедрении современных технологий. В первую очередь это требование касается диэлектрических подложек (ДП) для светодиодных линеек.

Для создания ДП отечественная светодиодная техника использует преимущественно импортные диэлектрические композиции (ДК) в качестве ДП, которые обладают невысокими значениями теплопроводности (до 2.4 Вт/м•К), что является недостаточным для обеспечения теплового режима светодиодных устройств с большим сроком эксплуатации.

Целью работы является низкотемпературный синтез алюмосиликата дендримерной морфологии, способного вмещать большое количество (до 80 масс.%) оксигидроксида алюминия, выступающего в качестве наполнителя и задающего необходимые теплофизические свойства готового изделия (ДП). При этом значения теплопроводности ДП должны превышать таковые значения импортных аналогов.

Возможность создания таких материалов низкотемпературного синтеза нового поколения с принципиально новыми, характеристиками открывается при разработанной нами технологии получения алюмосиликатов дендримерной морфологии, в процессе реализации которой формирование и модификация свойств материалов являются определяющими. Именно на стадии синтеза закладываются наноразмерные, фазовые, структурные и другие особенности, которые и определяют физические, механические, химические и эксплуатационные свойства изделий. Теплофизические свойства готовых изделий (таблица 1) задаются посредством введения оксигидроксида алюминия в межкронные пространства алюмосиликата дендримерной морфологии в количестве 60-80 масс. % механохимическим смешением с одновременной ультразвуковой обработкой.

Таблица 1. Определённые методом Паркера параметры теплопроводности образцов ДП с различным содержанием наполнителя (60, 70 и 80 масс.%)

Параметр	Доля nano- и микрочастиц наполнителя, масс. %			Образец сравнения – <i>спеченный AlN при высокой температуре</i>
	60	70	80	
λ (Вт/м·К)	10.93	24.67	133.61	180

Таким образом, имея ввиду максимальную теплопроводность (133.61 Вт/м·К) образца ДП, наполнение алюмосиликата оксигидроксидом алюминия в количестве 80 масс.% является оптимальным, если принимать во внимание еще и другие требуемые параметры, предъявляемые к ДК, такие как деформационно-прочностные и адгезионные свойства.

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

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО СПОСОБОМ НАКАПЛИВАЕМОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРОКАТКОЙ

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

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

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 накапливаемого соединения прокаткой (НСП), 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 НСП. В связи с этим в работе была поставлена задача исследовать особенности УМЗ структуры, полученной методом НСП, аттестовать механические свойства и установить основные закономерности эволюции структуры и механических свойств металлического материала при НСП и последующих термических воздействиях.

В качестве материала для исследований был выбран технически чистый алюминий. Заготовки подвергали 4, 7 и 10 циклам НСП. Отжиги при температурах 353, 363, 373, 383 и 393 К проводили на воздухе в течение 1 часа. 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 НСП 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 НСП, 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 НСП, в несколько раз выше соответствующих свойств отожженного алюминия. Проведен анализ физических причин упрочнения.

Установлено, что полученная УМЗ структура термически стабильна до 393 К ($0,4T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления алюминия). Рассмотрены факторы, обеспечивающие достаточно высокую (по сравнению с УМЗ материалами, полученными другими способами ИПД) температуру рекристаллизации.

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.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНА VT1-0, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Казаченок М.С.¹, Панин А.В.^{1,2}, Козельская А.И.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

kms@ispms.tsc.ru

Известно, что облучение электронными и ионными пучками позволяет повысить твердость, износостойкость и коррозионную стойкость титана и его сплавов за счет образования в их поверхностных слоях мартенситной α' -фазы, а также изменения их элементного и фазового состава [1,2]. В то же время, в литературе нет какой-либо ясности относительно эволюции α' -фазы при последующем механическом нагружении облученных титановых образцов, а также влияния модифицированного поверхностного слоя на характер деформации и разрушения материала в целом. В работе исследовано влияние обработки электронными пучками с плотностью энергии 12-24 Дж/см² на закономерности деформации образцов технического титана VT1-0 в процессе одноосного растяжения.

Показано, что в результате плавления и быстрой кристаллизации, имеющих место при электронно-пучковой обработке, вблизи поверхности облученного образца титана VT1-0 формируются равноосные зерна нано- и субмикронного диапазона, имеющие субзеренную структуру. Нижележащие зерна со средним размером 10 мкм характеризуются пластинчатой мартенситной структурой, обусловленной $\beta \rightarrow \alpha'$ превращением по бездиффузионному мартенситному механизму и последующим переходом $\alpha' \rightarrow \alpha$. В зависимости от плотности энергии электронного пучка толщина модифицированного слоя варьируется в пределах от 6 до 11 мкм.

Установлено, что электронно-пучковая обработка приводит к существенному упрочнению поверхности образцов VT1-0. Степень увеличения твердости поверхностного слоя не зависит от плотности энергии электронного пучка и составляет 1 ГПа.

Показано, что основными механизмами пластической деформации рекристаллизованных образцов VT1-0 являются скольжение и двойникование. Последнее обуславливает огрубление поверхности нагруженных образцов, которое при малых степенях деформации ($\varepsilon=3-5\%$) проявляется в виде образования агломератов смежных зерен, испытывающих самосогласованное смещение в направлении, перпендикулярном свободной поверхности. При дальнейшем нагружении размеры фрагментов деформационного рельефа существенно

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

уменьшаются и становятся соизмеримы со средним размером зерна в исследованных образцах (70 мкм).

В процессе одноосного растяжения образцов VT1-0, подвергнутых предварительной электронно-пучковой обработке, деформация его упрочненного поверхностного слоя, имеющего мартенситную структуру, также развивается путем распространения полос скольжения. Ориентация данных полос в соседних пластинах α -фазы оказывается различной, а расстояние между ними не превышает 100 нм. В этом случае позднее активируется вторичная система скольжения в поверхностных зернах нагруженного образца, и, соответственно, более длительное время не реализуются ротационные сдвиги в зернах, приводящие к их фрагментации. Последнее обеспечивает рост пластичности при одновременном увеличении прочности облученных образцов VT1-0.

Литература:

1. Zhang X.D., Hao S.Z., Li X.N., Dong C., Grosdidier T. Surface modification of pure titanium by pulsed electron beam // Applied Surface Science. 2011. Vol.257. P. 5899–5902.
2. Чернов И.П., Белоглазова П.А., Березнеева Е.В., Киреева И.В., Пушилина Н.С., Ремнев Г.Е., Степанова Е.Н. Свойства поверхности титана VT1-0, модифицированной импульсным ионным пучком // Журнал технической физики, 2015, том 85, вып. 7. – С. 95-100.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЭНДОТЕЛИАЛЬНЫХ КЛЕТОК ЧЕЛОВЕКА С ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННЫМ КРЕМНИЕМ НИКЕЛИДОМ ТИТАНА

Лотков А.И.¹, Кашин О.А.¹, Кудрявцева Ю.А.², Антонова Л.В.²,
Кудряшов А.Н.³, Матвеева В.Г.², Сергеева Е.А.²

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

²Научно-исследовательский институт комплексных проблем сердечно-сосудистых заболеваний, Кемерово, Россия,

³ООО «Ангиолайн», Новосибирск, Россия

okashin@ispms.tsc.ru

В настоящее время для восстановления просвета кровеносного сосуда при его атеросклеротическом сужении (стенозе) широко используют металлические саморасширяющиеся стенты из сплавов на основе никелида титана, которые устанавливают в поражённое место сосуда транскатетерным путём. Однако при стентировании в ответ на имплантацию в сосуд чужеродного материала развивается местная воспалительная реакция, следствием чего является избыточное образование гладкомышечных клеток сосудистой стенки, приводящее к закрытию просвета сосуда и возвращению клинической картины - рестенозу. Развитие рестеноза вызывает необходимость проведения повторных операций по стентированию. Одним из путей предотвращения

рестеноза является стимуляция быстрого образования на поверхности стента слоя эндотелиальных клеток, который подавляет неконтролируемый рост гладкомышечных клеток.

В настоящей работе была проверена возможность ускорения эндотелизации имплантатов при обработке их поверхности ионами кремния методом плазменно-иммерсионной ионной имплантации и осаждения (ПИИИиО). Исследования были выполнены на модельных образцах из сплава на основе никелида титана медицинского назначения, обработанных по различным технологическим режимам ПИИИиО. Использовали эндотелиальные клетки человека линии EA.hy 926.

Установлено, что при модификации поверхности образцов ионами кремния при всех исследованных технологических режимах повышается адгезионная активность и клеточная пролиферация по сравнению с немодифицированными образцами, однако для различных режимов ПИИИиО это повышение имеет разную величину. Клетки на модифицированных образцах обладали высокой жизнеспособностью.

Обнаружено, что необычной особенностью клеточного распределения на поверхности модифицированных кремнием образцов является их способность формировать структуры в виде микрокапиллярной сети (сродни той, что образуется в матригеле и является одним из культуральных методов подтверждения ангиогенной активности культуры эндотелиальных клеток), то есть их способность к неоангиогенезу. Определены технологические параметры ПИИИиО, при которых наблюдается формирование полноценных капиллярных структур на поверхности образцов.

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования метода ПИИИиО для модификации поверхности сосудистых стентов из сплавов на основе никелида титана с целью ускорения эндотелизации стентов при их установке в организм человека.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 г. о предоставлении субсидии, уникальный идентификатор проекта RFMEFI 60414X0031).

**МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ
СПЛАВОВ CoCrFeMnNi**

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

*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,
kireeva@spti.tsu.ru*

На монокристаллах высокоэнтропийного ГЦК сплава Co-20%Cr-20%Fe-20%Mn-20%Ni (ат.%) при деформации растяжением исследовали

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

температурную и ориентационную зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$, стадийность кривых течения и дислокационную структуру.

Показано, что зависимость $\tau_{кр}(T)$ в высокоэнтропийных кристаллах в температурном интервале от 77К до 573К оказывается аналогичной ранее найденной для монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей без атомов внедрения с низкой и высокой энергией дефекта упаковки. При $T < 300\text{К}$ наблюдается резкий рост $\tau_{кр}$, связанный с термически-активируемым преодолением атомов легирующего элемента. При $T > 300\text{К}$ имеет место атермическое скольжение и зависимость $\tau_{кр}(T)$ пропорциональна зависимости модуля сдвига G от температуры испытания. При деформации растяжением во всем интервале температур обнаружена ориентационная зависимость $\tau_{кр}$. В кристаллах с осью растяжения вблизи [001] ориентации $\tau_{кр}$ имеют большие значения по сравнению с кристаллами, ориентированными вдоль [111] и [149] направлений. Предполагается, что ориентационная зависимость $\tau_{кр}$ определяется воздействием поля внешних напряжений на величину расщепления полной дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 112 \rangle$. В кристаллах вблизи [001] ориентации происходит уменьшение величины расщепления дислокаций и с атомами замещения взаимодействуют слабо расщепленные дислокации, тогда как в [111] кристаллах, напротив, имеет место увеличение расщепления полной дислокации в поле внешних приложенных напряжений и с атомами замещения взаимодействуют сильно расщепленные дислокации.

Установлено, что деформация двойникованием в высокоэнтропийных монокристаллах наблюдается при деформации растяжением равной 5% во всех ориентациях в температурном интервале от 77К до 300К. В [001] и [111] кристаллах двойникование развивается в нескольких системах и взаимодействие двойникования со скольжением и двойникования с двойникованием обеспечивает высокие коэффициенты деформационного упрочнения при высокой пластичности кристаллов от 60% при 77К до 40% при 420К. В [149] кристаллах двойникование и скольжение развиваются в одной системе и с этим связаны низкие значения коэффициента деформационного упрочнения и высокая пластичность 60-80%.

Работа выполнена при финансовой поддержке фонда Менделеева Д.И. 2015г. ТГУ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ ПОРОШКА СЕРПЕНТИНА, НАНЕСЕННОГО НА СТАЛЬНУЮ ПОВЕРХНОСТЬ

Ковалевская Ж.Г.^{1,2}, Химич М.А.³, Толмачев А.И.¹,
Белявская О.А.¹, Веселов С.В.⁴, Батаев В.А.⁴

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

⁴Новосибирский государственный технический университет, Россия

zhanna_kovalevskaya@mail.ru

С помощью оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследовано строение и фазовый состав покрытия, полученного на поверхности стальных шариков. При смешивании в шаровой мельнице порошка серпентина со стальными шариками на поверхности шариков формируется плотное покрытие, имеющее с основой адгезионную связь. Когезионная связь в покрытии слабая. Можно предположить, что механизмами образования когезионной связи внутри покрытия могут быть силы Ван-дер-Ваальса. Образование адгезионной связи, обеспечивает механическое зацепление частиц геомодификатора во впадинах поверхности и протекание на выступах поверхности топохимических реакций. Фазовый состав покрытия отличается от фазового состава исходного порошка. Наряду с серпентином $Mg_3[Si_2O_5][OH]_4$, в покрытие идентифицируется магнезиальный силикат $Mg_2[SiO_4]$. Формирование магнезиального силиката обусловлено процессом дегидратации. Дегидратация происходит за счет локальной флуктуации температуры на контактных площадках поверхности стальной основы – выступах шероховатости. При взаимодействии частиц серпентина и поверхности, локальный нагрев серпентина на выступах шероховатости основы приводит к частичной дегидратации серпентина и формированию в составе получаемого покрытия магнезиального силиката – форстерита. Для оценки температурных режимов, протекания топохимической реакции, была проведена качественная оценка превращений, происходящих в исследуемых порошках при нагреве. Модельную смесь порошка серпентина и железа нагревали до температур 550, 650, 750 и 850°C в электропечи с защитной атмосферой аргона. Определено, что для формирования покрытия указанного фазового состава совокупное выделение тепла в процессе формирования покрытия должно соответствовать температуре нагрева, превышающей 550°C.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ВЫСОКОРОНИЕВОВОГО СУПЕРСПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni-Al-Cr, ЛЕГИРОВАННОГО La

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

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,
vilatomsk@mail.ru

Одним из перспективных направлений поиска новых высокотемпературных материалов является создание сплавов, содержащих интерметаллидные фазы. Примером являются суперсплавы на основе $(\gamma+\gamma')$ -фаз, в которых γ -фаза представляет собой неупорядоченный твердый раствор с ГЦК-структурой, а γ' -упорядоченная фаза со сверхструктурой $L1_2$. В настоящее время суперсплавы создаются часто на основе сплава Ni-Al, легированного различными элементами, в том числе и редкоземельными.

Фазы	Пространственная группа	Объемная доля фаз, %	
		НК	Отжиг
γ'	Pm3m (куб)	85.6	87.0
γ	Fm3m (куб)	8	6
$(\gamma+\gamma')$		8/0.09	6/0.07
β	Pm $\bar{3}$ m (куб)	5	0
χ	I4 $\bar{3}$ m (куб)	1.4	0
σ	P4 $_2$ /mnm (тетр.)	0	2
La $_2$ Ni $_3$	Стца (ортор.)	0	5

Целью работы являлось качественное и количественное исследование структуры, фазового состава, морфологии фаз сложнолегированного высокорениевОВОГО сплава, с различным содержанием La. Основные элементы сплава: Ni – ~70 ат.%, Al – ~17 ат.% и Cr – ~5 ат.%. Легирующими элементами были Mo, W, Ta, Ti, Co, с суммарным количеством ~7 ат.%, Re – 0,4 ат.% и La – 0,006 и 0.08 ат.%. В работе было использовано два метода исследования: 1) метод просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) и 2) метод растровой электронной микроскопии (РЭМ). Сплав был получен методом направленной кристаллизации (НК). Исследование структуры сплава проводилось в двух состояниях: 1) исходное состояние – после НК; и 2) после отжига при температуре 1150°C в течение 1430 часов. Исследуемый сплав обладал монокристаллической структурой (ориентация [001]). Установлено, что основными фазами в обоих состояниях являются γ -фаза и γ' -фаза на основе ГЦК кристаллической решетки, суммарная объемная доля которых составила около 93%. Остальные фазы – вторичные. Фазовый состав вторичных фаз качественно изменился после отжига. Фазовый состав и параметры обнаруженных фаз указаны в таблице. Установлено, что структура суперсплавов, как правило,

прежде всего, выражена смесью ($\gamma+\gamma'$) фаз. Присутствие в сплаве активных фазообразующих металлов Re и La осложняет структуру суперсплава и вызывает появление в нем участков с нарушенной ($\gamma+\gamma'$) - структурой. Наличие Re обязано формированию β , σ и χ – фаз. La, являясь мощным фазообразующим элементом, обязан формированию фазы - Ni_3La_2 (см. таблицу). Поскольку Re и La не заполняет однородно весь объем сплава, а присутствует лишь в локальных объемах, то во всех состояниях сплава нарушенными оказались лишь часть объема квазикубоидов ($\gamma+\gamma'$). В состоянии после НК обнаружено три различные морфологически-фазовые состояния: идеальная структура ($\gamma+\gamma'$), квазикубоиды, содержащие прослойки χ -фазы и трехкомпонентный раствор $NiAl_2Re$ (β -фаза). В состоянии после отжига только два морфологически-фазовых состояния: идеальная структура ($\gamma+\gamma'$) и квазикубоиды, содержащие выделения σ -фазы и лантанида Ni_3La_2 .

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ДЕАГЛОМЕРАЦИИ НА МОРФОЛОГИЮ И ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ

Козулин А.А.¹, Ворожцов С.А.^{1,2}, Кульков С.С.², Кульков С.Н.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

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

kozulyn@ftf.tsu.ru

Одним из перспективных композиционных материалов для реализации задачи уменьшения веса конструкций в авиастроении с сохранением высоких прочностных свойств являются композиты с металлической матрицей, армированной высокопрочным наполнителем. Для синтеза подобных композитов используются методы порошковой металлургии. В качестве материала матрицы выбирают порошки легких сплавов на основе алюминия, в качестве наполнителя - многослойные углеродные нанотрубки (МУНТ). Однако алюминиевые порошки, углеродные нанотрубки и их смеси имеют тенденцию агломерироваться в процессе производства и транспортировки, в то время как создание перспективных конструкционных материалов требует эффективного диспергирования и получения гомогенного распределения компонент включений в материале матрицы. Агломерация компонент смесей приводит к нерегулярности структуры полученных из них материалов и, как следствие, нестабильности физико-механических свойств. Одним из эффективных способов деагломерации является ультразвуковая обработка в водных и безводных суспензиях.

Целью данной работы было проведение ультразвуковой деагломерации и исследование ее влияния на физические свойства

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

алюминиевого порошка, многослойных углеродных нанотрубок, порошковых смесей на их основе.

Деагломерацию порошков и смесей с применением ультразвуковых воздействий проводили в жидкой фазе, для чего готовилась суспензия на основе специального растворителя и смеси. Деагломерация в подготовленных суспензиях проводили в двустенном стеклянном контейнере объемом 250 мл оснащенным контуром охлаждения. Устройство Ultra-Turrax T25 типа ротор-статор с регулируемой мощностью выбрано в качестве источника ультразвуковых колебаний. В качестве растворителя использован додекан (органическое соединение класса алканов с химической формулой $C_{12}H_{26}$), инертный по отношению к химическим веществам смесей, этим были исключены любые химические реакции. Время обработки составляло 10 минут. После чего порошки и смеси отфильтровывались от жидкой фазы и высушивались.

На основе результатов исследований установлено, что ультразвуковая деагломерация в жидкой фазе порошковых систем «Al-МУНТ» приводит к дроблению агломератов частиц, агломераты МУНТ в смесях отсутствуют, а сами трубки равномерно окутывают алюминиевые частицы. После ультразвуковой обработки порошков образовалась рентгено-аморфная фаза, количество которой увеличивается до 5% при увеличении содержания нанотрубок в смеси с алюминием, при этом окисления компонент смеси в процессе ультразвуковой деагломерации в среде додекана не произошло. Результаты рентгеноструктурных исследований свидетельствуют о том, что произошло дробление структурных элементов порошковых материалов. Результаты ТГ-ДТА/ДСК анализа в атмосфере кислорода показали, что алюминий при температурах близких к 600 °С начинает окисляться и поэтому происходит резкий рост массы, а углеродные нанотрубки начинают интенсивное горение и значительную потерю массы. Удельная поверхность порошка алюминия после обработки снижается с 13 до 12 м²/г. Кроме этого увеличивается объем и средний размер пор с 0.04 до 0.06 и с 12 до 19 нм, соответственно. Удельная поверхность МУНТ после обработки снижается с 218 до 190 м²/г. Определенный размер ОКР, близок к полученной оценке из удельной поверхности, т.е. измеренные значения являются размерами кристаллитов в данных материалах.

**КОНЦЕНТРАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ
В ХАОТИЧЕСКИ АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ
КОМПОЗИТАХ С АНТИФРИКЦИОННЫМИ
ДИСПЕРСНЫМИ ДОБАВКАМИ**

Колесников В.И.¹, Бардушкин В.В.², Сычев А.П.³

¹*Ростовский государственный университет путей сообщения, Ростов-на-Дону, Россия,*

²*Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Москва, Россия,*

³*Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону, 344006, Россия*

kvi@rgups.ru, bardushkin@mail.ru, alekc_sap@mail.ru

Полимерные композиты, армированные хаотически распределенными в пространстве материала короткими волокнами и антифрикционными дисперсными добавками, находят широкое применение в узлах трения и сопряжения машин и механизмов. При разработке подобных трибокомпозитов необходим подбор состава, структуры и концентрации компонентов с целью оптимизации их физико-механических характеристик. Наряду с экспериментальными подходами, широко применяемыми для решения задачи разработки и создания трибокомпозитов, важную роль играют теоретические методы прогнозирования их физико-механических (в частности, упругих) свойств. Численное моделирование позволяет уже на стадии проектирования делать прогнозы о значениях исследуемых физико-механических характеристик композитных материалов, давать рекомендации по подбору состава компонентов, их процентному содержанию и т.п.

В работе решается задача численного моделирования операторов концентраций напряжений и деформаций (тензоров четвертого ранга), связывающих средние (внешние) по неоднородному материалу напряжения и деформации с их локальными значениями в пределах отдельного элемента неоднородности. Рассматриваются композиты на эпоксифенольной основе, хаотически армированные короткими полиимидными волокнами, с антифрикционными дисперсными добавками политетрафторэтилена (ПТФЭ). Моделирование опирается на обобщенное сингулярное приближение теории случайных полей, используемое при решении стохастического дифференциального уравнения равновесия упругой среды. Указанное приближение позволяет получить явные выражения для указанных операторов в композитном материале, с помощью которых возможен анализ распределения локальных полей напряжений и деформаций в зависимости от состава, структуры и процентного содержания элементов неоднородности.

Исследованы зависимости операторов концентраций напряжений и деформаций от процентного содержания изотропных компонентов. Показано, что увеличение содержания волокон (при фиксированном содержании включений ПТФЭ) приводит к снижению значений оператора

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

концентрации напряжений и увеличению значений оператора концентрации деформаций в компонентах всех типов. При этом характер зависимости нелинеен. Кроме того, значения операторов и во включениях, и в матрице имеют тенденцию к сближению. Это показывает, что увеличение в допустимых пределах процентного содержания волокон приводит к большей совместимости компонентов композита и, как следствие, к улучшению эксплуатационных характеристик изделий, использующих подобные материалы в узлах трения (особенно тяжело нагруженных). Установлено также, что увеличение процентного содержания включений ПТФЭ в важном для практики диапазоне изменения концентрации данного антифрикционного компонента (при фиксированной концентрации волокон) приводит к незначительной вариации значений операторов концентраций в элементах неоднородности всех типов. Следовательно, с помощью вариации процентного содержания ПТФЭ возможна оптимизация значений трибохарактеристик композитов рассматриваемой структуры и состава компонентов без существенного снижения их упруго-прочностных показателей.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 13-08-00672-а и 13-08-00732-а.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРАБОТКИ И РЕАЛИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИКАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В ИМПУЛЬСНО-ПЕРИОДИЧЕСКОМ РЕЖИМЕ

Гальченко Н.К.¹, Беззубко А.В.², Самарцев В.П.¹, Колесникова К.А.¹,
Раскошный С.Ю.², Круковский К.В.¹, Белюк С.И.¹

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

²ООО «Томские электронные технологии», Россия

Kolesnikova_ksal@mail.ru

Одним из высокоэффективных методов модифицирования поверхностных свойств материалов является трехмерная инженерия поверхности. Возможным подходом к решению данной проблемы является формирование импульсным электронным пучком периодических поверхностных структур с заданными параметрами. При такой обработке существует возможность достижения изменения топографии поверхности, состава, микроструктуры и свойств материалов в приповерхностных слоях с одновременным интегрированием в конструирование и производство компонентов, деталей, узлов и механизмов различного назначения. Эти технологии начали развиваться в Европе благодаря разработке оцифрованных автоматизированных систем управления мощностью электронного пучка и синхронизации с его пространственным положением. Впервые этот эффект воздействия электронного луча на

металлическую поверхность был получен в Великобритании (компания TWI) с помощью электронных пушек с термокатодом, работающих при ускоряющем напряжении до 150 кВ и выше. Технология получила название «Electron Beam Surfi-Sculpt®».

В настоящее время компания «Томские электронные технологии» совместно с Институтом физики прочности и материаловедения СО РАН занимается разработкой нового электронно-лучевого оборудования на базе пушек с плазменным катодом (ускоряющее напряжение не более 30 кВ) и технологиями трехмерной электронно-лучевой модификации поверхности металлов и сплавов различного назначения.

Для отклонения электронного луча по заданной траектории была разработана специальная система, позволяющая создавать, запоминать и воспроизводить необходимые перемещения сканирующего луча с заданной частотой. Переход электронного луча от конца вектора тока до начала следующего осуществляется со скоростью, в десять раз превышающей скорость движения вдоль вектора. Время жизни луча на поверхности зависит от геометрии рисунка и теплофизических свойств обрабатываемого материала. Процесс обработки регулируется следующими параметрами: ускоряющее напряжение U , ток пучка I , частота сканирования, количество циклов. Разработана современная длиннофокусная система фокусировки электронного пучка, позволяющая получать остро сфокусированный луч в 300-400 мм от края линзы с одновременной обработкой площади поверхности образца растром 50×50 мм. Рост выступов (игл) всегда происходит в начале вектора. На рисунке 1 показаны результаты обработки разных материалов при различных схемах сканирующего сигнала.

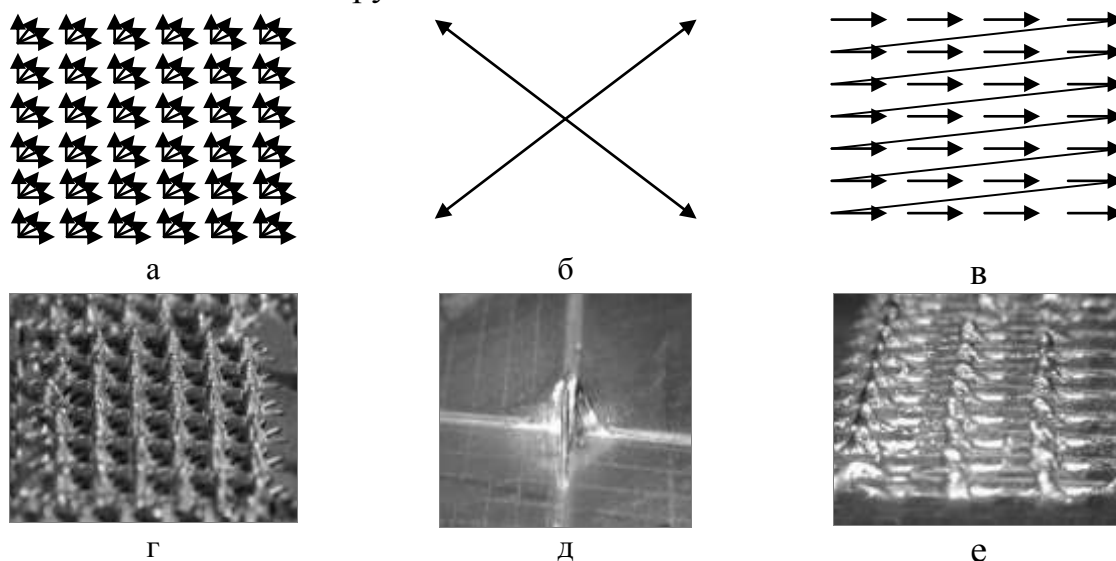


Рис. 1. Вид сканирующего сигнала (а, б, в) и топография поверхности образцов: а, г - из меди (высота выступов 2-3 мм., $U = 28$ кВ, $I = 50$ мА, $T = 25$ с); б, ж - из титана (высота выступов 8-10 мм., $U = 28$ кВ, $I = 10$ мА, $T = 35$ с); в, з - из стали X18H10T (высота выступов 1,5-2 мм., $U = 28$ кВ, $I = 30$ мА, $T = 7$ с).

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

В работе приведено описание установки, представлены результаты исследования влияния топографии поверхности опытных образцов на следующие характеристики: на адгезионную прочность и плотность газотермических покрытий из никельхромового сплава, напыленных на поверхность стальных подложек с упорядоченным игольчатым рельефом; на прочность сцепления неразъемных соединений «титан-медь (с иглами пирамидальной формы на титановых пластинах), полученных давлением на гидравлическом прессе; на прочностные характеристики образцов из титана, нержавеющей стали и алюминиевых сплавов авиационного назначения с периодическими поверхностными структурами, сформированными на поверхности по разным схемам импульсной электронно-лучевой обработки.

Полученные результаты позволили предварительно определить наиболее перспективные схемы, направления и технологические режимы поверхностной электронно-лучевой модификации, показать возможность направленного изменения и управления важнейшими эксплуатационными характеристиками исследуемых в работе материалов за счет создания особой топографии поверхности с развитой рельефной структурой.

НЕАГЛОМЕРИРУЮЩИЕСЯ СУБМИКРОННЫЕ АЭРОЗОЛЬНЫЕ ПОРОШКИ – ПЕРСПЕКТИВНОЕ СЫРЬЁ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВОГО КОМПАКТА С ОПТИМАЛЬНОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Антипов В.И., Баранов Е.Е.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
ltdvin@yandex.ru*

Широко используемые в настоящее время порошки с субмикронными частицами, которые в силу своей высокой удельной поверхности обычно образуют прочно спекшиеся агломераты, самоорганизуются в иерархическую, мультифрактальную агломератную структуру (рис. 1) с высокой степенью неоднородности [1]. Наличие агломератов в нанопорошках неизбежно приводит к формированию в спеченном материале структурных дефектов в виде остаточной пористости и

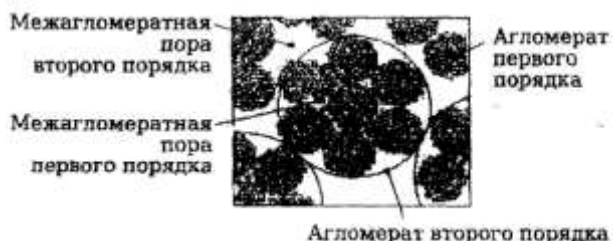


Рис.1. Схематическое изображение фрактальной упаковки агломератов в тонкодисперсных порошках

образованию микротрещин. Применение гидростатического прессования для повышения однородности упаковки в компактах из наноразмерных порошков не даёт положительных результатов, поскольку после спекания в структуре формовки сохраняется

значительное количество межагломератных пустот, и прочность материала остается низкой.

Специальные операции грануляции (укрупнения) наноразмерных порошков, обеспечивая определённые удобства при применении традиционных технологий формования, одновременно приводят к увеличению локальной неоднородности в компакте. Хорошие перспективы формирования оптимальной иерархической мультифрактальной структуры в тонкодисперсных порошках открываются для субмикронных аэрозольных порошков, получаемых методом ультразвукового распылительного пиролиза [2]. Данный метод позволяет синтезировать сферические по форме тонкодисперсные порошки практически любых неорганических соединений, узкого фракционного состава, частицы в которых не образуют трудноразрушимые агломераты. При этом сами частицы обладают нанофрагментарной поликристаллической структурой, что обеспечивает им активность при спекании, сопоставимую с активностью ультрадисперсных порошков. Указанные свойства аэрозольных порошков позволяют, используя традиционные технологические методы получения порошковых изделий, формировать в них плотную однородную равноосную структуру, не содержащую поры и микротрещины.

В докладе исследованы возможности получения методом ультразвукового распылительного пиролиза субмикронных аэрозольных порошков состава $ZrO_2 + 12 \text{ моль. \% CeO}_2$. Полученные в процессе синтеза субмикронные порошки (рис.2) состояли из сферических частиц с внутренней нанофрагментарной поликристаллической структурой с размером зерна 17-28 нм. При этом в порошках отсутствовали агломератные образования.

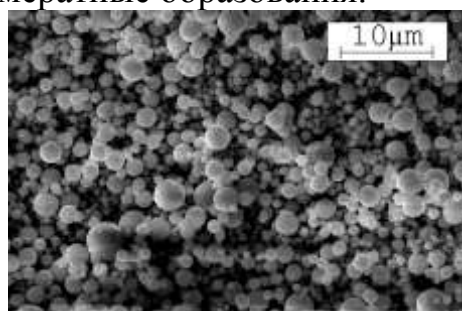


Рис.2. Электронно-микроскопический снимок аэрозольных порошков $ZrO_2 + 12 \text{ моль. \% CeO}_2$

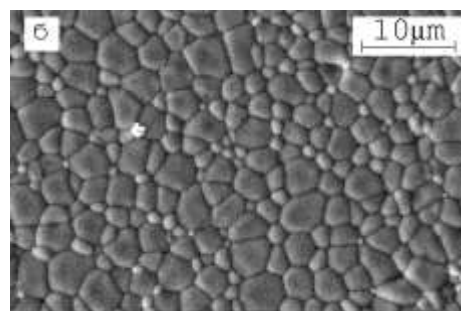


Рис.3. Микроструктура спеченных образцов керамики $ZrO_2 + 12 \text{ моль. \% CeO}_2$

Микроструктура керамических образцов, спеченных из указанных аэрозольных порошков (рис.3) характеризуется однородным распределением равноосных зерен с невысоким разбросом их по размерам. Изготовленные из экспериментальных порошков керамические образцы обладали свойствами близкими к механическим характеристика изделий из ультрадисперсных порошков цирконоиттриевой керамики, полученных по

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

более сложным и дорогим технологиям. Керамика из новых порошков обладает повышенной стойкостью при работе в горячих растворах, что делает её привлекательной для использования в современной дентальной имплантологии.

Литература:

1. Галахов А.В. Агломераты в нанопорошках и технология керамики // Новые огнеупоры, 2009, №9, с.20-25.
2. Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Антипов В.И., Баранов Е.Е., Лазарев Э.М. Наноструктурированные аэрозольные порошки из оксидной керамики и перспективы их применения // Сб. научных трудов под ред. акад. К.А. Солнцева "Институту металлургии и материаловедение им. А.А. Байкова РАН - 75 лет." - М.: Интерконтакт Наука, 2013, 792 с. - С.355-365.

ПРОСТРАНСТВЕННАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ С РАЗЛИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДИСЛОКАЦИИ

Куницына Т.С., Теплякова Л.А., Конева Н.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
kma11061990@mail.ru*

В работе проведен сравнительный анализ результатов исследования картины следов скольжения и дислокационной структуры в монокристаллах сплава Ni_3Fe в состояниях с ближним и дальним атомным порядком. Монокристаллы были ориентированы для одиночного скольжения и деформированы сжатием при комнатной температуре.

Начальные стадии пластической деформации в *сплаве Ni_3Fe с ближним атомным порядком* связаны с кластеризацией (пачкованием) следов сдвига. Причиной такого способа локализации сдвига является разрушение ближнего атомного порядка в плоскостях скольжения после прохождения первых дислокаций, испущенных источником. Дислокационную структуру на этой стадии отличает ярко выраженная локализация дислокаций в отдельных зонах сдвига и их пачках. Большая часть наблюдающихся дислокаций, естественно, принадлежит первичной системе скольжения. Они образуют отдельные плоские скопления и группы скоплений, располагающиеся на параллельных плоскостях. При этом формируются две пространственные конфигурации из плоских скоплений: 1) пачки плоских скоплений дислокаций с одинаковым знаком вектора Бюргерса и 2) мультипольные образования из скоплений дислокаций противоположных знаков. Основываясь на исследованиях дислокационной структуры, выполненных в настоящей работе при различных увеличениях (в интервале 5000... 40000 крат) и установленном ранее факте самоподобия картины следов скольжения первичной системы, показано, что в объеме образца образуются мультиполи на разных

масштабных уровнях. При этом пачки плоских скоплений дислокаций одного знака являются составной частью мультипольной конфигурации более крупного масштаба. Такое пространственное распределение дислокаций разного знака является проявлением процессов самоорганизации в формировании дислокационной структуры.

Иная схема развития локализации пластической деформации характерна для сплава Ni_3Fe с дальним атомным порядком. С начала деформации на фоне тонких следов наблюдаются периодически распределенные следы с повышенным сдвигом (грубые следы). Первичная система скольжения развивается уплотнением как тонких, так и грубых следов. В сплаве с дальним атомным порядком основным носителем пластической деформации являются сверхдислокации. При скольжении сверхдислокаций происходит накопление антифазных границ в плоскостях скольжения, что эквивалентно снижению эффективной энергии АФГ, связывающей сверхчастичные дислокации. В работе установлено, что средняя величина расщепленности сверхдислокаций с начала пластической деформации возрастает довольно быстро. При этом в субструктуре появляются плоские скопления одиночных дислокаций, при выходе которых на поверхность кристалла и образуются грубые следы скольжения. Таким образом, снижение степени атомного порядка (ближнего и дальнего) приводит к изменению структуры и свойств скользящих дислокаций и, как следствие, к локализации деформации в полосах и зонах сдвига.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ ИНСТРУМЕНТА НА ПЕРЕСТРОЙКУ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ ИДЕНТИЧНЫМ ПРОЦЕССУ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Коноваленко Ив.С.¹, Коноваленко Иг.С.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

ivkon@ispms.tsc.ru

Несмотря на достигнутый прогресс в понимании закономерностей протекания физических процессов, лежащих в основе различных видов сварки, при практическом использовании сварочных технологий для неразъемного соединения материалов с сильно отличающимися химическим составом и физико-механическими свойствами возникают определенные трудности. Их решением может являться использование современного метода сварки, основанного на трении с перемешиванием, которое обеспечивает соединение деталей в твердом состоянии. Для такой сварки применяется цилиндрический или конусообразный инструмент специальной формы, вращающийся в зазоре между свариваемыми

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

пластинами, что приводит к фрикционному разогреву и пластическому течению металла. Результатом этого является перемешивание металла в сварном шве и образование прочного соединения двух деталей. Физические процессы, происходящие в материале при сварке трением с перемешиванием (СТП), характеризуется большим многообразием, взаимосвязанностью и быстротечностью реализующихся механизмов в месте нагружения. Особенно это актуально при проведении исследований на атомном уровне, когда пространственные и временные масштабы во многом ограничивают набор применяемых экспериментальных методик. Поэтому методы компьютерного моделирования могут являться эффективным инструментом решения подобного класса задач. В связи с вышесказанным целью работы является исследование на атомном масштабе основных закономерностей и механизмов формирования структурного состояния материала, подвергнутого воздействию интенсивной пластической деформации по схеме нагружения, имитирующей условия СТП, и влияния формы инструмента на процесс соединения фрагментов материала.

Исследования проводились методом молекулярной динамики. Нагружение, идентичное процессу СТП, моделировалось движением вращающегося абсолютно жёсткого инструмента вдоль поверхности сопряжения двух одинаковых кристаллитов с размерами каждого $12,1 \times 38,9 \times 2,3$ нм. Атомная структура образца соответствовала сплаву D16. 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 и имел форму конуса. Его ось вращения была нормальна к поверхности моделируемой сборки и лежала в плоскости контакта кристаллитов. Движение инструмента приводило к разрушению кристаллической структуры и последующему перемешиванию атомов кристаллитов в области их сопряжения. Отвод тепла из образца был реализован введением искусственной вязкости для атомов всех его внешних поверхностей.

Исследовано влияние формы движущегося инструмента на оказываемое им на материал механическое воздействие. С этой целью рассчитывались зависимости силы сопротивления F_s движению инструмента, действующей со стороны материала, от времени для различных конфигураций инструмента. Варьировался угол раствора конуса α от 90 до 0 градусов. Ввиду фиксированного диаметра основания и высоты цилиндра конус из полного переходил в усеченный. При угле раствора 0 инструмент принимал форму цилиндра. Для корректности сравнения полученных зависимостей полная сила, действующая на инструмент, делилась на соответствующее значение площади его боковой поверхности. Результаты расчетов показали, что уменьшение угла

раствора конуса α инструмента приводит к увеличению силы сопротивления F_s его движению на начальной стадии процесса сварки. Данная зависимость отчетливо выражена для формы инструмента в виде усеченного конуса, близкой к цилиндрической ($\alpha < 45^\circ$). При конфигурации инструмента, приближающейся к форме полного конуса ($\alpha > 45^\circ$), величина силы сопротивления F_s значительно понижается и принимает примерно равные значения. На дальнейших стадиях процесса сварки для некоторых значений угла раствора конуса инструмента ($\alpha = 0, 23, 90^\circ$) наблюдается выход значения силы сопротивления F_s на насыщение, тогда как для остальных значений угла α данная величина возрастает. Это обусловлено различием режимов массопереноса и особенностями генерации дефектов структуры материала в процессе сварки с различной формой инструмента.

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

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЙ ОТКЛИК МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ИДЕНТИЧНЫХ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Коноваленко Ив.С.¹, Коноваленко Иг.С.^{1,2}, Дмитриев А.И.^{1,2,3},
Псахье С.Г.^{1,3}, Колубаев Е.А.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

ivkon@ispms.tsc.ru

Одним из эффективных и сравнительно новых промышленных способов создания неразъёмных соединений различных конструкций являются метод сварки трением с перемешиванием (СТП). Он позволяет 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 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

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

воздействие в условиях нагружения идентичных процессу СТП на атомном уровне.

Расчеты проводилось методом молекулярной динамики с использованием потенциалов, рассчитанных в рамках метода модифицированного погруженного атома. Нагружение моделировалось движением вращающегося абсолютно жёсткого конического инструмента вдоль поверхности контакта одноименных граней двух одинаковых 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 и имел форму конуса с диаметром основания 4,9 нм. Его ось вращения была нормальна к поверхности моделируемой сборки и лежала в плоскости контакта кристаллитов. Скорость вращения и поступательного движения инструмента были выбраны $V = 50$ м/с и $\omega = 0,31$ пс⁻¹ соответственно. 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. Движение инструмента приводило к разрушению кристаллической структуры и последующему перемешиванию атомов кристаллитов в области их сопряжения. Отвод тепла из образца был реализован введением искусственной вязкости для атомов всех его внешних поверхностей.

Исследовано влияние мощности (амплитуды) вибрационного воздействия прикладываемого к вращающемуся инструменту на процесс механического воздействия, оказываемого на материал в ходе СТП. Расчеты показали, 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 %.

На основе проведенных расчетов показано, что использование вибрационного воздействия в процессе СТП облегчает поддержание требуемых значений параметров сварочного процесса в отличие от случаев без его использования. Могут быть подобраны такие значения параметров вибрационного воздействия, при 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.

РАЗРАБОТКА ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОКРЫТИЙ, СТОЙКИХ К ИЗНОСУ И ГАЗОВОЙ КОРРОЗИИ

Коробов Ю.С., Шумяков В.И., Филиппов М.А., Невежин С.В.

*Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Екатеринбург, Россия,
Уральский институт сварки, Екатеринбург, Россия
yukorobov@gmail.com*

Для повышения ресурса машин различного назначения эффективно нанесение газотермических покрытий, стойких к износу и газовой коррозии. Их нанесение из порошковых проволок (ПП) металлизацией отличается высокой технологичностью. Лучшее качество покрытий при реализации этих процессов обеспечивают процессы активированной дуговой [1] и сверхзвуковой газовой [2] металлизации. При сопоставимом качестве у первого процесса выше производительность в 5-7 раз, до 15 кг/ч при напылении стали. Второй удобнее для работы в монтажных условиях, поскольку требует подвода только газов в качестве энергоносителей. Ниже представлены результаты разработки порошковых проволок, покрытия из которых отличаются стойкостью к износу при температурах до 200 °С (износостойкие), и к газовой коррозии при температурах до 700 °С (жаростойкие).

HIERARCHICAL STRUCTURE OF DETONATION SPRAYED COATINGS: CASE OF TiC-Ti COMPOSITES

Korchagin M.A.¹, Dudina D.V.^{1,2}, Ulianitsky V.Yu.², Batraev I.S.², Kovalenko A.I.²

¹*Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia*

²*Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Novosibirsk, Russia*

The formation of coatings during detonation spraying is a complex process, which involves several physical and chemical phenomena. When spraying is conducted in the solid state, a coating is formed by successive deposition of one layer of particles after another. Deposition of fully or partially molten particles

proceeds through the formation of splats and particle dispersion upon impact. Deposition of molten particles requires higher process temperatures and, as a result, the sprayed materials tend to be more reactive relative to the gaseous environment. As the sprayed particles react with the detonation products or the carrier gas in a fast manner characteristic of the detonation spraying process, the outer layers of the particles change their elemental and phase composition so that the resultant coating is produced from the in situ formed composite particles. The core of the particles may remain intact maintaining the initial composition of the powder. The microstructure of the coatings, whose formation is accompanied by chemical reactions of the powders with the gaseous atmosphere, is thus influenced by contributions from the splat formation processes and reaction product generation. The resultant coatings possess a layered hierarchical structure formed by stacks of splats developed from particles having a composite or a gradient structure.

Previously, we have found that detonation spraying of titanium is an inherently reactive process and the phase composition of the coatings is dependent on the spraying atmosphere. When titanium is sprayed at $O_2/C_2H_2=0.7$ and with nitrogen as a carrier gas, titanium carbide and titanium carbonitrides form becoming the major components of the coatings. At high transformation degrees of titanium, the in situ formed metal-ceramic coatings are composed of alternating layers rich in metallic titanium and ceramic compounds, which are the reaction products.

In order to widen possibilities of the microstructure control of the coatings, the influence of the phases close in composition to the anticipated reaction products and contained in the Ti-based feedstock powder prior to spraying should be evaluated. By altering the morphology and mechanical properties of the powder particles, ceramic inclusions in a titanium matrix can change the features of the hierarchical structure of the coatings and, as a result, their properties. For these experiments, Ti-10wt.%TiC powders were synthesized using thermal explosion in mechanically milled Ti-C mixtures. The product of the synthesis was a composite powder with particles consisting of a titanium matrix and TiC inclusions. In this presentation, we will focus on the effect of the titanium carbide TiC particles that are already present in the titanium matrix on the hierarchical structure, porosity and hardness of the detonation sprayed coatings. A discussion will follow comparing the results with those obtained earlier for coatings produced by detonation spraying of metallic titanium.

This research is partially supported by the Russian Foundation for Basic Research, Research Project 14-03-00164 a.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СТАЛИ 06МБФ В РАЗЛИЧНЫХ ИСХОДНЫХ СОСТОЯНИЯХ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ОТЖИГОВ

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

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

koshovkina_vs@mail.ru

В работе представлены результаты экспериментальных исследований структуры, микротвердости и термической стабильности стали 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в трех исходных состояниях: нормализация от 920°C, 30 мин. (состояние I), закалка от 920°C, 30 мин. в воду (состояние II) и закалка от 920°C, 30 мин. и отпуск при температуре 670°C, 1 ч. (состояние III) после кручения под давлением (КГД) на наковальнях Бриджмена (4-6 ГПа) на пять полных оборотов при комнатной температуре. Термическую стабильность изучали после часовых отжигов в интервале температур 400÷700°C.

Показано, что в результате КГД происходит интенсивное диспергирование структурных составляющих и формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, со средним размером (суб)зерна: 91 нм (состояние I), 98 нм (состояние II) и 100 нм (состояние III). Отжиг при 400°C не приводит к увеличению размеров зеренно-субзеренной структуры (85 нм для состояния I и II и 95 нм для состояния III). При отжиге 500°C размер субзерна возрастает до 152 нм – состояние I, до 148 нм – состояние II, а для состояния III он изменяется слабо (112 нм). После отжига при 600°C значения размера зерна увеличиваются до 2,3 мкм, 0,9 мкм и 0,3 мкм для состояний I, II и III соответственно. После отжига при 700°C структура переходит в мелкокристаллическую с размером зерна более 5 мкм независимо от исходного состояния стали в результате действия процессов рекристаллизации.

Изучение эволюции значений микротвердости ($H\mu$) стали 06МБФ при отжиге показало, что КГД приводит к их повышению в сравнении с исходными состояниями: от 1,6 ГПа до 7,0 ГПа для состояния I, от 3,2 ГПа до 7,7 ГПа для состояния II, и от 2 ГПа до 6 ГПа для состояния III. После отжига при 400°C в стали происходит незначительное повышение $H\mu$ до 7,3 ГПа для состояния I и до 6,5 для состояния III. $H\mu$ для состояния II после отжига 400°C не изменяются. Последующее увеличение температуры отжига до 500°C сопровождается спадом значений $H\mu$ до 5,2-5,4 ГПа для состояния I и II, для состояния III значения $H\mu = 6,5$ ГПа не уменьшаются. После отжигов при 600-700 °C наблюдается быстрый спад микротвердости, а по достижении температуры отжига 700°C они приближаются к значениям для исходных состояний.

Сформированные УМЗ состояния обладают высокой термической стабильностью до 400 °С для исходных состояний I и II и до 500 °С для состояния III. Высокая термическая стабильность сформированной при КГД структуры в стали 06МБФ обусловлена, в первую очередь, дисперсионным твердением. При близком размере элементов структуры исследуемые УМЗ состояния обладают разным уровнем прочностных свойств и термической стабильностью, что обусловлено различиями в исходных микроструктурах, фазовом составе и приложенных давлениях при КГД.

Авторы выражают благодарность профессору, д.т.н. Добаткину С.В., д.т.н. Одесскому П.Д. за помощь в организации исследований.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016 гг. (проект III.23.2.2.)

ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ γ' -ФАЗЫ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$

Кретинина И.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
irbas@sibmail.com*

На [001] ориентированных монокристаллах ферромагнитного сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) с термоупругими B2-L1_0 мартенситными превращениями (МП) исследовано влияние различного размера, формы и объемной доли наноразмерных частиц γ' -фазы на температурную зависимость критических напряжений $\sigma_{\text{кр}}$, на величины эффекта памяти формы (ЭПФ) $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ и сверхэластичности (СЭ) $\varepsilon_{\text{СЭ}}$, температурный ΔT^σ и механический $\Delta\sigma$ гистерезисы, температурный интервал проявления СЭ $\Delta T_{\text{СЭ}}$ при деформации сжатием. В [001] кристаллах вклад раздвойнивания в деформацию решетки ε_0 при B2-L1_0 МП равен нулю и $\varepsilon_0 = \varepsilon_{\text{CVF}} = 4,5\%$. Для выделения наноразмерных частиц γ' -фазы выбрали низкотемпературное старение при температуре 623К в течение 1 часа и 3 часов. Электронно-микроскопически установлено, что после старения при $T=623\text{K}$, 1ч частицы γ' -фазы имеют сферическую форму размером $d=5\text{nm}$ и объемную долю $f=15\%$, а после старения в течение 3ч частицы становятся неравноосной формы: толщина и длина частиц равны $w=5-8$, $d=10-25$ нм, соответственно, и $f=20\%$.

Установлено, что выделение частиц γ' -фазы приводит, во-первых, к понижению температуры начала прямого МП при охлаждении M_s на 133К относительно однофазного состояния. Во-вторых, в однофазных кристаллах на зависимости $\sigma_{\text{кр}}(T)$ наблюдается одна линейная стадия, на которой $\sigma_{\text{кр}}$ возрастают с увеличением температуры испытания. Такая зависимость $\sigma_{\text{кр}}(T)$ характерна для сплавов, испытывающих МП под

нагрузкой и описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса: $d\sigma/dT = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0$ и величина $\alpha = d\sigma_{кр}/dT = 1,78$ МПа/К. Выделение частиц после старения при $T=623$ К, 1ч и 3ч приводит к появлению стадийности на зависимости $\sigma_{кр}(T)$ с различным значением коэффициента $\alpha = d\sigma_{кр}/dT$. В-третьих, в однофазных кристаллах минимальные напряжения, необходимые для реализации МП под $\sigma_{внеш}$ равны 2,5МПа. После старения в течение 1 и 3ч, эти напряжения оказываются больше в 7 и 30 раз, соответственно. В-четвертых, в однофазных кристаллах при минимальных $\sigma_{внеш}$ величина $\varepsilon_{ЭПФ} = 4,1\%$ и она оказывается близкой к теоретически рассчитанному значению ε_0 для [001] ориентации при В2-L1₀ МП и с ростом напряжений остается постоянной. При выделении частиц после старения в течение 1ч $\varepsilon_{ЭПФ} = 2,3\%$, и с ростом $\sigma_{внеш}$ слабо уменьшается. После старения в течение 3ч – $\varepsilon_{ЭПФ} = 1,9\%$. Следовательно, чем больше размер и объемная доля частиц γ' -фазы, тем меньше величина ЭПФ. В-четвертых, величина ΔT^σ , характеризующая рассеяние энергии, в однофазных кристаллах при минимальных $\sigma_{внеш}$ равна 22К и с ростом $\sigma_{внеш}$ практически не изменяется. В состаренных [001] монокристаллах ΔT^σ оказывается больше, чем в однофазных кристаллах и зависит от размера и объемной доли частиц: после старения в течение 1ч при минимальных $\sigma_{внеш}$ $\Delta T^\sigma = 106$ МПа и с увеличением $\sigma_{внеш}$ уменьшается в 2 раза, после старения в течение 3ч – $\Delta T^\sigma = 150-160$ К. В-пятых, однофазные кристаллы характеризуются величиной $\varepsilon_{СЭ} = 4,5\%$ близкой к величине $\varepsilon_{ЭПФ}$ и теоретическому значению ε_0 и узким $\Delta\sigma = 35$ МПа. Выделение частиц γ' -фазы приводит к уменьшению $\varepsilon_{СЭ}$, и увеличению $\Delta\sigma$: при старении при $T=623$ К, 1ч $\varepsilon_{СЭ} = 2,4\%$, а $\Delta\sigma = 100$ МПа, а после старения 3ч – $\varepsilon_{СЭ} = 2\%$, $\Delta\sigma = 190$ МПа. Величина СЭ, для соответствующих термообработок равна по величине ЭПФ. И наконец, не зависимо от размера, формы и объемной доли частиц, СЭ в состаренных кристаллах наблюдается в широком температурном интервале от $T=273$ К до $T=623$ К и $\Delta T_{СЭ} = 350$ К, который превышает $\Delta T_{СЭ}$ в однофазных кристаллах на 60К.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 13-08-98036 и 14-08-91334 ННИО и фонда Менделеева 2015 ТГУ.

КЕРАМИКА $Al_2O_3 - MgO$: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И ТЕРМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Кретов Ю.Л.^{1,2}, Гимаев Б.Д.³, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

kretoy2005@yandex.ru

Для теплозащиты ответственных конструкций, например, таких как теплоизоляция космических летательных аппаратов или газотурбинных

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

двигателей необходимо создание термостойкой керамики, способной работать в окислительной среде при агрессивных термических перепадах. В настоящее время разработано достаточное количество теплоизоляционных керамических материалов, но они не удовлетворяют всем требованиям, предъявляемым к теплозащитным материалам. Оксидная керамика широко применяется в качестве теплозащиты и способна работать в условиях повышенных температур без деградации заданных свойств. В условиях резких перепадов температур в окислительной среде керамика подвергается воздействию сильных внутренних напряжений, что приводит к растрескиванию материала и, как следствие, к уменьшению срока ее эксплуатации.

Цель работы: изучение влияния состава керамических композитов системы $Al_2O_3 - MgO$ на структурно-фазовое состояние, устойчивость к циклическим высокотемпературным воздействиям.

В работе представлены методы, позволяющие целенаправленно управлять пористостью, усадкой и плотностью термостойкой керамики на основе Al_2O_3 с добавлением MgO . Изучено воздействие термического удара на разные составы данного композита. В ходе выполнения работы и анализа результатов исследований определен наилучший состав композиционных материалов на основе Al_2O_3 с добавлением MgO , устойчивый к термическому удару.

Идентификация рентгенограмм образцов, спеченных в интервале температур 1450 - 1650°C и изотермической выдержкой 1 час, показала, что в составе образцов после спекания в данном интервале температур находится три фазы: оксид алюминия, оксид магния и алюмо-магниева шпинель ($MgAl_2O_4$).

В системе $Al_2O_3 - MgO$ при концентрации оксида магния в пределах от 50 до 70% в объеме образцов обнаружена крупнозернистая структура, с размером зерна около 20 – 22 мкм, как правило, керамика с таким размером зерна не подвергается старению.

С увеличением концентрации оксида магния в системе $Al_2O_3 - MgO$ наблюдается увеличение усадки. Усадка образцов, полученных из MgO , составляет 30%.

При испытании образцов на термостойкость, было выявлено, что при закалке с 700°C, на образцах, с малым содержанием MgO обнаружено образование трещин. Наилучшей термостойкостью обладает состав с содержанием $MgO = 50\%$.

С увеличением MgO в системе $Al_2O_3 - MgO$ наблюдается снижение предела прочности. Многоцикловые высокотемпературные перепады не оказывают воздействия на механические свойства керамики $Al_2O_3 - MgO$.

Теплопроводность керамики $Al_2O_3 - MgO$ при 50% содержании MgO составляет 3,22 Вт/(м*К). С увеличением содержания оксида магния, зафиксировано повышение теплопроводности керамики $Al_2O_3 - MgO$. С

увеличением пористости системы происходит интенсивное снижение коэффициента теплопроводности.

С увеличением содержания MgO в системе $Al_2O_3 - MgO$, наблюдается увеличение коэффициента термического расширения. КТР оксида магния составляет $12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$, оксида алюминия – $7,2 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$.

В работе изучены: структура, фазовый состав, термостойкость, теплопроводность и механические свойства композиционной системы ($Al_2O_3 - MgO$).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БОРОСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

Кривеженко Д.С., Дробяз Е.А., Лаптев И.С.

*Новосибирский государственный технический университет, Россия
dinylkaa@yandex.ru*

На сегодняшний день актуальна проблема повышения стойкости деталей машин и элементов конструкций, изготовленных из сталей, которые подвергаются интенсивному износу в процессе эксплуатации. Во многих случаях целесообразно упрочнять лишь поверхностные слои деталей, в наибольшей степени подверженные внешнему воздействию. Существует большое количество работ российских и зарубежных исследователей, в которых отмечается эффективность легирования железоуглеродистых сплавов боросодержащими порошками для повышения их механических свойств. Широко известны методы диффузионного насыщения поверхности изделий металлами в результате печного нагрева. Основными недостатками такой технологии является длительность процесса и незначительная толщина упрочненного слоя. Эффективное решение отмеченных проблем связано с применением высокоэнергетических методов обработки материалов. В данной работе для формирования поверхностного слоя, обладающего повышенными показателями износостойкости, применялась технология поверхностного легирования среднеуглеродистой стали боросодержащими порошковыми смесями с использованием электронно-лучевого нагрева.

Реализация технологии осуществлялась на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 производства Института ядерной физики им. Будкера СО РАН. Ток электронного луча составлял 26 мА. В качестве насыщающей среды использовалась порошковая смесь, в состав которой входил карбид бора, титан и железо в различном весовом соотношении. Наплавочная смесь равномерно перемешивалась с флюсом, в качестве которого применялся магний фтористый. Наплавка производилась на пластины из среднеуглеродистой стали 40Х.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

Металлографические исследования свидетельствуют о формировании в результате вневакуумной электронно-лучевой наплавки упрочненного слоя толщиной 1,5...2 мм с гетерогенной структурой, состоящей из боридов железа и карбидов титана, равномерно распределенных в эвтектической матрице. Объемная доля боридов железа определялась концентрацией исходных компонентов в наплавочной смеси и повышалась с увеличением содержания карбида бора. Установлено, что с повышением концентрации карбида бора от 5 до 15 % среднее значение микротвердости исследуемого материала повышалась от 5000 до 15000 МПа. Наибольшие показатели микротвердости сформированных покрытий достигали 20000 МПа.

Для определения абразивной стойкости покрытий, полученных в результате электронно-лучевого нагрева, в работе были проведены испытания на трение в условиях нежестко закрепленных абразивных частиц. Критерием стойкости материала служила величина потери массы образца. В качестве образца сравнения использовалась низкоуглеродистая сталь после цементации. Установлено, что наилучшие результаты характерны для слоя, упрочненного при наплавке порошковой смеси, в состав которой входило 10 % карбида бора, 10 % титана и 30 % железа. Износостойкость такого материала в два раза превышает стойкость цементованной стали.

Проведенные исследования показали, что технология поверхностного легирования сталей боросодержащими компонентами методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки способствует формированию упрочненного слоя толщиной до 2 мм с повышенным уровнем абразивной износостойкости.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ «TiC-Ti» МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Креницын М.Г.^{1,2}, Прибытков Г.А.¹, Корчагин М.А.³

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия
krinmax@gmail.com, gapribyt@mail.ru, korchag@solid.nsc.ru

Композиционный порошок с расчетным содержанием связки от 30 до 60 об% был получен послойным горением на воздухе прессовок из не подвергнутой предварительной механоактивации (МА) порошковой смеси титана ТПП-8 и сажи П-803. Горение инициировали нагревом поджигающей таблетки молибденовой спиралью. Сразу после прохождения фронта горения, полученный спек СВС продукта охлаждали в воде. Для четырех составов, на которых реализуется СВС без

предварительной МА реакционных смесей, были измерены максимальные температуры T_2 и скорости движения фронта реакции v (скорости горения).

Фактическое содержание связки в СВС продуктах оказалось значительно меньше расчетного из-за образования нестехиометрического карбида титана. Рентгенофазовый анализ СВС продуктов показал, что на рентгенограммах составов с расчетным содержанием связки 30 и 40 об% отсутствуют отражения от титана, а параметр решетки карбида титана значительно меньше, чем известное значение $a = 0,4327$ нм для карбида стехиометрического эквиатомного состава. Карбид титана TiC_x имеет широкую область гомогенности. Содержание углерода в карбиде при температурах в окрестности температуры плавления титана на двойной равновесной диаграмме изменяется от эквиатомного состава (стехиометрический коэффициент $x = 1$) до $x = 0,5$. Так как все исследованные нами реакционные смеси имеют избыток титана, то карбид титана во всех случаях должен иметь нестехиометрический состав в соответствии с равновесной диаграммой. Расчетное и реальное содержание титановой связки приведено в таблице 1.

Таблица 1. Содержание титановой связки в СВС композитах и в реакционной смеси

Свободный Ti в TiC-Ti		Ti в TiC _x		Значение x в TiC _x (расчет)
об.% Ti	вес.% Ti	об.%	вес.%	
30	28,3	0	0	0,67
40	37,9	0	0	0,57
50	47,8	6,52	6,53	0,50
60	57,9	24,58	24,62	
90	89,5	81,17	81,21	

Без проведения механической активации удалось запустить волну горения на композициях с содержанием титана вплоть до 24,58 об.% (расчетное значение – 60 об.% связки). Для расширения концентрационного интервала горения в сторону повышения содержания инертной в тепловом отношении металлической связки применяют механическую активацию реакционных смесей. В нашей работе этим методом удалось довести содержание свободного титана в СВС композитах до 79,33 об% (90 об.% - расчетное, см. табл. 1). Композит такого состава был получен в режиме теплового взрыва, а не послойного горения, однако этот пример показывает широкие возможности механической активации порошковых смесей для синтеза композиционных порошков с большим содержанием металлической связки. Механическая активация реакционной смеси из титана ПТОМ-2 и сажи ПМ-15 проводилась в планетарной шаровой мельнице АГО – 2 с водяным охлаждением [1].

Литература:

1. А.с. №975068 (СССР). Аввакумов Е.Г., Поткин А.Р., Самарин О.И.. Планетарная мельница. Бюллетень изобретений, 1982. №43.

**АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ
В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ПРИ ПЛАЗМЕННО-
ИММЕРСИОННОЙ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ
КРЕМНИЕМ ОБРАЗЦОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

В последние годы много внимания уделяется разработке ионно-плазменных методов модификации поверхности медицинских имплантатов с целью повышения их биосовместимости с живым организмом. В результате модификации на поверхности имплантата либо формируется покрытие заданного состава, либо происходит легирование поверхностного слоя выбранным элементом. Поэтому при разработке технологии модификации возникает необходимость экспресс-анализа распределения элементов с целью быстрой корректировки технологических режимов. Одним из возможных методов для такого экспресс-анализа является метод рентгеноспектрального микроанализа (РСМА).

Для проведения такого экспресс-анализа используют определение концентрации модифицирующего элемента в какой-либо точке поверхности изделия в зависимости от ускоряющего напряжения $U_{\text{уск}}$ электронного пучка.

В настоящей работе исследовано распределение химических элементов в поверхностном слое образцов из сплава на основе никелида титана, используемого для изготовления сердечно-сосудистых имплантатов, после плазменно-иммерсионной модификации ионами кремния. Исследования проводили на растровом электронном микроскопе EVO 50 фирмы Карл Цейс (Германия) с приставкой для энергодисперсионного анализа INCA Oxford Instruments. Для контроля проводили исследования методом послыонной электронной оже-спектроскопии (ЭОС) на установке «Шхуна-2». Модификацию проводили на вакуумно-плазменном технологическом комплексе «СПРУТ». Образцы были обработаны по трём различным режимам, которые обозначены как режимы I, II и III.

Исследования, выполненные методом ЭОС, показали, что на поверхности образцов, обработанных по режиму I, образовался сплошной слой из кремния толщиной около 500 нм, затем следует переходный слой толщиной около 150 нм со сложным распределением по глубине кремния, никеля и титана. По данным РСМА для этого же режима, при стандартной съёмке ($U_{\text{уск}} = 20$ кВ) концентрация кремния составляет около 18 ат.%. По мере уменьшения $U_{\text{уск}}$, концентрация кремния растёт относительно никеля и титана.

Для образцов, обработанных по режиму II, по данным ЭОС, также как и в случае режима I происходит образования слоя кремния, однако меньшей толщины (100 нм). По данным РСМА, расхождение концентрации кремния с концентрациями никеля и титана при стандартном $U_{\text{уск}}$ значительно большее. Это связано с тем, что толщина слоя кремния значительно меньше, чем толщина слоя в случае режима I.

Для режима III характерным является отсутствие сплошного слоя кремния, что на данных РСМА отображается отсутствием пересечения кривых на графиках зависимостей концентраций элементов от ускоряющего напряжения ($U_{\text{уск}}$), то есть слой на образцах, обработанных по режиму III, является диффузионным и не имеет резкой границы с основным материалом.

Таким образом, чем меньше разница концентраций модифицирующего элемента и элементов основного материала при стандартном $U_{\text{уск}}=20$ кВ, тем толще образовавшийся сплошной слой модифицирующего элемента. Чем меньше толщина сплошного слоя модифицирующего элемента, тем ближе пересечение кривых на графиках зависимостей концентраций элементов от ускоряющего напряжения ($U_{\text{уск}}$) к его минимальным значениям. В случае тонкого диффузионного слоя концентрация модифицирующего элемента мала и практически одинакова во всём диапазоне ускоряющих напряжений, нет пересечения кривых.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI 60414X0031).

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ ПРИ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕМ ВЫГЛАЖИВАНИИ

Кузнецов В.П.^{1,2}, Смолин И.Ю.^{2,3,4}, Дмитриев А.И.^{2,3,4}, Тарасов С.Ю.^{2,3}

¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

⁴Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
wpkuzn@mail.ru

В качестве финишной обработки поверхностных слоев прецизионных деталей на металлорежущих станках широко используется технология выглаживания, реализующая метод поверхностного пластического деформирования. Технология выглаживания имеет ряд преимуществ. В частности, обеспечивается размерная точность заготовки, в несколько раз уменьшается высота неровностей микропрофиля, а также увеличивается микротвердость поверхностного слоя и создается высокий уровень сжимающих остаточных напряжений. При этом улучшение физико-механических и эксплуатационных характеристик поверхностных слоев

конструкционных материалов связано с измельчением их зеренной структуры, что приводит к существенному увеличению объемной доли границ разделов и обуславливает уникальные свойства, отличные от свойств основного объема металла.

Для реализации сглаживающего и упрочняющего режимов выглаживания используется управление нормальной силой. При упрочнении поверхностного слоя основным недостатком этого метода управления выглаживанием является исчерпание ресурса пластичности и перенаклеп материала после одного-двух ходов инструмента. Новый подход к существенному повышению эксплуатационных свойств поверхностей конструкционных материалов строится на использовании наноструктурирующего выглаживания, основанного на интенсивной пластической деформации сдвига.

Важным условием реализации наноструктурирующего выглаживания является обеспечение параметров контактного давления, трения и кратности нагружения элементарных объемов материала поверхностного слоя при условии поддержания допустимой скорости обработки и температуры деформируемого материала. Задача выявления допустимых параметров управления нагружением поверхностного слоя при обработке конструкционных сталей может быть эффективно решена с использованием методов экспериментального исследования и численного моделирования. В настоящей работе рассматриваются вопросы управления силой трения скольжения индентора и кратностью нагружения поверхностного слоя. Целью исследований является обоснование параметров управления механикой наноструктурирующего выглаживания на основе численной модели динамики процесса в рамках конечно-элементного моделирования и эксперимента.

«Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-08-01511 а»

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННОЙ СВИНЦОВОЙ БРОНЗЫ

Курмангали Д.К.¹, Гурских А.В.^{1,2}, Русин Н.М.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

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 0-600 °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 400-450 °С. Причём во избежание потери образцами формы ковку их следует проводить при давлении не более 500 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.

Работа выполнена по проекту №Ш.23.2.4. Программы Ш.23.2 фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016 гг.

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.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИКИ Al_2O_3 , СИНТЕЗИРОВАННОЙ ИЗ ПОРОШКА ГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Левков Р.В.¹, Жуков И.А.¹, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

Levkov.r.v@mail.ru

Изучена структура и физико-механические свойства пористой керамики Al_2O_3 , полученной с использованием порошка гидроксида алюминия.

В качестве исходного компонента, для получения пористых керамических проб, выступал порошок гидратированного оксида алюминия, полученный разложением алюминатного раствора. Результаты растровой электронной микроскопии показали, что порошок гидроксида алюминия состоял из ограненных изолированных поликристаллических частиц. Частицы имели размер от 0.5 до 4 мкм, так же присутствовали единичные частицы размером до 8 мкм. Средний размер частиц составил 2.6 мкм при среднем квадратичном отклонении 1.5 мкм. Согласно рентгенофазовому анализу, порошок гидроксида алюминия представлен структурной модификации $Al_2O_3 \cdot 4H_2O$, часть которого находилась в рентгеноаморфном состоянии, о чем свидетельствует высокий фон на малых углах дифракции.

Порошки прессовались в стальной пресс-форме при давлении 200 МПа. Спекание прессовок осуществлялось на воздухе при температурах 1300, 1400, 1500 °С с изотермической выдержкой в течение 1 часа. После спекания при температуре 1300 °С в структуре керамики наблюдались зерна оксида алюминия двух видов: неправильной формы и близкой к сферической. В керамиках, спеченных при температуре 1400 и 1500 °С, зерна оксида алюминия имели преимущественно сферическую форму.

Коэффициент усадки керамики увеличивался от 7% до 30% с ростом температуры спекания от 1300 до 1500 °С. Общая пористость спеченных образцов (θ) составляла 60 % при температуре спекания 1300 °С, $\theta \approx 45$ % при температуре 1400 °С и не превышала 20 % для образцов, спеченных при температуре 1500 °С. Исследования механических свойств полученных керамик показали, что при увеличении температуры спекания происходит значительное увеличение прочности на сжатие с 6 МПа при 1300 °С до 800 МПа при 1500 °С, соответственно.

Отжига гидроксида алюминия приводит к структурной перестройки до оксида алюминия, при этом возможно получение пористости без добавления порообразователя и избежать присутствия посторонних примесей. Необходимое значение пористости достигалось варьированием температуры спекания образцов. Показано, что увеличение плотности приводит к повышению прочности образцов.

АНТИМИКРОБНЫЙ ГИБРИДНЫЙ МАТЕРИАЛ, ПОЛУЧЕННЫЙ ОКИСЛЕНИЕМ ВОДОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ Al/Cu НА ПОЛИМЕРНЫХ МИКРОВОЛОКНАХ

Ложкомоев А.С., Глазкова Е.А., Бакина О.В., Сваровская Н.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
asl@ispms.tsc.ru

Не смотря на широкое развитие науки и техники, в медицине до сих пор не решена проблема микробиологической безопасности, что часто приводит к распространению госпитальных (нозокомиальных) инфекций. Одним из перспективных путей решения проблемы, может стать использование в качестве антимикробного вещества меди, цинка и их оксидов, а так же их совместное присутствие. Целью работы являлось синтезировать биметаллические наночастицы состава Al/Cu, иммобилизовать их на поверхности полимерных микроволокон и окислить водой до образования сорбционно-антимикробных частиц, изучить антимикробную активность полученного материала.

Биметаллические наночастицы Al/Cu были получены методом электрического взрыва (ЭВП) системы из двух проводников Al и Cu диаметром 0,35 и 0,20 мм, соответственно в атмосфере аргона. Далее полимерный волокнистый материал на основе ацетатцеллюлозных микроволокон пропитывали, распыляя 1% водную суспензию наночастиц Al/Cu, после чего проводили окисление частиц в сушильном шкафу при 85 °С. В результате был синтезирован гибридный материал (рис.1а). Для более детального исследования морфологии и состава синтезированных частиц, были проведены их ПЭМ, ЭДС и РФА исследования без полимерной матрицы. Установлено, что в результате окисления водой наночастиц Al/Cu образуются микро/наноструктуры, преимущественно характеризующиеся как ядро-оболочка (рис. 1б). По данным ЭДС и РФА анализа в ядре преобладает медь и интерметаллиды, а оболочка представлена наночастицами Al(OH)₃.

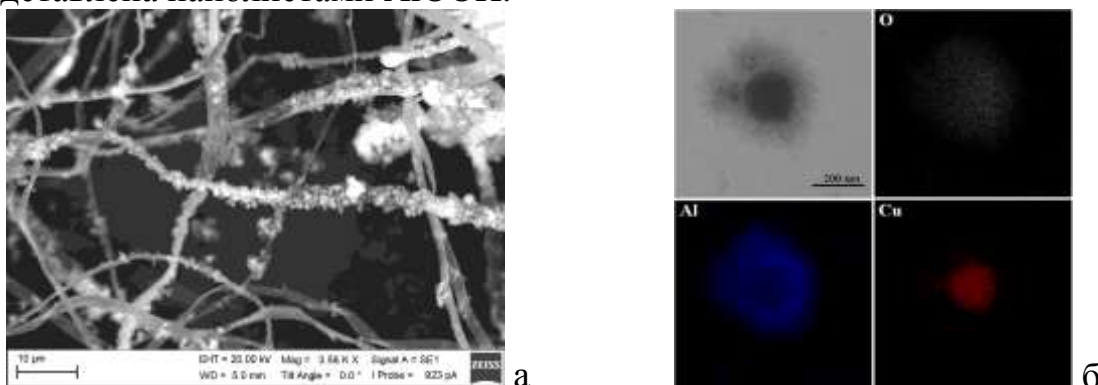


Рисунок 1. СЭМ изображение гибридного материала на основе полимерных волокон, покрытых микро/наноструктурными частицами (а); ЭДС-ПЭМ изображение микро/наноструктурных частиц, полученных при окислении водой биметаллических наночастиц Al/Cu (б)

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

Антимикробное действие полученного материала сравнивали с антимикробным действием исходного полимерного материала и полимерного материала с окисленными частицами Al, полученного в аналогичных условиях. Антимикробные свойства изучали по ААТСС тест метод 100 – 2004. В качестве тест-микрорганизмов для определения антимикробной активности полученного материала была использована суточная культура *Esherichia Coli* K-12 CL588.

В таблице 1 представлены результаты испытания антимикробной активности материалов.

Таблица 1. Антимикробная активность материалов в зависимости от содержания биоактивных частиц

Образец	Заражение образцов <i>E.coli</i>	Среднее значение микроорганизмов через разное время контакта, КОЕ/мл		Сокращение микроорганизмов R, %
		0ч	24ч	
Исходная полимерная матрица	-	0	0	-
	+	$2,2 \times 10^3$	$3,9 \times 10^3$	рост
	+	$2,8 \times 10^3$	$3,6 \times 10^3$	рост
Полимерный материал с AlOOH, 20% масс	-	0	0	-
	+	$0,07 \times 10^3$	$2,1 \times 10^3$	рост
	+	$0,09 \times 10^3$	$2,6 \times 10^3$	рост
Полимерный материал с окисленными частицами Al/Cu, 20% масс.	-	0	0	-
	+	0	0	100
	+	0	0	100

Как видно из данных представленных в таблице, материал с окисленными частицами Al/Cu, содержащий AlOOH, в первый момент адсорбировал все микроорганизмы, а отсутствие роста микроорганизмов после 24 контакта связано с антимикробным действием Cu.

Таким образом, был получен гибридный сорбционно-антимикробный материал, представляющий собой полимерные волокна с закрепленными на их поверхности микро/наноструктурными частицами сложного фазового состава. Сорбционные свойства материала определяются наноструктурным AlOOH, а антимикробные свойства медью и ее соединениями. Инактивация микроорганизмов происходит в объеме материала, что предотвращает вторичное загрязнение ионами меди и снижает вероятность образования резистентных штаммов микроорганизмов.

Работы выполнены в соответствии с Программой фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.

ОСОБЕННОСТИ ОКИСЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ Al В ВОДЕ И ВЛАЖНОМ ВОЗДУХЕ

Ложкомоев А.С., Казанцев С.О., Глазкова Е.А., Бакина О.В., Сваровская Н.В.
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
asl@ispms.tsc.ru

Оксидные фазы алюминия находят широкое применение в катализе [1], технологиях очистки воды [2] и тд. В последнее время к данному материалу появился интерес в медицинской отрасли [6]. Оксиды алюминия получают различными методами: осаждением из солей, золь-гель методом, гидролизом алкоголятов алюминия, гидротермальным окислением алюмогелей, лазерной абляцией, механохимическими методами, а так же окислением металлического алюминия и др. В результате можно получить оксиды алюминия различного фазового состава и структуры: нано-усы, нано-волокна, нано-стержни, нано-листы, нано-пластинки и тд.

Целью работы являлось изучить механизм окисления водой и влажным воздухом наночастиц Al. Для этого, с помощью ПЭМ, изучили промежуточные продукты реакции и исследовали физико-химические характеристики полученных материалов.

На рис. 1 представлены ПЭМ изображения промежуточных продуктов реакций при окислении водой и влажным воздухом.

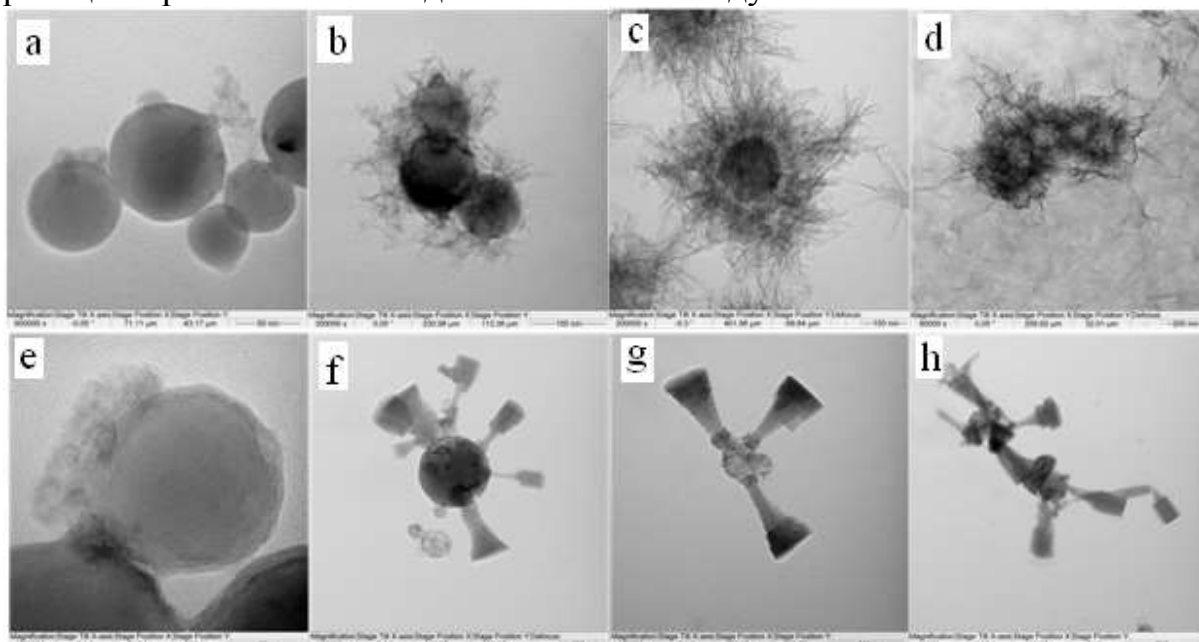


Рисунок 2. ПЭМ изображения продуктов окисления наночастиц алюминия водой (a-d) и влажным воздухом (e-h) через: a – 15 min; b – 30 min; c – 40 min; d – 60 min; e – 40 min; f – 80 min; g – 140 min; h – 180 min; от начала окисления

Как видно из рис. 1 процессы окисления наночастиц алюминия водой и влажным воздухом, а так же продукты окисления, значительно отличаются. В начале окисления продукты реакций с водой и влажным воздухом практически идентичны (рис.3 a, e), вероятно на данных этапах

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

происходит гидратация оксидной пленки и формирование островков аморфного оксида алюминия на поверхности частиц.

При дальнейшем окислении водой на поверхности оксидной пленки формируются нанолистовые структуры, а алюминиевое ядро растворяется, образуя полость, ограниченную оксидной пленкой. При окислении влажным воздухом на поверхности частиц формируются плотные цилиндрические структуры, которые увеличиваются в процессе окисления, а первичная частица уменьшается до полного исчезновения.

В результате окисления водой наночастиц алюминия были синтезированы микро/наноструктурные полые сферы, покрытые нанолитами плохоокристаллизованного бемита AlOOH с планарным размером 100-200 нм и толщиной 5-8 нм. Удельная поверхность составила $285 \text{ м}^2/\text{г}$, образец имеет щелевидные поры шириной от 4 до 19 нм. При окислении наночастиц алюминия во влажном воздухе образуются непористые конические частицы байерита длиной 0,3-0,5 мкм с диаметром основания 0,1-0,2 мкм. Удельная поверхность составила $12 \text{ м}^2/\text{г}$. Описанные процессы, происходящие при окислении наночастиц алюминия в различных условиях, могут быть полезны при синтезе материалов с требуемой структурой.

Работы выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант №14-23-00096).

Литература:

1. D. Mishra, S. Anand, R.K. Panda, R.P. Das. Hydrothermal preparation and characterization of boehmites // Mater. Lett., 42 (2000), pp. 38–45.
2. J. S. Yamani, A. W. Lounsbury, J. B. Zimmerman. Adsorption of selenite and selenate by nanocrystalline aluminum oxide, neat and impregnated in chitosan beads // Water Research, Volume 50, 1 March 2014, Pages 373-381.
3. M. I. Lerner, E. A. Glazkova, Sergey G. Psakhie, V. I. Tikhonov, I. I. Tyutrin. Investigation of the hemostatic action of low-dimensional electropositive structures // AIP Proceedings, 2014, V. 1623, p. 339-342.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАЛИВАНИЯ ПСЕВДОБЕМИТА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ЗАРЯД ПОВЕРХНОСТИ И ПРОЛИФЕРАЦИЮ КЛЕТОК

Ложкомоев А.С., Казанцев С.О., Глазкова Е.А., Бакина О.В.,
Сваровская Н.В. Фоменко А.Н., Коровин М.С.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
asl@ispms.tsc.ru*

Физико-химические свойства оксидов алюминия играют важную роль при их использовании в качестве сорбентов и катализаторов. Поверхностные свойства гидратированных оксидов металлов меняются при воздействии внешних факторов: температуры, наличия примесей в растворе и их концентрации, кислотности среды и т. д. Целью работы

являлось установить влияние температуры прокаливания на фазовые превращения оксигидроксида алюминия, заряд его поверхности и пролиферацию опухолевых (neuro-2a) и нормальных (L-929) клеток.

В работе использовали нанолистовый структуры AlOOH , полученные окислением водой электровзрывного нанопорошка Al/AlN . Порошок прокаливали в муфельной печи при 120, 200, 450, 650, 980, 1280 °C в течение двух часов.

По данным рентгенофазового анализа (рис. 1) образцы подвергнутые термообработке в интервале от 120-200 °C присутствуют одинаковые совокупности рефлексов (рис. 2 e-f). В температурном интервале 200–650 °C) наблюдается, с одной стороны, уширение рефлексов

AlOOH и уменьшение их интегральных интенсивностей, а с другой — появление на рентгенограммах нового набора рефлексов, который относится к фазе $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ (рис. 2c-d).

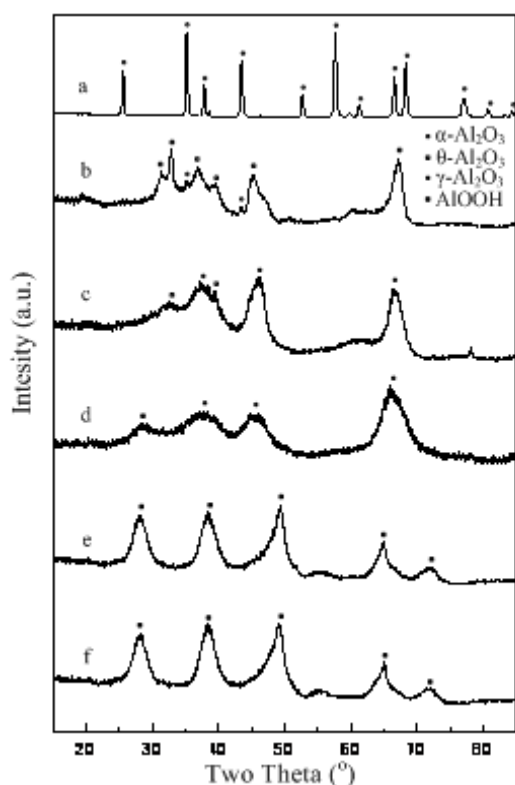


Рисунок 1. Рентгенограммы оксидных фаз алюминия в зависимости от температуры прокаливания: a – 1280 °C; b – 980 °C; c – 650 °C; d – 450 °C; e – 200 °C; f – 120 °C

При дальнейшем повышении температуры в исследуемой системе реализуются следующие процессы: в температурном интервале 650-980 °C протекает химическое превращение $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ в $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ в (рис. 2b); в температурном интервале 980-1280 °C протекает химическое превращение $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (рис. 2a).

Уширение дифракционных максимумов на рентгенограммах (рис. 2b-d) может быть обусловлено двумя причинами: малый размер областей когерентного рассеивания ($\leq 1000 \text{ \AA}$); наличие микронапряжений, возникающих в кристаллической решётке отдельного кристаллика [1].

Заряд поверхности образцов, прокаленных при различной температуре определяли по электрофоритической подвижности частиц с помощью прибора Zeta Sizer Nano ZSP. Было установлено что с увеличением температуры

прокаливания до 650 °C происходит снижение дзета-потенциала поверхности оксигидроксидов с 30,8 мВ до 21,2 мВ, а далее происходит рост заряда до 34,1 мВ при 1280 °C.

Так же следует отметить, что нанолистовая морфология исходного образца сохраняется до температуры прокаливания 980 °C при

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

уменьшении удельной поверхности с 300 м²/г до 200 м²/г. При 1280 °С происходит спекание наноллистов с образованием округлых частиц размером 50-250 нм с удельной поверхностью 9 м²/г.

Изучение влияния полученных образцов на пролиферацию клеток neuro-2a показали, что вне зависимости от температуры прокаливания происходит снижение пролиферативной активности на 75 %. Пролиферативная активность клеток L929 снижается на 15-20 %.

Полученные результаты показывают, что наноллистовые оксигидроксиды алюминия, полученные при окислении водой нанопорошка Al/AlN могут найти применение в лечении онкологических заболеваний как сами по себе, так и в качестве носителей для противоопухолевых веществ за счет развитой поверхности и ее положительного заряда.

Работы выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант №14-23-00096).

Литература:

1. Толчеев А.В., Ларин Д.Д. Рентгенографическое исследование гиббсита с различной степенью дисперсности // Вестник ЮУрГУ. 2006 г. №7. С. 257-259.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН С ИРИДИЕВЫМ ПОКРЫТИЕМ

Лозанов В.В.¹, Бакланова Н.И.¹, Морозова Н.Б.²

¹Институт химии твёрдого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Институт неорганической химии им. Николаева СО РАН, Новосибирск, Россия
lozanov.25@gmail.com

Углеродные волокна (УВ) широко используются для армирования высокотемпературных композиционных материалов конструкционного назначения. Они обладают отличными физико-механическими свойствами, уровень которых сохраняется вплоть до температур 1700 -2000°С. Однако низкая окислительная устойчивость УВ не позволяет использовать их в окислительной атмосфере при высоких температурах. В качестве возможного решения проблемы было предложено использовать иридиевые покрытия на УВ в качестве диффузионного барьера, как для кислорода, так и для углерода, чтобы предотвратить окисление и разрушение углеродных волокон. Иридий – тугоплавкий металл платиновой группы ($T_{пл} = 2443^{\circ}\text{C}$), имеет температуру эвтектики с углеродом около 2296°С и низкую скорость рецессии в окислительных условиях, поэтому представляет интерес в качестве защитного покрытия для углерода. Целью настоящей работы является исследование влияния высокотемпературной обработки на прочность на растяжение УВ с иридиевым покрытием.

Иридиевые покрытия на УВ были получены методом МОСVD с использованием ацетилацетоната иридия (III) в качестве прекурсора. Прочность на разрыв отдельных филаментов была измерена при комнатной температуре на разрывной машине Instron 5944. По меньшей мере, 130 филаментов каждого типа волокон было протестировано. Статистическое распределение вероятности разрушения УВ, как с покрытием, так и без, удовлетворяет бимодальному закону Вейбулла. УВ с иридиевым покрытием демонстрировали прочность, сравнимую с таковой волокон без покрытия [1]. При небольших толщинах иридиевого покрытия ($h < 100$ nm) прочность УВ незначительно снижается, что может быть связано с превалированием Ir-C поверхностных взаимодействий над межзёренными Ir-Ir связями и появлением дополнительных напряжений.

После высокотемпературной обработки ($T = 1273$ K, $P = 1,33$ Па) прочность УВ с иридиевым покрытием резко уменьшилась и составила $\sim 25 - 35\%$ от первоначальных значений. Как показали электронно-микроскопические исследования, в результате термообработки происходит аггломерация и коалесценция иридиевых зёрен. Существенное падение прочности УВ может быть следствием увеличения Ir-C взаимодействия вследствие увеличения площади контакта покрытие-волокно. Термическая обработка при более высоких температурах (1673 K, $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па) приводит к существенной деградации УВ с покрытием и невозможности исследовать прочность на растяжение

Работа была выполнена при поддержке гранта Президента РФ по поддержке ведущих научных школ (проект НШ-2938.2014.3).

Литература:

1. Baklanova, N.I., Lozanov, V.V., Morozova, N.B., Titov, A.T. The effect of heat treatment on the tensile strength of the iridium-coated carbon fiber // *Thin Solid Films*, 2015, vol. 578, pp. 148 – 155.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ, ТЕМПЕРАТУРНЫХ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ И ВЫЧИСЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Люкшин П.А.¹, Люкшин Б.А.^{1,2}, Матолыгина Н.Ю.¹ и Панин С.В.^{1,3}

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

²*Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*

lba2008@yandex.ru

В композиционных материалах поля деформаций и напряжений, нестационарные температурные и электрические поля обладают существенной неоднородностью в силу структуры композитов по определению. В то же время при проведении расчетов и оценок применимости тех или иных композитов в конкретных классах изделий

зачастую требуются так называемые эффективные характеристики материала, которые, собственно, и определяются при экспериментальных исследованиях.

Соответствующие теоретические оценки можно получить в результате решения задач теории упругости, теплопроводности, электростатики для ячейки или представительного объема композиционного материала. В итоге получаются интегральные характеристики структурно-неоднородного материала – потенциальная энергия деформации, количество теплоты, энергия электрического поля. Эффективные характеристики композита находятся на основе предположения, что интегральные характеристики структурно-неоднородного материала (потенциальная энергия деформации, количество теплоты, энергия электромагнитного поля) равны соответствующим характеристикам квазиоднородного материала.

В работе показаны конкретные примеры получения эффективных деформационно-прочностных, теплофизических и электрофизических характеристик композиций.

**ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ
ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В СТАЛИ 06МБФ,
СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ
НА НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА**

Майер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Кошовкина В.С.², Мельников Е.В.¹,
Найденкин Е.В.¹, Одесский П.Д.³, Добаткин С.В.⁴

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*ЦНИИ строительных конструкций, Москва, Россия,*

⁴*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
galinazg@yandex.ru*

Методом просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования эволюции структуры в стали 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%, исходное состояние до кручения – феррит (сорбит)) после кручения под давлением (КГД) (P=4 ГПа, 5 оборотов, T круч.= 20 °С) и последующих часовых отжигов в интервале температур 500÷700 °С.

КГД исследуемой стали приводит к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним размером элементов d=100±55 нм. Электронограммы для УМЗ состояния представлены системой рефлексов, расположенных на концентрических окружностях и имеющих значительные азимутальные размытия. Это указывает на наличие мало- и большеугловых разориентаций между (суб)зернами в структуре стали после кручения. В УМЗ структуре стали наблюдали карбиды M₃C с размером 15-20 нм и MC < 5 нм.

Отжиг образцов исследуемой стали при 500 °С не вызывает роста элементов зеренно-субзеренной структуры ($d=112\pm 64$ нм), но приводит к ее частичной релаксации. Электронограммы для данных структур представляют собой большое число расположенных по окружности рефлексов, при этом азимутальные размытия, которые наблюдали после КГД без отжига, почти полностью исчезли, что свидетельствует о преобладании большеугловых разориентировок между соседними элементами и снижении внутренних напряжений. На микродифракционных картинах наблюдали сплошные кольца, соответствующие мелкоразмерным частицам МС ($M=Nb, V, Ti$) с размером $\approx 3-4$ нм, и точечные рефлексы от единичных равноосных карбидов M_3C ($\approx 15-20$ нм).

После отжига при 600 и 700 °С начинают действовать процессы рекристаллизации и наблюдается рост зерен до $0,4\pm 0,3$ мкм и $1,8\pm 0,6$ мкм соответственно. Границы зерен становятся равновесными, о чем свидетельствует полосчатый контраст на границах, внутри зерен уменьшается плотность дислокаций, характер электронограмм изменяется от квазиколецевого (после отжига 500 °С) на точечный (после отжига 600 и 700 °С). Обнаружены крупные неравноосные частицы M_3C с размерами 45 ± 18 нм после 600 °С и 51 ± 26 нм после 700 °С, которые встречаются как в теле зерна, так и на их границах. На электронограммах, по-прежнему, наблюдаются диффузные кольца, принадлежащие дисперсной фазе МС ($M=Nb, V, Ti$) с размером ≈ 8 нм, расположенной однородно по всему объему образца.

Изучение прочностных свойств стали при отжигах показало, что сформированные в стали при КГД высокие значения микротвердости (5,7–6,0 ГПа) сохраняются вплоть до температуры 500 °С. Последующее увеличение температуры отжига до 600 °С сопровождается спадом значений микротвердости до 4,4 ГПа после КГД. После отжига при температуре 700 °С значения микротвердости приближаются к значению для исходного состояния (1,8 ГПа).

Показано, что сформированная в стали 06МБФ УМЗ структура и значения микротвердости термически стабильны до температуры отжига 500 °С. Высокая термическая стабильность исследуемой стали обусловлена наличием легирующих элементов в структуре стали, таких как V, Ti, Nb, которые способствуют дисперсионному твердению и препятствуют миграции границ зерен во время отжигов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016 гг. (проект Ш.23.2.2.) и стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ ТАНТАЛА НА СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ НА ТИТАНОВЫХ ОСНОВАХ

Малютина Ю.Н., Лазуренко Д.В., Батаев И.А.

*Новосибирский государственный технический университет, Россия
pavlyukova_87@mail.ru, iuliiamaliutina@gmail.ru, ivanbataev@ngs.ru*

Повышение ресурса работы деталей машин и элементов конструкций, подвергающихся воздействию агрессивных сред, является одной из актуальных задач материаловедения на протяжении последних десятилетий. Такие отрасли промышленности, как ядерная энергетика и химическая промышленность требуют постоянного увеличения долговечности материалов, основным параметром которой в данном случае, является коррозионная стойкость. Перспективными материалами с этой точки зрения являются танталсодержащие титановые сплавы, существенно превосходящие по уровню коррозионной стойкости широко используемые в настоящее время нержавеющей стали. Однако по уровню прочности такие сплавы уступают сталям. Рациональным решением отмеченной проблемы является нанесение коррозионностойких покрытий системы титан-тантал на основы из упрочненных титановых сплавов.

Целью данной работы являлось нанесение коррозионностойких танталсодержащих покрытий на основы из титанового сплава Ti6242 методом лазерной наплавки, и выявление оптимальных режимов обработки, обеспечивающих формирование качественных легированных слоев с максимальным содержанием тантала.

Формирование покрытий осуществлялось путем наплавки порошка тантала, который подавался в зону обработки в процессе сканирования лазерным лучом. Скорость подачи менялась в диапазоне от 7,2 г/мин до 20 г/мин. Скорость сканирования и мощность лазерного луча оставались неизменными и составляли 300 мм/мин и 1500 Вт соответственно.

Структурные исследования позволили установить, что наплавленный слой минимальной толщины был получен в процессе наплавки порошка, подача которого осуществлялась со скоростью 7,2 г/мин. Максимальная толщина слоя была достигнута при наплавке порошка, поступающего со скоростью 10 г/мин. Дальнейшего роста толщины легированного слоя при увеличении скорости подачи порошка не наблюдалось.

Методом микрорентгеноспектрального анализа было выявлено, что с увеличением скорости подачи порошка содержание тантала в наплавленном слое возрастало с 16,5 вес. % до 41,3 вес. %. Однако полного переплавления и растворения порошка тантала в процессе лазерной наплавки не произошло. Крупные включения тантала были обнаружены в поверхностных слоях всех исследуемых образцов. При этом количество частиц в структуре покрытий возрастало при увеличении скорости подачи

порошка тантала в обрабатываемую зону. Помимо частиц тантала в структуре покрытий были обнаружены выделения, содержащие легирующие элементы основы. Рассматриваемые выделения были равномерно распределены в покрытиях. Кроме того, в наплавленных слоях были зафиксированы крупные включения, содержащие преимущественно кислород.

Оценка изменения прочностных характеристик поверхностных слоев титанового сплава после легирования танталом проводилась на основании результатов дюрOMETрических исследований. Было установлено, что легирование танталом не оказывает существенного влияния на микротвердость основы, которая составляет ~ 380 - 390 HV. После лазерной обработки микротвердость повысилась всего на 5 - 10 HV. Кроме того, присутствие не растворившихся частиц тантала (микротвердость которых составляет 240 HV) снижает среднее значение микротвердости наплавленного слоя. Поскольку их содержание зависит от скорости подачи порошка и, следовательно, объемной доли тантала в покрытии, то средняя микротвердость покрытий снижается при увеличении указанного параметра.

Таким образом, более равномерная структура достигается при низкой скорости подачи порошка в обрабатываемую зону. Увеличения содержания растворенного тантала в легированном слое и глубины проплавления можно достичь путем изменения таких параметров лазерной обработки, как мощность и скорость сканирования лазерным лучом.

Работа была поддержана фондом РФФИ, проект № НК 15-38-20776\15

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ ТАБЛЕТОК ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

Матолыгин А.А.¹, Истомина А.Д.², Носков М.Д.²

¹Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

²Северский технологический институт национального исследовательского университета «МИФИ», Россия
matolygin.andrei@yandex.ru, science@ssti.ru

Операция прессования таблеток ядерного топлива предназначена для придания заготовкам формы, размеров и механической прочности, необходимых для последующего спекания таблеток. Качество получаемых таблеток ядерного топлива зависит от средней плотности сформованных заготовок, а так же ее распределения по объёму прессовки. Эти характеристики определяются условиями прессования и свойствами прессуемого порошка. Для прогнозирования свойств прессуемых таблеток ядерного топлива и оптимизации технологического процесса целесообразно использовать математическое моделирование прессования. Порошки, используемые для изготовления топливных таблеток, обладают развитой, иерархической структурой и представляют собой агломераты частиц оксидов или нитридов. Поэтому, при прессовании происходит не

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

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 прессования таблеток ядерного топлива 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. На границах задаются так же поверхностные силы возникающие вследствие трения прессовки о пресс-форму и пуансоны.

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 таблетки ядерного топлива позволила провести исследования процесса прессования 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 топливных таблеток, являются трение о стенки пресс-формы, а также особенности геометрии пуансонов.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 01X17H13M3

Мельников Е.В.¹, Астафурова Е.Г.¹, Козлова Т.А.¹, Винокуров В.А.¹,
Майер Г.Г.¹, Кошовкина В.С.², Москвина В.А.²

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, микро-

индентирования и одноосного статического растяжения исследовали влияние прокатки на структуру, фазовый состав и механизмы деформации аустенитной нержавеющей стали 01X17H14M2. Пластическую деформацию образцов проводили при комнатной температуре (300 К) и температуре жидкого азота (охлаждение образцов до 77 К между циклами прокатки) с обжатием на 25-90 %. Образцы на растяжение в виде двойных лопаток вырезали из пластин, предварительно обработанных по различным режимам, и растягивали при комнатной температуре со скоростью $4.2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Рентгенофазовый анализ исследуемой стали показал, что пластическая деформация не приводит к заметному образованию ε и α' -мартенсита – на рентгенограммах наблюдали рефлексы только от γ -фазы. Однако магнитофазовый анализа показал, что в образцах, прокатанных при температуре кипения жидкого азота, образуется α' -фаза (менее 5 %), а электронно-микроскопически наблюдали образование и ε -мартенсита в структуре стали.

Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) с ростом степени пластической деформации уменьшается до десятков нанометров, а микродеформация кристаллической решетки ($\Delta d/d$) возрастает на порядок до $\sim 10^{-3}$ по сравнению с исходным состоянием, параметр решетки стали изменяется незначительно. Все это свидетельствует о фрагментации структуры и повышении внутренних напряжений. Микронапряжения второго рода (σ_{II}), возникающие после прокатки, возрастают с увеличением степени деформации и с понижением температуры.

Независимо от температуры прокатки в стали реализуется деформация скольжением, механическим двойникованием и происходит формирование полос локализованной деформации различного масштаба. С увеличением степени обжатия и при понижении температуры прокатки толщины двойниковых пластин уменьшаются, возрастает линейная плотность двойниковых границ и плотность дислокаций.

Измельчение структуры, накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений при пластической деформации приводят к упрочнению стали – росту микротвердости и повышению пределов текучести и прочности. Снижение температуры деформации вызывают дополнительное упрочнение стали.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1). Исследования выполнены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования и Центра коллективного пользования научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВРЕМЕНИ СТАРЕНИЯ
НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22, ПОДВЕРГНУТОГО
ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКЕ**

Мишин И.П., Найденкин Е.В., Раточка И.В., Лыкова О.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

mip@ispms.tsc.ru

Титан и его сплавы широко применяются во многих отраслях промышленности, в том числе авиакосмической. Особый интерес вызывают псевдо β -титановые сплавы, относящиеся к группе высокопрочных титановых сплавов, в которых высокие характеристики прочности достигаются упрочняющей термообработкой. Известно, что в таких сплавах при старении происходит распад метастабильной β -фазы с выделением дисперсных частиц вторичных фаз, в результате чего прочность может достигать 1300÷1400 МПа [1].

Одним из эффективных способов повышения механических свойств в металлах и сплавах является формирование в них ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [2]. Можно предположить, что из-за особенностей УМЗ структуры, полученной методами ИПД, (дефектность кристаллической решетки) процессы распада метастабильных фаз будут протекать иначе, чем в крупнозернистом материале. В данной работе исследовалось влияние поперечно-винтовой прокатки и последующего старения на структуру и механические свойства титанового сплава VT22.

Проведенные исследования показали, что после радиально-сдвиговой прокатки в сплаве VT22 формируется зеренно-субзеренная структура. По данным рентгеноструктурных исследований количество β -фазы в сплаве после прокатки увеличивается примерно до 73%. Происходит растворение и коагуляция пластинчатых выделений α -фазы в объеме и на границах зерен. Формирование в сплаве VT22 такой структуры приводит к уменьшению механических свойств. Однако последующее старение приводит к значительному повышению механических свойств. Максимальное значение свойств наблюдали в образцах после старения в течение 5 часов при температуре 420 °С (пределы прочности и текучести достигают значений 1620 и 1450 МПа, соответственно). По-видимому, такое повышение происходит за счет большой доли ультрадисперсных игольчатых выделений частиц вторичной α -фазы. Также были проведены исследования зависимости механических свойств от температуры и времени старения. Установлено, что повышение температуры старения приводит к падению прочности и одновременному росту пластичности, что по-видимому связано с увеличением размеров ультрадисперсных выделений частиц вторичной α -фазы. Увеличение времени старения приводит к тому, что предел прочности практически не меняется. При этом наблюдается повышение относительного удлинения образцов до разрушения.

Для выявления влияния радиально-сдвиговой прокатки на получение последующим старением высоких механических свойств проведена термообработка сплава в состоянии поставки. Исследования показали, поперечно-винтовая прокатка и последующее старение позволяет получить предел прочности на 200-250 МПа выше по сравнению с аналогичной термообработкой сплава в состоянии поставки.

Таким образом показано, что термомеханическая обработка титанового сплава переходного класса VT22, включающая в себя поперечно-винтовую прокатку и последующее старение приводит к формированию в зернах β -фазы тонкоигольчатой структуры с мелкодисперсными включениями частиц вторичной α -фазы. Формирование такой структуры приводит к существенному повышению механических свойств сплава при некотором уменьшении относительного удлинения образцов до разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 гг» в рамках выполнения г/к №14.604.21.0039.

Литература:

1. O.M. Ivasishin, P.E. Markovsky, Yu.V. Matviychuk, S.L. Semiatin, C.H. Ward, S. Fox A comparative study of the mechanical properties of high-strength titanium alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2008. – V.457. – P. 296–309.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига». 2007. - 398 с.

BEHAVIOR OF NANOPOROUS THERMAL BARRIER COATINGS UNDER CYCLIC THERMAL LOADING. COMPUTER-AIDED SIMULATION

Moiseenko D.D.¹, Panin S.V.^{1,2}, Maksimov P.V.¹, Panin V.E.^{1,2}, Berto F.³

¹*Tomsk Polytechnic University, Russia,*

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

³*University of Padua, Vicenza, Italy*

mdd@ispms.tsc.ru, svp@ispms.tsc.ru, mdd@ispms.tsc.ru,

paninve@ispms.tsc.ru, berto@gest.unipd.it

On the basis of Thermally Activated Cellular Automata simulation of heat transfer in three-layered systems was carried out taking into account the dissipation of thermal energy in specimens having different amount of porosity.

Specimens were simulated using cellular automata method with FCC packaging of elements with dimension 0.1 μm . The sizes specimens were 5 \times 1 \times 5 μm . The first specimen had a solid structure; the size of a grain and a pore for the second and fourth specimens made 0.1 μm , for the third and fifth ones – 0.5 μm . The initial temperature for each element was set to 300 K, initial values of strain and stress were equal to zero. The value of time step was 1 ns,

the total loading time was 100 microseconds. At the first stage (50 mcs) heating of the upper end face up to the temperature of 2300 K was simulated while at the second stage (50 mcs) the same face was cooled down to 300 K. During all time of numerical experiment on the opposite, lower end side the temperature of 300 K was kept. In so doing the full "loading - cooling" cycle was simulated. Spatial patterns of the investigated parameters were studied at the peak of thermal loading as well as after 10 mcs after the start of the cooling.

It was demonstrated that presence of pores with a large internal surface area in the intermediate layer material is capable to decrease twice internal thermal stresses. Thus, taking into account the thermal radiation and the dissipating energy due to radiation scattering it was found that in specimens with intermediate sublayer and a pore size of 500 μm a double reduction in the overall level of thermal stress takes place. This result is not obvious, since according to expressions of the mechanical energy the portion of dissipating energy is proportional to the accumulated torsion angle of the structural elements.

This value was found to be the largest in the layers with a pore size of 100 μm . In doing so, at the initial stage of cooling the maximum local force momentum was also achieved for the small pore structure, and the average value of the momentum at the heating stage was maximum for the structure with small pores. This can be explained by taking into account the thermal radiation and its scattering in the porous medium. It was shown that for the optimal value of the porosity (pore size – 500 μm) the overall level of absorbed energy is maximum that is the positive result.

It can be concluded that along with the local rotational modes of the structural elements and the thermal radiation of pore walls it is necessary to investigate the ability of a material to a reversible structural transformation in the material of the pore walls. Such reversible structural transformations will accumulate peak energy in elastic rotational stress fields which have trivially inertial character that will prevent the rapid growth of the main crack.

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X18AG23F3

Москвина В.А.¹, Астафурова Е.Г.², Майер Г.Г.², Мельников Е.В.²,
Кошовкина В.С.¹, Гальченко Н.К.¹

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
astafe@ispms.tsc.ru, valya_moskvina@mail.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа изучали микроструктуру аустенитной высокоазотистой стали X18AG23F3 после осадки и кручения под квазигидростатическим давлением (6ГПа) при комнатной температуре.

До деформации сталь X18AG23F3 имела структуру преимущественно аустенита со средним размером зерна 100 мкм и параметром решетки 0,3638 нм, что свидетельствовало о высокой концентрации атомов азота и углерода в твердом растворе после закалки. Наряду с аустенитом наблюдали феррит и крупные частицы $V(C,N)$ кубической формы с длиной грани 5 мкм (оптическая металлография), а на электронно-микроскопических изображениях – сферические частицы диаметром 20-30 нм и 100-150 нм.

Уровень твердорастворного упрочнения в стали сохраняется высоким после кручения, а механизмами, определяющими фрагментацию структуры стали, являются скольжение, двойникование, γ - ϵ -мартенситное превращение, образование полос локализованной деформации и дисперсионное твердение. После осадки и кручения на один оборот в структуре стали наблюдали высокую плотность дислокаций, микрополос локализованной деформации (ширина ~ 100 нм), ϵ -мартенсита и двойников с толщиной пластин в десятки нанометров. С увеличением степени деформации число локализованных полос увеличивается. Помимо отражений от аустенита и ϵ -мартенсита наблюдали точечные микродифракционные картины от частиц на основе ванадия, размер которых составлял 100-150 нм. После одного оборота кручением на темнопольных изображениях также наблюдали крапчатый контраст от мелких частиц размером 5 нм в теле зерен, таких частиц не наблюдали в исходном состоянии, после осадки ($N=0$), а также после кручения в четверть ($N=1/4$) и в половину оборота ($N=1/2$), то есть их появление обусловлено интенсивной пластической деформацией. При этом уровень твердорастворного упрочнения сохраняется на высоком уровне – об этом свидетельствуют данные о параметре решетки аустенита, который изменяется в пределах ошибки эксперимента. Микротвердость стали возрастает с ростом степени пластической деформации до 5,1 ГПа после осадки, до 6,5 ГПа после $N=1/4$, до 6,3 ГПа после $N=1/2$ и до 6,2 ГПа после кручения на один оборот (эти данные соответствуют середине радиуса дисков).

Таким образом, в результате деформации микротвердость стали возрастает в 1,5 раза после кручения на один оборот, распределение микротвердости по диаметру дисков остается квазиоднородным. Изменение микротвердости стали при пластической деформации вызвано накоплением деформационных дефектов – дислокаций, деформационных двойников, ϵ -мартенсита, полос локализованной деформации, а также превращениями в карбидной подсистеме. Активное развитие механического двойникования способствует деформационному упрочнению за счет создания высокой плотности двойниковых границ и препятствует формированию разориентированной зеренно-субзеренной структуры с границами общего типа и, таким образом, способствует однородности структуры и микротвердости по образцу.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАТНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ЗАКАЛЁННОЙ СТАЛИ 16XСН

Муравьев В.И., Лончаков С.З., Фролов А.В.

*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Россия
vmuravyev@mail.ru*

В статье исследована эволюция структуры предварительно закалённой стали 16XСН, выявлено влияние температурно-временных условий нагрева до температуры аустенизации и определено влияние структурных изменений на свойства стали. Анализ полученных результатов показал повышение пластичности в начальный период обратного мартенситного превращения и повышения пластичности при повышенной прочности.

Цель настоящей работы – исследование влияния температурно-временных условий нагрева под закалку на структурные изменения и свойства предварительно закалённой низкоуглеродистой стали 16XСН.

Эффективность использования стальных конструкций во многих отраслях машиностроения определяется их весовыми характеристиками, прочностью и надёжностью. Использование традиционных методов термической обработки деталей из низколегированных сталей не обеспечивает снижение массы из-за пониженных показателей пластичности.

Состояние предпревращения в сплавах железа позволяет резко увеличить пластичность (субкритическую сверхпластичность (СПП)), в частности и в низкоуглеродистых сталях. Процессы пластической деформации в интервале предпревращения используются при формообразовании деталей из трудноформируемых, либо неподдающихся деформации металлов и сплавов, а также при диффузионной сварке сталей и сплавов под постоянной нагрузкой. Сложность проведения деформационного упрочнения в условиях как в интервале предпревращения, так и в аустенитной области, является мало приемлемым методом при термообработке низколегированных сталей.

Нагрев предварительно закалённой стали 16XСН до температуры 400-500 °С и быстрое охлаждение в холодной воде не приводит к существенным изменениям структуры пакетно-реечного мартенсита и границ зерна. Увеличение выдержки при нагреве до 2-3 секунд и быстрое охлаждение практически также не приводит существенному изменению структуры пакетно-реечного мартенсита за исключением появления еле заметных его малоугловых границ. Существенное изменение в структуре стали наблюдается при выдержках 3-7 секунд и 8-20 секунд. В первом случае происходит превращение пакетно-реечного мартенсита в перлит, а во втором - превращение перлита в аустенит и образовании пакетно-реечного мартенсита при охлаждении.

Кратковременная выдержка при нагреве предварительно закалённых образцов до температур 400-500 °С и быстрое охлаждение приводят к резкому снижению прочности более чем на 50% и значительному увеличению пластичности более чем на 40%, при этом модуль Юнга уменьшается в среднем на 20% по сравнению с закалкой при выдержке 15 с. При этом пакетно-реечный мартенсит не претерпел никаких изменений, и по структуре и по значениям микротвердости соответствует закалённому состоянию.

Выводы:

Фазовый наклёп (предварительная закалка) оказывает существенное влияние на эволюцию структуры и свойства низколегированных сталей в процессе нагрева со скоростью 700 °С/с до температуры аустенизации во временном интервале, как предпревращения так и превращений, фиксируемых быстрым охлаждением.

Обратное превращение пакетно-реечного мартенсита в условиях фазового наклёпа и повышенной диффузионной подвижности атомов углерода, в первоначальный момент (выдержка доли секунды, температура 400-450 °С) приводит к резкому, более чем в два раза уменьшению прочности и повышению пластичности более чем на 40%. При этом структура пакетно-реечного мартенсита сохраняется неизменной, внутренняя энергия уменьшается в 1,5 раза, наблюдается ослабление энергии межзёрненной и межфазной связи, модуль Юнга уменьшился более чем на 20%, что свидетельствует о процессах перераспределения и уменьшения концентрации дефектов фазового наклёпа сверх равновесной. Наблюдается эффект повышенной пластичности при обратном мартенситном превращении.

В дальнейшем при температуре аустенизации (выдержка 2 – 3 с), наступает равновесное состояние и полигонизация пакетно-реечного мартенсита, прочность достигает исходного состояния, а пластичность увеличивается, наблюдается эффект повышения пластичности при сохранении прочности.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ТЕРМИЧЕСКИ НЕУПРОЧНЯЕМОГО Al-Mg-Sc-Zr СПЛАВА

Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
oksana@imsp.ru, avtokratova@imsp.ru, sitdikov@nm.ru, mvmark@imsp.ru*

Основной задачей материаловедения является разработка новых материалов, обладающих повышенной конструкционной прочностью и технологичностью получения и обработки. Это в полной мере можно отнести к новым термически неупрочняемым алюминиевым сплавам

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

системы Al-Mg-Sc(Zr). Среди них наибольшей прочностью обладают сплавы с содержанием Mg более 4%, однако их широкое использование ограничивает ряд факторов, в том числе – сравнительно низкая технологическая пластичность. Одним из решений может быть реализация в процессах производства полуфабрикатов и изделий из этих сплавов эффекта структурной сверхпластичности (СП), который они демонстрируют в широком температурно-скоростном диапазоне при придании им мелко- и ультрамелкозернистой структуры (с размером зерна менее 10 и 1 мкм, соответственно). Для этого сплавы подвергают деформационно-термической обработке, в том числе включающей интенсивную пластическую деформацию равноканальным угловым прессованием (РКУП). Судя по ряду публикаций, СП характеристики сплавов тем больше и лучше, чем однороднее структура и мельче зерно перед СП испытаниями, что требует проведения обработки с огромными степенями (например, РКУП рекомендуют проводить до ϵ не менее 10).

Настоящая работа посвящена исследованию СП поведения сплава Al-5,8Mg-0,2Sc-0,08Zr после РКУП со степенями деформации $\epsilon \sim 3$ и 8. Для этого заготовку из гомогенизированного слитка с размером зерна 25 мкм подвергли РКУП при температуре 325°C по маршруту V_{cz} . СП характеристики определяли при растяжении в интервале температур 350-520 °C и скоростей деформации 10^{-3} - 10^{-1} с⁻¹ на образцах с размерами рабочей части 1,5×3×6 мм, ось которых совпадала с направлением последнего цикла прессования. Микроструктуру исследовали стандартными методами оптической и электронной микроскопии.

Установлено, что в результате РКУП до $\epsilon \sim 3$ структура становится частично рекристаллизованной с 20-30% объемной долей новых зерен размером 1-2 мкм, формирующихся вдоль границ исходных зерен. Показано, что даже с такой структурой сплав демонстрирует высокоскоростную СП с удлинениями до разрушения более 2000% при скоростях деформации $\sim 10^{-2}$ с⁻¹ и температурах выше 475 °C (наибольшие удлинения $\sim 2500\%$ зафиксированы при температуре 520 °C и скорости деформации $1,4 \times 10^{-2}$ с⁻¹). После РКУП с $\epsilon \sim 8$ структура становится преимущественно мелкозернистой с 70% долей микронных зерен. Формирование такой структуры обеспечило демонстрацию сплавом и высокоскоростной, и низкотемпературной СП с еще большими удлинениями при больших скоростях. Так при растяжении при температуре 475 °C и скорости $5,6 \times 10^{-2}$ с⁻¹ были зафиксированы удлинения до 3300 %, а при температуре 350 °C и скорости $\sim 1,4 \times 10^{-2}$ с⁻¹ они чуть превышали 1000%.

Изучена природа обнаруженных особенностей структурно-механического поведения сплава. В частности установлено, что уникальные показатели высокоскоростной СП при наличии в его структуре лишь 30% мелких зерен обусловлены дополнительным измельчением зерен на начальных стадиях растяжения вследствие активного развития динамической рекристаллизации. Обсуждена роль дисперсных выделений алюминидов циркония.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Винокуров В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

nev@ispms.tsc.ru

Создание космической техники, отвечающей современным требованиям, в рамках космической программы Российской Федерации 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 космических систем, 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 конструкций и других элементов космических аппаратов при сохранении их конструкционной прочности и надежности, и, тем самым, увеличить полезную нагрузку выводимого на орбиту космического аппарата. В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы являлась разработка научных основ получения титановых сплавов с ультрамелкозернистой (нано-) структурой и повышенной удельной прочностью. Работа была проведена на примере ($\alpha+\beta$) титанового сплава переходного класса VT22 с высоким содержанием β -стабилизирующих элементов (Mo, V). В качестве метода получения указанной структуры был использован один из методов интенсивной пластической деформации - радиально-сдвиговая прокатка, позволяющий обрабатывать заготовки в виде прутков круглого сечения.

В процессе выполнения работы были разработаны температурно-скоростные режимы получения круглых прутков титанового сплава VT22 диаметром 22 мм с ультрамелкозернистой (нано-) структурой методом радиально-сдвиговой прокатки в сочетании с последующей термообработкой (старением). С использованием методов оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проведены экспериментальные исследования структуры и фазового состава полученных прутков. Показано, что в результате прокатки в интервале температур 1123-1023K наблюдается формирование квази-глобулярной зеренно-субзеренной структуры с размером структурных элементов около 0,5 мкм с одновременным повышением содержания β -фазы более чем в 1,5 раза по

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

сравнению с исходным состоянием (с 47 до 73%). Последующий отжиг (старение) при температуре 723К приводит к распаду деформированной в процессе прокатки β -фазной матрицы с образованием наноразмерных частиц мартенситной α'' -фазы, имеющих тонкоиглочатую морфологию, и сохранившимися после прокатки мелкодисперсными включениями частиц α - фазы. Формирование такой иерархически организованной структуры приводит к существенному повышению механических свойств сплава по сравнению с исходным состоянием (пределы текучести и прочности повышаются до 1450 и 1600 МПа, соответственно). Таким образом, показана возможность получения круглых прутков титанового сплава BT22 с ультрамелкозернистой (нано-) структурой и повышенной удельной прочностью, которые могут быть использованы при изготовлении ответственных элементов конструкций космических систем.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 гг» (Соглашение №14.604.21.0039, уникальный идентификатор проекта RFMEFI1BVB14X0115).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРНО-ИЗМЕНЕННЫМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ СЛОЯМИ

Наркевич Н.А., Дураков В.Г., Сурикова Н.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
natnark@list.ru*

Деформационная и термическая поверхностные обработки давно применяются для эффективного повышения эксплуатационных свойств деталей машин. Среди перспективных методов, относящихся к этой группе, выделяются фрикционная обработка (ФО), ультразвуковая ковка (УЗК) и обработка электронным пучком. Первые две обработки упрочняют поверхностный слой пластическим деформированием, а последняя обработка — высокоскоростным нагревом. Аустенитные стали, легированные азотом, обладают высоким деформационным упрочнением, а при нагревании в температурном интервале 450- 900⁰С в них протекает дисперсионное твердение.

Цель работы – исследование влияния различных поверхностных обработок на механические свойства и деформационное упрочнение стали 07X17AG18.

В исходном состоянии после закалки от 1100⁰ в воде сталь 07X17AG18 имеет аустенитную структуру с размерами аустенитных зерен ~40 мкм. УЗК с нормальной нагрузкой на обрабатывающий инструмент 70Н повышает микротвердость поверхностного слоя. В структуре

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

наблюдается множественное двойникование, повышение концентрации деформационных дефектов упаковки и образование ε мартенсита с ГПУ решеткой. В случае ФО с той же нормальной нагрузкой упрочненный слой тоньше, однако, его микротвердость выше. После деформационных обработок часть образцов подвергали электронно-пучковой обработке. Механические свойства стали 07X17AG18 после поверхностных обработок представлены в таблице:

Вид поверхностной обработки		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %
Закалка от 1100 ⁰ С в воде		430	850	0,51	64
Закалка +ультразвуковая ковка (УЗК)		510	890	0,57	43
Закалка + УЗК + электронно-пучковая обработка		712	923	0,77	24,5
Закалка+ Фрикционная обработка (ФО)	Угол между направлением растяжения при мех. испытаниях и направлением ФО α , град				
	0	558	887	0,63	49,5
	45	545	833	0,65	36,8
	60	516	851	0,61	36,4
	90	540	851	0,63	35,5
Закалка + ФО($\alpha=0^0$) + электронно-пучковая обработка		583	909	0,64	48,8

На зависимостях θ - ε для всех видов обработок выделяются две линейные стадии деформационного упрочнения. Стадия I короткая до $\varepsilon \sim 0,25$ и характеризуется высоким деформационным упрочнением. Стадия II соответствует параболическому упрочнению кривой течения S- ε и отличается большой протяженностью до $\varepsilon \sim 0,4 \div 0,5$ (в зависимости от обработки) и низким, плавно снижающимся коэффициентом деформационного упрочнения. Вне зависимости от вида деформационной или электронно-пучковой поверхностной обработки значение θ на II стадии для всех образцов имеет одно и то же значение. Величина θ на I стадии зависит от структуры поверхностного слоя, то есть от ее способности сопротивляться пластическому деформированию, которая достигает максимальных величин в случае механо-термических обработок, сочетающих УЗК с электронно-пучковой обработкой или ФО с электронно-пучковой.

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

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Наркевич Н.А.¹, Шулепов И.А.²

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
natmark@list.ru, shulepovia@tpu.ru*

Одним из важнейших качеств сталей со структурой азотистого аустенита является их способность сильно упрочняться при холодной пластической деформации. Достижение высоких прочностных свойств при деформационном упрочнении этих сталей происходит благодаря низкой ЭДУ. Разновидностью технологии деформационного упрочнения является фрикционная обработка, при которой поверхностный слой деформируется трением.

Цель работы – изучение влияния фрикционной обработки на структуру, механические и триботехнические свойства стали 07X17AG18.

За исходное состояние принята структура стали после закалки от 1100° в воде с размерами аустенитных зерен ~40 мкм. Исследование структуры стали 07X17AG18 после фрикционной обработки скользящим шариком при нормальной нагрузке на него 70 Н показало, что в поверхностном слое наблюдается измельчение структуры до 30 нм. При этом концентрация деформационных дефектов упаковки удваивается, по сравнению с исходным состоянием, достигая $\alpha=0,048$. Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что микроискажения II рода в тонком поверхностном слое отсутствуют.

Основным механизмом деформации стали является двойникование. Наряду с деформационными двойниками отмечено образование при деформировании ϵ -мартенсита с ГПУ решеткой, при этом α -мартенсит не образуется и сталь после фрикционной обработки остается немагнитной.

Фрикционная обработка изменяет знак микродеформаций I рода в поверхностном слое. Если в состоянии после закалки отмечено увеличение межплоскостных расстояний в направлении, нормальном поверхности, то после фрикционной обработки обнаружено, что кристаллическая решетка испытывает сжатие. Учитывая, что анализируемый слой при рентгенографическом исследовании составляет 20-30 мкм можно полагать, что в тонком слое 5-10 мкм деформации a , следовательно, и напряжения сжатия, существенно выше. Это означает, что в направлении, касательном обработанной поверхности, действуют растягивающие напряжения, и при механических испытаниях они будут действовать аддитивно с внешними приложенными напряжениями, усиливая их.

Механические испытания на растяжение показали, что фрикционная обработка не влияет на прочностные свойства стали X17AG18, а

пластичность снижается. Такое поведение материала свидетельствует о блокировании структурных механизмов релаксации напряжений в поверхностном слое, которые были исчерпаны при проведении упрочняющей фрикционной обработки. Триботехнические испытания стали 07X17AG18 после фрикционной обработки по схеме шарик-диск ВК6 с варьированием нагрузки на скользящий индентор позволили установить повышение износостойкости почти в 2 раза в сравнении с состоянием после закалки. Кроме того, после фрикционной обработки при триботехнических испытаниях отмечено снижение коэффициента трения до 0,15 при малых нагрузках на шарик-индентор $P=1-2$ Н.

Таким образом, фрикционная обработка способствует измельчению структуры поверхностного слоя, в котором наряду с двойникованием идет $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение. Формирование растягивающих напряжений I рода в направлении, касательном поверхности, отрицательно сказывается на прочностных характеристиках стали 07X17AG18, после фрикционной обработки. В то же время отмечено повышение износостойкости и уменьшение коэффициента трения.

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

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ, АРМИРОВАННЫХ НИТРИДОМ БОРА

Нгуен Суан Т.¹, Панин С.В.^{1,2}, Корниенко Л.А.², Иванова Л.Р.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
nxtiuc1986@gmail.com

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) обладает приемлемыми для полимеров характеристиками прочности, в то время как низкий коэффициент трения, высокая износостойкость и химическая стойкость в агрессивных средах, высокая ударная вязкость, обеспечивают возможность его широкого применения в различных областях техники и условиях эксплуатации. Кроме этого, он тоже используется для изготовления искусственных тазобедренных суставов, так как обладает необходимыми для этого свойствами — пластичностью, способностью смягчать ударные нагрузки и биоинертностью. Во всех указанных областях применения требуется высокая сопротивляемость материала к износу.

Износостойкость СВМПЭ может быть повышена при помощи механической активации, химической активации или введения наполнителей. Твердосмазочные наполнители (графит, дисульфид молибдена, фторопласт, стеарат кальция, нитрид бора) активно используются в качестве смазки (добавки в масла), а также

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

антифрикционных покрытий в широком температурном режиме (-45 до +400 С). Выбор способа смазки производится с учетом конструкции и условий эксплуатации пары трения. Твердая смазка введена в качестве наполнителя в СВМПЭ, может быть эффективна при очень низких температурах (например, криогенные температуры), когда жидкие либо пастообразные смазки не выдерживают экстремальных условий эксплуатации.

В данной работе было исследовано влияние нитрида бора на структуру, механические свойства и закономерности композитов СВМПЭ, армированных нитридом бора (НБ) в условиях сухого трения и граничной смазки. Также было исследовано изменение температуры поверхности контакта в процессе испытания.

Основные результаты показаны, что при наполнении маленького содержания (до 3 мас.%) микрочастиц нитрида бора (НБ), структура СВМПЭ сохраняет сферолитную форму, но со значительно меньшим размером и подавляется формирование сферолитной структуры при наполнении больше 3 мас.% НБ. Сопротивление износа повышается при добавлении НБ, максимальное значение достигается в 1,8 раза (в условиях сухого трения) и в 2,3 раза (в условиях граничной смазки) при содержании 10 мас. % наполнителя. Механические характеристики снижаются по содержанию НБ.

ВЛИЯНИЕ СТЕАРАТА КАЛЬЦИЯ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВМПЭ

Нгуен Суан Т.¹, Панин С.В.^{1,2}, Корниенко Л.А.², Иванова Л.Р.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
nxtiuc1986@gmail.com

Антифрикционные полимерные композиционные материалы широко применяются в качестве узлов трения и уплотнительных элементов в различных видах современной техники и медицине, определяя их надежность и долговечность. В частности, использование композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) позволяеткратно повысить сопротивление изнашиванию металлополимерных трибосопряжений. В последнее время активно разрабатываются микро- и нанокомпозиты на основе СВМПЭ. Например, при создании твердосмазочных композитов в полимерную матрицу вводят дисперсные наполнители графит и дисульфид молибдена, что расширяет возможности применения антифрикционных композитов в высоконагруженных узлах трения, когда жидкие либо пастообразные смазки не выдерживают условий эксплуатации. При введении политетрафторэтилена в высокомолекулярную матрицу в качестве твердой

смазки можно расширить номенклатуру биосовместимых экструдированных полимеров для нужд медицины (имплантаты для ортопедии).

В качестве твердой смазки может также выступить стеарат кальция ($C_{36}H_{70}CaO_4$, СК), который представляет собой смесь кальциевых солей стеариновой и синтетических жирных кислот и используется при переработке пластмасс в качестве пластификатора и антиадгезива, а в медицине (фармацевтике) в качестве эмульгатора, смазочного материала, загустителя. Стеарат кальция нетоксичен, обладает биосовместимостью, а следовательно возможностью применения в материалах для медицины. Исследования по использованию стеарата кальция в качестве наполнителя СВМПЭ отсутствуют.

В данной работе было исследование влияние твёрдосмазочных материалов (стеарат кальция) на структуру, механические и триботехнические характеристики СВМПЭ. Результаты показаны, что при содержании микропорошка стеарата кальция (3 вес.%), обеспечивающее повышение сопротивления изнашиванию при сухом трении скольжения более 4 раз. Указанный эффект сопровождается снижением коэффициента трения до 1,2 раз. При добавлении твёрдосмазочных микронаполнителей (стеарат кальция) в СВМПЭ, механические свойства сохраняются.

В условиях абразивного износа имеет место резание матрицы и мягкого наполнителя СК частицами закрепленного абразива, поэтому абразивная износостойкость композитов СВМПЭ-СК определяется прочностью наполнителя и сформировавшейся надмолекулярной структуры. Так как при абразивном изнашивании относительно мягкий стеарат кальция не способен «защитить» матрицу от воздействия частиц закрепленного абразива, композиты СВМПЭ-СК не пригодны для использования в условиях абразивного изнашивания.

С позиций повышения износостойкости и сохранения механических характеристик стеарат кальция проявил себя как наиболее эффективный микронаполнитель высокомолекулярной матрицы СВМПЭ, понижая при трибосопряжении температуру поверхности образца (изделия). По этой причине композиции СВМПЭ-СК (до 3 вес.% СК) могут быть использованы как биосовместимые материалы в медицине (в частности, в ортопедии).

Стеарат кальция исполняет роль твердой смазки в процессе изнашивания композитов на основе СВМПЭ при сухом трении скольжения.

Композиты на основе СВМПЭ - стеарат кальция могут эффективно использоваться для узлов трения в отсутствие смазочной среды в технических приложениях и медицине (в частности, для изготовления эндопротезов).

ГИДРОТЕРМАЛЬНЫЙ СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕХМЕРНЫХ ИЕРАРХИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ОЛОВА

Новикова Ю.В.¹, Воронин В.С.¹, Зима Т.М.^{1,2}

¹Новосибирский государственный технический университет, Россия,

²Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия
zima@solid.nsc.ru

Трехмерные иерархические структуры на основе диоксида олова (SnO_2) привлекают внимание исследователей благодаря интересному сочетанию физико-химических свойств, обусловленных специфическими наноразмерными эффектами, и универсальной морфологии, демонстрирующей уникальные поверхностные свойства материала. Эти характеристики, наряду с превосходной оптической прозрачностью и проводимостью, позволяют использовать трехмерные иерархические структуры SnO_2 для целенаправленной разработки новых высокоселективных газовых и биосенсоров, прозрачных проводящих электродов, анодов для литиевых батарей, носителей катализаторов и т.п. Для получения новых видов структур SnO_2 многими исследователями широко используются технологии темплатного синтеза как наиболее простого и надежного способа воздействия на механизм роста и кристаллизации оксидов в присутствии органических реагентов. Ключевым моментом для понимания различных аспектов таких структур являются их поверхностные свойства, которые в конечном итоге регулируются через изменение морфологии SnO_2 .

Целью настоящей работы являлся синтез наноструктур диоксида олова без добавки и в присутствии щавелевой и аминотерефталевой кислот, а также их смеси (1:1), и исследование влияния органических веществ на формирование текстуры, морфологии и фазового состава продуктов при гидротермальной обработке наноразмерного порошка $t\text{-SnO}_2$ (касситерит, JCPDS №1-657), полученного из гидрозоля, предварительно синтезированного электрохимическим золь-гель способом. Свойства исходных и прокаленных на воздухе продуктов гидротермального синтеза были исследованы методами ИК- и Раман спектроскопии, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), порошковой рентгенофазовой дифракции (РФА) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

Результаты наших экспериментов показали, что трехмерные цветочноподобные структуры SnO_2 образуются без органической добавки и при введении в реакционную смесь аминотерефталевой кислоты. Однако внешний вид этих трехмерных структур заметно отличается между собой. Увеличение изображений показывает, что синтезированные продукты имеют иерархическое строение. Структуры состоят из очень тонких,

хаотично расположенных наноразмерных пластин. По данным СЭМ, толщина пластин не превышает 50 – 100 нм, в то время как общий размер структурированных образований составляет около 1,0 – 1,5 мкм. Фазовый состав наноструктурированного материала, приготовленного в присутствии аминотерефталевой кислоты, соответствует смеси оксидов олова – SnO₂ (JCPDS №2-1337), Sn₂O₃ (JCPDS №25-1259) и Sn₅O₆ (JCPDS №18-1386). Продукты гидротермальной обработки SnO₂ в присутствии щавелевой кислоты имеют совершенно другую морфологию и отличающийся фазовый состав. Дифракционные рефлексы этих образцов соответствуют фазе Sn₅O₆ (JCPDS №18-1386). Кроме этого, в работе подробно обсуждается влияние температуры прокаливания на изменение текстуры, морфологии, параметров решеток и объемов ячеек синтезированных продуктов. Отмечено, что контролируемый механизм воздействия поверхностно-активных веществ на изменение морфологии SnO₂, показанный в данной работе, может быть применен к другим системам материалов, обеспечивая общий подход к получению многофункциональных материалов с заданными кристаллическими структурами.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С МНОГОУРОВНЕВОЙ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРОЙ

Овчаренко В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.²

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

²*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

Принципиально новым решением проблемы повышения ресурса металлообрабатывающего инструмента из твердых сплавов является упрочнение поверхностных слоев инструмента путем формирования многоуровневого в субмикро- и наноразмерных областях структурно-фазового состояния. Локализация в поверхностных слоях твердосплавного инструмента пластической деформации на низкоразмерном масштабном уровне внутренней структуры обеспечивает более равномерное распределение упругих напряжений в материале и повышает энергию зарождения критических концентраторов напряжения. Последнее имеет особое значение при рассмотрении механизмов поверхностного упрочнения таких хрупких материалов, как твердые сплавы, для которых внешняя поверхность является источником зарождения микротрещин разрушения.

Показано, что электронно-ионно-плазменное облучение является высокоэффективным методом формирования в поверхностных слоях твердых сплавов многоуровневых в наноразмерной области структурно-фазовых состояний. Эффективность электронно-ионно-плазменного облучения зависит от выбора плазмообразующих газов – с понижением

энергии ионизации газа повышается эффективность термического воздействия электронного пучка на поверхностный слой твердого сплава, с повышением атомной массы плазмообразующего газа повышается эффект нанодиспергирования керамических частиц твердого сплава, повышаются износостойкость поверхностного слоя твердого сплава. Формирование в поверхностных слоях твердых сплавов многоуровневых в низкоразмерной области структурно-фазовых состояний определяет высокие показатели износостойкости металлорежущего инструмента.

**ВЛИЯНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ТУГОПЛАВКОГО
ХИМИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ НА РАЗМЕРНОСТЬ ЗЕРЕННОЙ
СТРУКТУРЫ, ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ
ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni_3Al**

Овчаренко В.Е., Боянгин Е.Н., Чудинов В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Основными требованиями, предъявляемые к перспективным жаропрочным интерметаллическим материалам, являются повышение жаропрочности, пластичности и сопротивления термической усталости. Указанные свойства существенным образом зависят от размерности и морфологии зеренной структуры. Повышение дисперсности зерна существенно увеличивает предел текучести и напряжение разрыва сплава интерметаллического соединения и сплавов на его основе, при этом повышаются пластичность и прочность материала. Измельчение зерна является одним из наиболее эффективных путей увеличения срока службы интерметаллических сплавов при циклической нагрузке.

Одним из путей целенаправленного повышения дисперсности зеренной структуры никелевых сплавов является управление процессами зародышеобразования и роста зерен при кристаллизации сплавов. Так, например, на процесс формирования зеренной структуры значительное влияние оказывает суспензионное модифицирование экзогенными нановключениями, которые при отсутствии ориентационного и размерного соответствия с основной кристаллической фазой сплава могут адсорбировать на своей поверхности металлические микрочастицы, изоморфные с образующимися из расплава кристаллами сплава. В настоящей работе показано, что целенаправленное применение наноразмерных частиц нитрида титана TiN позволяет эффективно диспергировать зеренную структуру интерметаллического соединения Ni_3Al , как основы современных жаропрочных сплавов, в условиях термосилового воздействия на термореагирующую порошковую систему, формируя наноразмерные структурно-фазовые состояния и повышая физические и прочностные свойства интерметаллида.

INFLUENCE OF PARTICLE SIZE ON WATER ABSORPTION CAPACITY AND MECHANICAL PROPERTIES OF POLYETHYLENE- WOOD FLOUR COMPOSITES

Zykova A.K.¹, Pantyukhov P.V.¹, Kolesnikova N.N.²,
Popov A.A.², Ol'khov A.A.¹

¹*Plehanov Russian University of Economics, Moscow, Russia,*

²*Emanuel Institute of Biochemical Physics RAS, Moscow, Russia*

zykovaak@yandex.ru, pantyukhov@mail.ru.

Wood is classified as lignocellulosic material. It consists of mostly high molecular constituents. At the average wood is 60-75% cellulose, 20-30% lignin, 1-10% extractives and 0-0,5% ash.

A great amount of articles in lignocellulosic composite chemistry field have been published in recent years. Most of these papers considered properties of composites based on synthetic matrices and wood flour (mechanical, rheological, thermal), and factors (content of filler, origin of wood, modification of filler, impact of compatibilizers), which have an affect on it.

In this work the wood flour composites based on polyethylene were examined.

The filler powder was fractionated with a sieve set. Mesh sizes were 80, 140 and 200 μm . These fractions with the particles smaller than 200 μm were chosen as fillers for composites. The content of the each fraction inside of the fraction 0-200 μm were examined. The content of fraction 0-80 μm was 34% wt., 80-140 μm - 38% wt. 140-200 μm - 28% wt.

The mixing of polymers was carried out at 140°C in a rotor mixing tank in ratio 70% wt. of low density polyethylene (LDPE 15803-020) and 30% wt. of birch wood flour (WF). The films were pressed at 135°C with following quick cooling.

The mechanical tests were carried out. Tensile strength of samples varied from 5,7 to 8,2 MPa. It was concluded that tensile strength decreased as particle size increased. But the lowest strength (5,7 MPa) had the complex fraction 0-200 μm . Elongation at break varied within the range 5,1-7,5%, the highest elongation had the sample with particle size 0-80 μm , the lowest had the film with particle size of filler 140-200 μm .

Water absorption is the other significant property that was examined. Water absorption is highly important for biodegradability of composites. Pure synthetic matrices are inert to water absorption. This is the main reason for its long period of degradation. Composites are more attractive to microorganisms (especially fungi) mainly cause of its capability to absorb water. The experiment was carried out 26 days. The highest rate of water absorption was observed in sample with particle size 80-140 μm . Compositions 0-200 μm , 140-200 μm and 0-80 μm were characterised by lower rates.

Conclusion

The lowest filler fraction in composite has the highest mechanical properties (tensile strength and elongation at break). That effect may be explained by better distribution of the small particles in the polymer matrix. Moreover, composition with the different size particles 0-200 μm has the lowest tensile strength.

The highest water absorption has the composition with the middle fraction on the filler (80-140 μm), potentially it should be more biodegradable than other composites. Apparently the composition with the middle fraction has a lot of ruts and voids.

ИССЛЕДОВАНИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ФАЗ B2, R, B19' В СПЛАВЕ Ti_{49.5}Ni_{50.5} МЕТОДАМИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ РЕНТГЕНОГРАФИИ

Остапенко М.Г.^{1,2}, Мейснер Л.Л.^{1,3}, Лотков А.И.¹,
Гудимова Е.Ю.^{1,3}, Захарова М.А.²

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

Сплавы на основе никелида титана, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ), широко применяются в медицинской области. При использовании их в качестве сердечно-сосудистых стентов, они проходят несколько стадий: охлаждение с последующим нагревом. Известно, что величина температурного интервала ЭПФ определяется последовательностью фазовых превращений. Мартенситные фазовые переходы (МП) в сплавах на основе никелида титана могут осуществляться несколькими путями [1]: из высокотемпературной фазы B2 (ОЦК, $Pm\bar{3}m$) в ромбоэдрическую R фазу ($P3$ или $P\bar{3}$) и далее в моноклинную B19' ($P2_1/m$); из B2 фазы в орторомбическую B19 и далее в B19'; из B2 фазы непосредственно в B19'. B2→R переход обратим в узком температурном интервале примерно 5°C в отличие от перехода B2→B19', который имеет температурный гистерезис около 30°C. Последовательность переходов и температурный диапазон сильно зависят от химического состава сплава и его структурно-фазового состояния.

Целью данной работы является исследование последовательности мартенситных превращений и структурных состояний фаз B2, R, B19' в сплаве Ti_{49.5}Ni_{50.5} при понижении температуры.

Образцы для исследований изготовлены из сплава на основе никелида титана состава Ti_{49.5}Ni_{50.5}. (далее – образцы TiNi). Температурные рентгеновские исследования (РСА) проводили в Cu-K α излучении путем охлаждения образцов в температурном интервале от +343 К до 153 К (с шагом 10 К) в рентгеновской вакуумной камере ТТК-450 (Shimadzu, Japan), установленной на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (Shimadzu,

Japan, ТМЦКП ТГУ, г. Томск). Для анализа фазового состава и структуры образцов использовали симметричные схемы съемок (θ - 2θ) в угловом интервале $2\theta = 38$ - 47° .

На дифрактограммах, снятых при температурах от $T=+343$ К до $T=273$ К наблюдаются только рефлекс $(110)_{B2}$ фазы B2 и рефлексы небольшой интенсивности от фазы Ti_2Ni . При понижении температуры до $T=263$ К рефлекс $(110)_{B2}$ заметно уширяется, а при температуре $T=253$ К становится отчетливо видно расщепление данного рефлекса на два, положения которых согласуются с угловыми положениями рефлексов $(112)_R$ и $(300)_R$ R-фазы. Кроме расщепления рефлекса $(110)_{B2}$ на рентгенограмме также появляются рефлексы небольшой интенсивности, соответствующие мартенситной фазе B19'.

В работе также был проведен анализ изменения температурных зависимостей объемного содержания фаз B2, Ti_2Ni , B19' и R, параметров кристаллических решеток данных фаз, коэффициентов термического расширения, фактора Дебая-Валлера и среднеквадратичных смещений. Так, оценка относительного объемного содержания фаз B2, Ti_2Ni , B19' и R по суммарной интенсивности рефлексов, принадлежащих этим фазам показала, что в температурном интервале от $T=+343$ К до $T=+283$ К в образце в основном присутствует фаза B2~95 об.% и ~5 об.% Ti_2Ni . Однако при охлаждении образца до $T=273$ К происходит резкое снижение объемной доли фазы B2 до ~15 об.% и одновременно с этим, появляются мартенситные фазы R и B19' с явным преобладанием R-фазы (до ~80 об.%). Далее при снижении температуры от $T=273$ К до $T=153$ К, наблюдается плавное уменьшение объемной доли R и B2 фазы, а количество фазы B19' возрастает до 40 об.%. Однако даже при минимальной температуре объемная доля R-фазы составляет не менее 60 об.%.

Таким образом, в данном сплаве наблюдается следующая последовательность мартенситных превращений: $B2 \rightarrow R$ при $T_R \equiv T = (293 \pm 10)K$ и, одновременно, $B2 \rightarrow B19'$. Ниже температуры $T=233$ К в образце наблюдается превращение R-фазы в фазу B19', однако R-фаза сохраняется практически до температуры жидкого азота.

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

Литература:

1. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progress in Materials Science. – 2005 – V.50 – 511–678 pp.

HIERARCHICAL STRUCTURES FOR DRY FRICTION APPLICATIONS OF ADVANCED POLYMER MATRIX COMPOSITES

Österle W.¹, Dmitriev A.I.², Häusler I.¹, Wetzel B.³, Zhang G.³, Jim B.C.³

¹*BAM Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, Germany,*

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

³*IVW Institute for Composite Materials, Kaiserslautern, Germany*

Generally speaking, composite materials are designed for providing different functionalities. Usually, the number of ingredients increases drastically with increasing demands for certain performance behaviors. Not only the volume fraction and type of ingredients but also their size, shape and distribution determine the final properties.

We considered three different model materials such as: pure epoxy, epoxy reinforced with carbon fibers and carbon fiber reinforced epoxy filled with silica nanoparticles. Our project partner, IVW, investigated the impact of stressing conditions on tribological properties systematically. The task of BAM was to identify the mechanisms behind the observed sliding patterns. We did this by investigation of the material changes induced by tribological stressing. Our partner in Tomsk, ISPMS, built simplified model structures on the basis of this structure determination and performed sliding simulations with the method of movable cellular automata (MCA). Furthermore, we reproduced the model structures by ball-milling of the ingredients and tried to verify modelling results by pin-on-disc tests with powder supply. With this approach we were able to explain the role of silica nanoparticles in respect of friction and wear reduction. The important role of carbon fibers is attributed to their capability of providing primary contact sites and serving as scaffold for the retention of wear particles at the surface of the partially worn composite.

Finally, the potential of our approach for obtaining a better understanding of the tribological behavior of brake friction materials will be demonstrated. Although those materials usually exhibit much more complicated compositions, the hierarchical structure and corresponding surface film formation are similar.

РОЛЬ КРИВИЗНЫ ПОВЕРХНОСТИ В ПРОЦЕССАХ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

pav@ispms.tsc.ru

Методами сканирующей электронной, атомно-силовой микроскопии и оптической профилометрии исследованы закономерности развития деформационного рельефа на плоской поверхности и боковой грани нагруженных образцов технически чистого титана ВТ1-0, находящихся в рекристаллизованном состоянии, а также подвергнутых электронно-пучковой или ультразвуковой ударной обработкам. Продемонстрирована

роль кривизны поверхности зерен в развитии в них деформационных дефектов различного масштабного уровня. Изучена зависимость высоты ступеней на поверхности нагруженных образцов, образованных полосами скольжения и двойниками внутри отдельных зерен, а также разворотами поверхностных зерен и их смещением в направлении, перпендикулярном плоскости поверхности, от степени деформации образцов VT1-0.

Методом EBSD проведен количественный анализ эволюции разориентировок зерен в процессе одноосного растяжения титановых образцов. Показано, что переориентация поверхностных зерен в процессе одноосного растяжения определяется не только их исходной ориентацией по отношению к оси нагружения и механизмом их микродеформации, но и степенью деформации в соседних зернах. Разворот отдельных зерен происходит, когда в смежных зернах интенсивно развиваются грубые полосы скольжения, ориентированные вдоль первичной и сопряженной систем скольжения, и, соответственно, их экструзия или интрузия оказываются максимальными. Фактор Шмида не позволяет определить последовательность вовлечения каждого из зерен в процесс пластической деформации, а только указывает на первичную систему скольжения. Невозможно также однозначно связать величину фактора Шмида со степенью деформации отдельных зерен.

При облучении образцов VT1-0 низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками с плотностью энергии 12-24 Дж/см² в их поверхностном слое формируется многослойная градиентная структура, состоящая из равноосных зерен нанометрового диапазона, имеющих субзеренную структуру, и нижележащих крупных зерен, состоящих из пластин α -фазы [1]. При этом толщина упрочненного поверхностного слоя не превышает 15 мкм, то есть составляет 20% от среднего размера зерна. Подобное увеличение жесткости поверхностного слоя препятствует изгибу поверхностных зерен при последующем одноосном растяжении, что, в свою очередь, задерживает зарождение в них деформационных дефектов микромасштабного уровня. Если при этом не вовлекается в деформацию более высокие масштабные уровни, то это позволяет обеспечить одновременное увеличение как прочности, так и пластичности материала.

В процессе ультразвуковой ударной обработки образцов VT1-0 имеет место интенсивное развитие процессов скольжения и двойникования в поверхностных зернах. Толщина упрочненного поверхностного слоя достигает 180 мкм, что превышает средний размер зерна исследованных образцов. При последующем нагружении деформация упрочненного поверхностного слоя развивается в виде некристаллографических полос сдвига, распространяющихся под углом 45° к оси растяжения. Необходимость выполнения условия совместности деформации модифицированного слоя и основного объема материала обуславливает

локализацию деформации и снижение пластичности нагруженных образцов ВТ1-0.

Литература:

1. Alexey V. Panin, Marina S. Kazachenok, Oksana M. Kretova, et. al. The effect of electron beam treatment on hydrogen sorption ability of commercially pure titanium // *Applied Surface Science*. – 2013. – № 284. – P. 750-756.

**FEATURES OF ACOUSTIC EMISSION
DURING DEFORMATION OF ALUMINUM ALLOYS
WITH DIFFERENT TYPES OF STRAIN BEHAVIOR**

Bashkov O.V.¹, Panin S.V.^{2,3}, Bashkova T.I.¹,
Byakov A.V.^{2,3}, Popkova A.A., Shakirov I.V.²

¹*Komsomolsk-on-Amur State Technical University, Russia,*

²*Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, Russia,*

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia*

Most of the technological processes in mechanical engineering manufacturing consist of operations related to material forming. Although the mechanisms of plastic deformation have been sufficiently studied, the development of new research methods allows getting new information about the kinetics of strain. This issue is the most topical for the materials of aircraft industry where a large number of machine parts are produced with employment of deformation treatment. R. Herzberg in [1] identified four types of deformation patterns being characteristic for metals and alloys: *I* – elastic behavior, *II* – elastic homogeneous plastic behavior, *III* – elastic heterogeneous plastic behavior that is characteristic for materials with the effect of intermittent flow (Portevin - Le Chatelier effect), *IV* - elastic heterogeneous plastic-plastic – homogeneous-plastic behavior with the growth of local sliding within Luders bands. The deformation of material is developed through changing of stages; in doing so, each one is characterized by varying degrees of contribution of certain mechanisms of the structure evolution in the overall of the deformation process.

Acoustic emission (AE) is a technique for studying structural changes that occur during the deformation and fracture of materials. The method allows to attain a significant amount of information about the physical processes, fracture energy, strain rate, etc. The difficulty to identification of the behavior of deformable material through AE parameters is related to complex influence of all structure elements and external factors on the process. Much attention is paid to identification of AE signal sources as acts of structure rebuilding and reorganization during deformation [2]. Methods of the identification are distinguished by amplitude, frequency of signals as well as double-parametrical technique (*b*-value). However, the frequency wavelet analysis can provide more information, as it is localized not only by frequency but also by the time. In the paper we carried out analysis of the deformation and fracture features of two

kinds of aluminum alloys with different types of deformation behavior with the use of the AE method.

It is shown that:

1. Effective description of deformation mechanisms with the use of AE method can be made by the sorting and identification of AE signal sources.

2. Strain stages being distinguished on the basis of strain hardening $d\sigma/d\varepsilon = f(\varepsilon)$ function are consistent with the AE activity for different types of AE sources at these stages.

3. AE activity at the stage of strain hardening substantially depends on the characteristics of the heterogeneous structure of materials under loading. The common nature of the identified AE parameters at the stage IV makes possible to classify it as one of intermittent yielding with manifestation of localized deformation.

References:

1. R.V. Khertsberg, Deformation and fracture mechanics of structural materials. Edited by M. L. Bernshtein, S. P. Efimenko, M.: Melallurgy. 1989. 576 p.

2. M. A. Hamstad, A. O'Gallagher and J. Gary, Examination of the Application of a Wavelet Transform to Acoustic Emission Signals: Part 1. Source Identification. J. of Acoustic Emission. 20, 39-61 (2002).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ИХ СВОЙСТВА НА ПРИМЕРЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Пицык В.С., Муравьев В.И.

*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Россия
BiktopSergeevich@yandex.ru*

Титановые сплавы, благодаря своим уникальным свойствам, находят все более широкое распространение в различных отраслях машиностроения. Создание сложных, объемных конструкций не представляется возможным без применения неразъемных соединений. Наибольшее применение получили различные методы сварки и пайки. Основным недостатком данных способов является формирование в зоне соединения областей с различной структурой и физико-механическими свойствами. Следовательно, создание неразъемного соединения, исключая образование гетерогенных областей, является актуальной задачей. Наибольший интерес в этом отношении представляют методы диффузионной сварки.

Создание подобного соединения не возможно без решения материаловедческой задачи – выявления закономерностей влияния структуры, состава и технологии получения диффузионных соединений на их свойства. Для достижения основной цели был сформулирован комплекс задач: оценить влияние параметров процесса получения соединения на его

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

качество, структуру и свойства; оценить энергетическое состояние соединения; выявить особенности формирования структуры и определить характер влияния различных видов термической обработки на данные особенности.

В исследованиях рассматривались заготовки типа отверстие-вал из сплава ВТ-20 и трудные заготовки из сплава ПТ7М. В качестве метода получения диффузионных соединений используется перспективный способ, основанный на предварительной тугой посадке заготовок (значение натяга значительно превышает стандартное) с последующей термической обработкой. Энергетическое состояние оценивалось посредством измерения микротвердости в зоне соединения. Особенности формирования структуры выявлялись по результатам оптической и растровой микроскопии. Плотность и герметичность соединений оценивалась по результатам капиллярной и рентгенографической дефектоскопии. Оценка физико-механических свойств соединений: для трубных заготовок осуществлялась посредством испытаний на статическое растяжение (ГОСТ 10006-80) и сжатие (ГОСТ 8695-75); для заготовок типа отверстие-вал – по результатам испытаний на выпрессовку.

Результаты исследований позволяют заключить следующее:

1) В зоне соединения после холодного прессования с натягом формируется область с равноосной субмикроструктурной структурой и более высоким значением внутренней энергии по сравнению с основным металлом, что говорит о наличии в зоне соединения остаточных напряжений. Кроме того в зоне диффузионного взаимодействия присутствует значительное число микродефектов типа пор и трещин. Для исключения микродефектов в зоне соединения и снятия остаточных напряжений требуется последующая термическая обработка;

2) Формирование пограничного слоя с субмикроструктурной структурой в сочетании с последующим скоростным автовакуумным нагревом до температуры превращения обеспечивают anomalously высокую скорость самодиффузии, что в свою очередь обеспечивает формирование соединения со структурой аналогичной основному металлу и более высокими физико-технологическими свойствами. Прочность при выпрессовке образцов типа отверстие-вал превысила прочность цельной заготовки при испытаниях на статическое растяжение на 2%. При испытаниях на статическое растяжение трубных образцов разрушение происходило по основному металлу, предел прочности составил – 538 МПа;

3) После холодного прессования распределение микротвердости в зоне соединения носит характер близкий к нормальному распределению. На пике кривой (область диффузионного взаимодействия), увеличение по сравнению с основным металлом составляет порядка 29%. После термической обработки (автовакуумный нагрев, нагрев под слоем

защитной эмали) происходит изменение характера распределения – кривые пиковых значений не имеют (подтверждает перераспределение внутренней энергии в зоне соединения и снятие остаточных напряжений). Автовакуумный нагрев позволят сохранить значение микротвердости в диапазоне от 320-330 HV (микротвердость основного металла в исходном состоянии – 255 HV);

4) Результаты радиографической и капиллярной дефектоскопии не выявили наличия внутренних дефектов в диффузионных соединениях, что говорит об их высокой плотности и герметичности.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181

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

Астафурова Е.Г.¹, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

Nadejda89tsk@yandex.ru

Потенциальные резервы жаропрочности российской малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (16X12B2ФТaP) связаны с возможностью управления ее структурно-фазовым состоянием с помощью подбора оптимальных термо-(механических) обработок.

В настоящей работе проведено исследование влияния высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) на особенности микроструктуры и механические свойства рассматриваемой стали. ВТМО включала пластическую деформацию прокаткой ($\epsilon = 25\%$) в аустенитной области ($T = 1000\text{ }^\circ\text{C}$) с последующей закалкой в воду. После ВТМО проводили отпуск при $T = 720\text{ }^\circ\text{C}$, 3ч., а также ступенчатый отпуск при $T = 620\text{ }^\circ\text{C}$, 1ч. + $T = 720\text{ }^\circ\text{C}$, 1ч. Традиционная термическая обработка (ТТО) этой стали включает в себя закалку от $1100\text{ }^\circ\text{C}$ + отпуск при $T = 720\text{ }^\circ\text{C}$, 3ч.

Наиболее важным результатом применения ВТМО является формирование повышенной (в несколько раз), по сравнению с состоянием после закалки от $T = 1100\text{ }^\circ\text{C}$, плотности дислокаций и интенсивное выделение на них наноразмерных термически стабильных частиц V(CN).

Характерным отличием дефектной микроструктуры стали после ВТМО и отпуска (при $T = 720\text{ }^\circ\text{C}$, 1ч. и при $T = 620\text{ }^\circ\text{C}$, 1ч. + $T = 720\text{ }^\circ\text{C}$, 1ч.) от ТТО является снижение плотности грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$, а также их преимущественное выделение в теле зерна, а не по

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

границам зерен. При этом плотность наноразмерных выделений $V(\text{CN})$ сравнима с таковой после ТТО.

Непосредственно после ВТМО (без отпуска) получены наибольшие значения предела текучести стали ЭК-181 как при комнатной температуре (≈ 1450 МПа), так и при $T = 650$ °С (≈ 430 МПа). Однако, эти значения снижаются в результате отпусков по предложенным режимам и становятся сравнимы, или несколько ниже, чем в случае ТТО ($\sigma_{0,1} = 827$ МПа, $\delta = 8$ % при $T = 20$ °С; $\sigma_{0,1} = 390$ МПа, $\delta = 8$ % при $T = 650$ °С). Несмотря на значительное увеличение плотности наноразмерных частиц $V(\text{CN})$ в состоянии после ВТМО, дальнейшего увеличения плотности этих частиц в процессе отпуска не происходит. Более того, поскольку после ВТМО материал находится в более напряженном состоянии, чем после традиционной закалки, процессы отпуска могут протекать с большими скоростями и за аналогичное время приводить к более интенсивным изменениям структуры.

Таким образом, помимо факторов, определяющих дисперсионное упрочнение (размеры, плотность, объемная доля частиц), необходимо рассматривать также факторы субструктурного упрочнения от большеугловых и малоугловых границ и дислокационной субструктуры. Существенное влияние на прочностные характеристики материала (помимо плотности наноразмерных частиц) оказывает относительная доля отпущенного мартенсита в ферритно-мартенситной структуре. Отношение структурных составляющих отпущенный мартенсит/феррит, имеющих различные прочностные свойства, определяется режимами ВТМО и отпуска стали.

Настоящая работа выполнена при поддержке Программы повышения международной конкурентоспособности ТГУ на 2013-2020 гг.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ КАРБИД ТИТАНА – БОРИД ТИТАНА – ТИТАНОВАЯ МАТРИЦА

Ленивцева О.Г., Самойленко В.В., Поляков И.А., Чучкова Л.В.

Новосибирский государственный технический университет, Россия

lenivtseva_olga@mail.ru

Титановые сплавы находят широкое применение в различных отраслях промышленности благодаря высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Однако сплавы на основе титана значительно уступают железуглеродистым сплавам по показателям твердости и износостойкости. Эффективным способом улучшения триботехнических свойств титана является формирование поверхностно-легированных слоев, содержащих частицы упрочняющей фазы, распределенные в вязкой титановой матрице. В качестве технологии формирования таких слоев в данной работе использовалась электронно-лучевая наплавка порошковых смесей ($\text{Ti} + \text{B}_4\text{C}$) на заготовки из титанового сплава ВТ1-0. Обработка

проводилась на промышленном ускорителе электронов типа ЭЛВ-6 в Институте ядерной физики СО РАН.

В качестве основного материала в работе использовались пластины из титанового сплава ВТ1-0 размером 12x50x100 мм. В состав наплавочной смеси входило 30 вес. % порошка титана, 20 вес. % порошка карбида бора, а также 40 вес. % фтористого кальция CaF_2 и 30 вес. % фтористого лития LiF , которые защищали ванну расплава от воздействия атмосферных газов и способствовали однородному плавлению материалов. Перед обработкой все компоненты перемешивались, равномерно наносились на поверхность титановой заготовки в количестве 10 г и подвергались дальнейшему оплавлению.

Энергия электронов, частота сканирования, расстояние от выпускного отверстия до образца и скорость перемещения образца были постоянными параметрами. Величина тока пучка электронов варьировалась в диапазоне от 27 до 29 мА.

Обработка материала пучком электронов способствовала плавлению металлической компоненты и растворению частиц карбида бора в ванне расплава. В процессе первичной кристаллизации из пересыщенного углеродом и бором раствора происходило выделение кристаллов карбида титана округлой и дендритной морфологии и кристаллов моноборида титана в форме гексагональных призм.

Металлографические исследования показали, что повышение тока пучка электронов с 27 до 29 мА способствовало увеличению толщины наплавленного слоя с $1,2 \pm 0,02$ до $1,4 \pm 0,03$ мм. Также было установлено, что указанный параметр влияет на микротвердость наплавленного слоя. Максимальный уровень микротвердости по Виккерсу (~ 7500 МПа) был зафиксирован в покрытии, наплавленном при токе пучка, равном 27 мА. Повышение тока пучка на 1 мА способствовало увеличению степени разбавления поверхностно легированного слоя металлом основы и привело к снижению максимального уровня микротвердости на 500-800 МПа. В направлении от поверхности к центру наплавленного слоя твердость снижается, однако вблизи зоны термического влияния было зафиксировано резкое повышение микротвердости образцов до 6800 МПа. Этот эффект обусловлен присутствием в данной зоне не растворившихся частиц карбида бора размером 10-20 мкм и твердостью ~ 49 ГПа.

Анализ результатов испытаний в условиях трения о закреплённые частицы абразива показал, что относительная износостойкость образцов с поверхностно легированным слоем в 1,8 раз выше по сравнению с износостойкостью титана ВТ1-0.

Таким образом, использование технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки смеси порошков титана и карбида бора на пластины из титанового сплава ВТ1-0 позволяет получить покрытия толщиной до 1,4 мм, максимальной микротвердостью ~ 7500 МПа и износостойкостью, в 1,8 раз превышающую износостойкость титанового сплава ВТ1-0.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ СОЕДИНЕНИЙ И ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ В БИНАРНЫХ СИСТЕМАХ Cu-Pt и Ga-Pt

Потекаев А.И.¹, Поробова С.А.², Клопотов А.А.^{1,2},
Маркова Т.Н.³, Власов В.А.^{2,4}, Клопотов В.Д.⁴

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

³Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

⁴Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

klopotovaa@tsuab.ru

Системы Cu-Pt и Ga-Pt являются уникальными. Это, прежде всего, связано с рядом интересных особенностей в этих системах. Во-первых, система Cu-Pt является единственной [1], в которой сплавы при фазовом переходе (ФП) порядок–беспорядок из неупорядоченного состояния регулярного раствора на основе ГЦК-решетки (структура A1) переходят в целый ряд кристаллографических структур. Во-вторых, в сплавах системы Cu-Pt реализуются состояния с множеством сверхструктур (L_{12} , L_{11} , L_{13} , L_{10} .) в широком интервале концентраций компонентов бинарного сплава и образуются из структуры A1 в геометрически плотноупакованные структуры. В-третьих, в температурных областях, предшествующим ФП, наблюдается неустойчивость кристаллической решетки.

Другая ситуация наблюдается в системе Ga-Pt, в которой целый спектр упорядоченных соединений (Ga_6Pt , Ga_7Pt , Ga_2Pt , Ga_3Pt_2 , $GaPt$, Ga_3Pt_5 , β - $GaPt_2$, α - $GaPt_2$, γ' - $GaPt_3$) образуются или непосредственно из жидкой фазы, либо в результате перитектоидных реакций. При этом часть соединений на основе Ga-Pt являются топологически плотноупакованными.

Совмещение фазового перехода порядок–беспорядок со структурно-фазовыми превращениями в системе Cu-Pt и широкая область температур образования соединений в системе Ga-Pt (от 290 до 1370 °C) открывает новые возможности управления структурой и механическими свойствами металлических сплавов.

В данной работе представлены результаты поиска корреляции между кристаллогеометрическими параметрами и особенностями структурно-фазовых состояний в сплавах с хорошо выявленными предпереходными состояниями в системе Cu-Pt и слабо проявляющимися предпереходными состояниями в системе Ga-Pt.

В работе приведены экспериментальные значения атомного объема Ω , отражающие отклонения от линейной зависимости Ω от концентрации (закон Зена [2]) и концентрационные зависимости коэффициент заполнения пространства ψ [3].

В системе Cu-Pt установлено, что в соединениях со структурами A1 и L_{12} и L_{10} значения коэффициента упаковки ψ близки к значению 0,74 и это

явление сопровождается не значительным положительным отклонением от концентрационных зависимостей атомного объема от закона Зена. Тогда, как в соединениях системы Ga-Pt концентрационные зависимости коэффициента упаковки ψ в области эквиатомного состава GaPt наблюдаются значения значительно превосходящие ψ для плотноупакованных структур на основе ГЦК решеток для соединений из атомов одного сорта.

Литература:

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем /Под ред. Лякишева Н.П. М.: Машиностроение. – 1996-2000. – Т. 1–3.
2. Zen E. Validaty of «Vegard Law»// J. Mineralogist Soc. America. 1934. - V.41, №5-6. – P.523-524.
3. Клопотов А.А., Потеев А.И., Козлов Э.В. и др. Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования бинарных и тройных соединений на основе титана и никеля Томск: ТПУ. 2011. 312 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА ВТ8-1, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Смирнова А.С.

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

Линейная сварка трением (ЛСТ) – инновационная технология, которая позволяет получать высококачественные соединения трудносвариваемых материалов. При этом в отличие от ротационной сварки трением, эта технология может применяться к деталям, не имеющим осевой симметрии. Процесс формирования соединения при ЛСТ можно описать следующим образом. Интенсивный разогрев свариваемых поверхностей за счет трения при их относительном движении способствует пластификации материала. В объемах материала, непосредственно прилегающих к свариваемым поверхностям, за счет адгезионного схватывания и отрыва материала происходит перемешивание и измельчение исходной структуры. Осадка на заключающем этапе сварки обеспечивает формирование неразъемного соединения по всей поверхности свариваемых деталей. При этом в зоне соединения в условиях высокой температуры и интенсивной пластической деформации могут протекать фазовые превращения, а также процессы наклепа, динамического возврата и динамической рекристаллизации.

Многообразие процессов, происходящих в зоне формирования сварного соединения, и сложность их контроля обуславливает большой разброс свойств образцов со сварными соединениями. Поэтому в последние годы огромное внимание уделяется после сварочным методам

обработки сварных соединений. Среди методов, реально позволяющих повысить качество, надежность и ресурс сварных конструкций следует выделить наноструктурирование поверхностных слоев сварных соединений. Высокие технологические и ресурсные характеристики этого метода позволяют широко использовать его в производстве и ремонте сварных конструкций.

В данной статье приведены результаты исследования структуры и механических свойств сварных соединений титанового сплава ВТ8-1, полученных методом линейной сварки трением и изучено влияние наноструктурирования поверхностных слоев сварных соединений на их усталостную долговечность. Установлено, что наноструктурирование поверхностного слоя сварного соединения сплава ВТ8-1 с помощью ультразвуковой ударной обработки, позволяет поднять усталостную долговечность сварных соединений более чем в 2,5 раза. Высказано предположение, что повышение усталостной долговечности сварных соединений с наноструктурированным поверхностным слоем связано с повышением напряжения зарождения трещин в наноструктуре поверхностного слоя, способностью наноструктуры эффективно релаксировать высокие моментные напряжения, которые вызывают зарождение трещин и формированием высоких сжимающих напряжений в поверхностном слое после ультразвуковой ударной обработки, которые также препятствуют зарождению и распространению трещин.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАЛОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 09Г2С С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Смирнова А.С.

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

Металл магистральных газо- и нефтепроводов в процессе эксплуатации испытывает длительные статические, малоцикловые и импульсные нагрузки. Поэтому актуальным является исследование закономерностей пластической деформации и разрушения малолегированных сталей, используемых для изготовления труб больших диаметров, в различных условиях нагружения и разработка новых высокоэффективных способов термо- и термомеханической обработки стали, обеспечивающих их более высокие эксплуатационные свойства.

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 соотношению $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ 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.

FABRICATION AND PROPERTIES OF HAFNIUM GERMANATE INTERPHASE FOR SILICON CARBIDE MATRIX COMPOSITES REINFORCED BY SILICON CARBIDE FIBERS

Prokip V.E., Utkin A.V., Baklanova N.I.

*Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia
prokipvlad@gmail.com*

Fiber-reinforced ceramic composites, mostly, SiC/SiC_f achieve high toughness through distributed damage mechanisms. These mechanisms are dependent on matrix cracks deflecting into fiber/matrix interfacial debonding cracks. The fiber coatings are often used to realize this mechanism and deflect matrix microcracks. However, the oxidation resistance of coatings is an important limitation for long-term use of SiC/SiC_f composites in many applications. Hafnium germanates have a high potential as interfacial coating in fiber reinforced ceramic composite materials due to a number of thermomechanical properties and oxidation resistance. Unfortunately, an application of thin hafnium germanate films on substrates of complex geometric shapes such as microfibers has not been fully developed. Moreover, there is no any information about the effect of interfacial germanate coatings on the mechanical properties of fibers and their behavior in composites.

The aim of this work is (i) to prepare stable sol suitable for forming the nanosized coatings on the SiC fibers, (ii) to investigate the surface modification SiC fibers in terms of morphology and the tensile strength, (iii) to evaluate interfacial frictional stress values of the SiC/SiC_f minicomposites.

The special sol-gel approach was developed to obtain stable for long period of time sols via dissolving of the stoichiometric quantities of HfOCl₂ and GeO₂ in de-ionized water. Both solutions were then mixed and stirred. The precipitate was washed and dissolved in water by ultrasonic dispersion. Further, a small amount of polyethylene glycol (PEG) was added. The fibers were immersed in mixed oxide sol, dried and then calcined at 900°C. The elemental, phase composition and morphology were studied by modern analytical techniques. The tensile strength of single filaments was measured using by Instron machine. The minicomposites were obtained via immersing of modified fibers in melt of organosilicon polymer.

According to SEM images the thickness of the coating is equal to 50-250 nm in dependence on the concentration of sols. It was found that the accumulation of defects at the surface increases with amount of the coating layers and sol concentration. The PEG addition allows us to significantly improve the surface morphology and relief. It was established that the mechanical tensile strength of the fibers only slightly decreases in comparison with that of the initial fiber treated at the same temperature. It was shown, the fiber/matrix decoupling in SiC/HfGeO₄/SiC_f minicomposites is depended on amount of the interfacial coating layers, their morphology and roughness.

Acknowledgements

This work was supported grant RAS #I – 5.2.1 and grant for financial support of leading scientific schools (SS-2938.214.3).

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22, ПОДВЕРГНУТОГО ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКЕ И СТАРЕНИЮ, ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ.

Раточка И.В., Мишин И.П., Лыкова О.Н., Найденкин Е.В.

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. Одной из особенностей ($\alpha+\beta$) титановых сплавов является то, что они могут при определенных температурно-скоростных условиях переходить в состояние сверхпластичности без специальной подготовки структуры. Реализация такой «природной»

сверхпластичности обусловлена протеканием фазовых превращений и аномально высокой диффузионной подвижностью атомов, благодаря чему к моменту начала сверхпластической деформации и (или) непосредственно во время деформации в сплавах формируется микродуплексная структура. Обработка изделий из титановых сплавов в режиме сверхпластичности зачастую позволяет сформировать однородную структуру по всему объему материала без дополнительной многопереходной обработки и промежуточных отжигов. В тоже время, формирование структуры при повышенных температурах деформации, в том числе и при сверхпластическом течении титановых сплавов во многом определяется их исходным состоянием. В связи с этим, практически важно установить влияние исходного состояния титановых сплавов на развитие горячей пластической деформации и эволюцию структуры в рассматриваемых условиях.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе проведено исследование особенностей развития высокотемпературной пластической деформации и эволюции структуры титанового сплава переходного класса VT22 после его обработки методом поперечно-винтовой прокатки и последующего старения. Показано, что термомеханическая обработка указанного сплава, включающая в себя поперечно-винтовую прокатку и старение при 693 К в течении 5 ч. приводит к формированию в зернах мартенситной тонкоигольчатой структуры с мелкодисперсными включениями частиц α -фазы размерами около микрона. Формирование такой структуры приводит к существенному повышению механических свойств сплава (пределы прочности σ_b и текучести $\sigma_{0,2}$ достигают значений 1640 и 1350 МПа, соответственно). Установлено, что при пластической деформации сплава в указанном состоянии в интервале температур близких к температуре полиморфного превращения относительное удлинение образцов до разрушения может превышать 300%. Высокая пластичность сплава в рассматриваемых условиях, по-видимому, обусловлена активным развитием фазовых превращений, интенсификацией диффузионно-контролируемых процессов, в том числе и эволюции дислокационной структуры, трансформацией малоугловых границ в средне- и большеугловые, ростом субзерен и формированием новых субзерен в объеме старых в процессе пластической деформации.

**ЭНЕРГИЯ ВНУТРЕННИХ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ
КАК ХАРАКТЕРИСТИКА ИХ ЭВОЛЮЦИИ
ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ**

Рахматулина Т.В.¹, Кузнецов П.В.¹, Корзников А.В.², Беляева И.В.¹

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

²Институт проблем сверхпластичности металлов, Уфа, Россия

rakhmatulina.tanya@gmail.com

Известно, что характерной чертой зеренно-субзеренной структуры (ЗСС) субмикрокристаллических (СМК) материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), является большая протяженность границ разнообразного типа и их неравновесность. В процессе отжига СМК материалов, который обычно проводится с целью снижения неравновесности структуры, происходит уменьшение избыточной энергии кристалла за счет отжига дефектов, аннигиляции дислокаций, зарождения субграниц, их перестройки, перераспределения энергии между границами и внутренними объемами кристаллитов. Поэтому исследование энергетики внутренних границ раздела СМК металлов и их эволюции в результате отжига представляет актуальную задачу.

Целью работы являлось исследование перераспределения энергии между внутренними границами раздела в процессе их эволюции при низкотемпературном отжиге СМК меди.

СМК медь чистотой 99,99% была подвергнута равноканальному угловому прессованию (РКУП), 4 прохода по маршруту V_c . Отжиг проводили в интервале температур $\Delta T = (60 \div 300)^\circ\text{C}$ с выдержкой в течение 15 минут при каждой температуре. В качестве базы для сравнения использовали образцы крупнозернистой поликристаллической меди М1 чистотой 99,90%. Оценку энергии границ зерен (ГЗ) проводили методом измерения угла зернограничной канавки с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) по методике, описанной в [1]. Полученные результаты представляли в виде дифференциальных и интегральных функций распределения (ДФР и ИФР) относительной энергии границ ЗСС.

Анализ ДФР показал, что наиболее вероятное значение относительной энергии ГЗ и границ двойников (ГД) для меди М1 имеет величину $E_{ГЗ} \sim 0,15$ и $E_{ГД} \sim 0,12$, соответственно. Наиболее вероятное значение энергии ГЗ СМК меди в свежеприготовленном состоянии $E_{ГЗ} \sim 0,6$, что значительно выше соответствующих значений для поликристаллической меди М1.

Эволюция энергии границ раздела в исследованных образцах СМК меди в свежеприготовленном состоянии и после разных температур отжига наглядно видна на ИФР относительной энергии границ (рис.1).

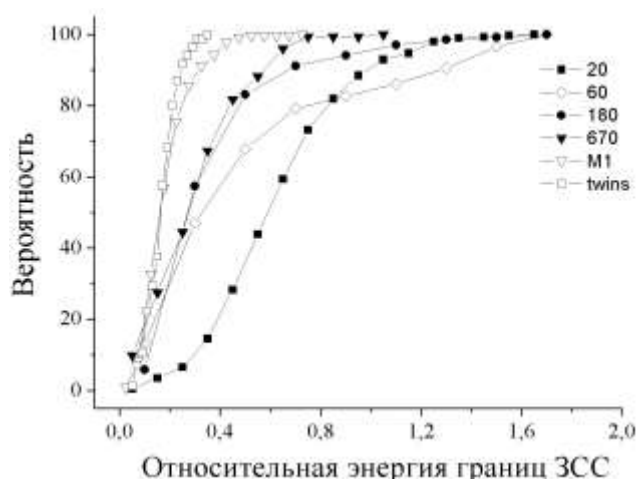


Рис.1. Интегральные функции распределения относительной энергии границ.

границ двойников отжига составляет $\Delta E \sim (0,1-0,35)\gamma$ и $\Delta E \sim (0,1-0,25)\gamma$, соответственно. Для свежеприготовленного образца СМК меди соответствующий интервал $\Delta E \sim (0,3-1,0)\gamma$ существенно шире. Это свидетельствует о более высокой неравновесности границ раздела свежеприготовленной СМК меди. После отжига при $T \sim 60^\circ\text{C}$ интервал относительной энергии ΔE , в котором величина ИФР растет в заданных пределах увеличивается в сторону больших энергий $\Delta E \sim (0,1-1,2)\gamma$. Это свидетельствует об увеличении доли неравновесных большеугловых ГЗ в структуре материала. Отжиг при $T > 180^\circ\text{C}$ приводит к сужению интервала относительной энергии $\Delta E \sim (0,1-0,6)\gamma$, что может быть связано с релаксацией неравновесных границ.

Таким образом, анализ ДФР и ИФР относительной энергии границ ЗСС СМК меди позволяет качественно судить о ее перераспределении в процессе отжига, что отражает процесс перестройки границ и изменение степени их неравновесности.

Литература:

1. Кузнецов П. В., Петракова И. В., Рахматулина Т. В., Батулин А. А., Корзников А. В. Применение сканирующей туннельной микроскопии для характеристики зерно-субзеренной структуры СМК никеля после низкотемпературного отжига// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2012 - Т. 78 - №. 4. - С.26-34.

За меру энергии, запасенной в границах раздела кристаллов, приняли интервал относительной энергии ΔE , в котором величина ИФР границ ЗСС растет в пределах $10\% < P < 90\%$, а для оценки вкладов низкоэнергетических и высоконеравновесных границ использовали хвосты ИФР: $P < 10\%$ и $P > 90\%$. Интервалы относительной энергии роста ИФР в заданном пределе для поликристаллической меди М1 и

**ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК МЕДИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МКМ Al-Sn**

Скоренцев А.Л.^{1,2}, Русин Н.М.¹, Рашитулы Е.², Мишин И.П.¹, Власов И.В.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
skoralexan@mail.ru, rusinnm@mail.ru, skoralexan@tpu.ru,
mishinv1@yandex.ru, good0@yandex.ru*

Сплавы системы Al-Sn широко применяются в качестве антифрикционного слоя в подшипниках скольжения благодаря их хорошей прирабатываемости, высокой теплопроводности и коррозионной стойкости. При большом содержании в них олова сплавы также демонстрируют высокие задиرو- и износостойкость, но при этом заметно снижается их несущая способность по причине дезинтеграции алюминиевой матрицы прослойками олова на отдельные фрагменты. Однако если сплавы получать не литьём, а путём жидкофазного спекания смеси порошков Al и Sn, то алюминиевый каркас удаётся сохранить и при большой концентрации олова, достигающей 50% вес., что вдвое превышает концентрацию Sn в промышленных сплавах марки АО [1]. Прочный алюминиевый каркас препятствует локализации деформации в прослойках мягкой фазы, благодаря чему стало возможным обрабатывать сплавы, например, посредством равноканального углового прессования (РКУП), и значительно повысить их несущую способность и износостойкость.

Упрочнение достигается за счёт измельчения зёрновой структуры матрицы. Однако упрочняющий эффект РКУП ограничен ввиду активно протекающих процессов динамической рекристаллизации зёрен в низкоплавком алюминии. Поэтому легирование матрицы, например, медью, атомы которой сдерживают дислокационную подвижность, должно способствовать дополнительному упрочнению МКМ Al-Sn. Целью настоящей работы являлась проверка данного предположения.

Было исследовано влияние малых добавок меди на особенности формирования структуры, механические и триботехнические свойства спеченных и деформированных МКМ Al-Sn. Образцы для исследования получали с помощью жидкофазного спекания смеси из порошков Al, Sn и Cu. Весовое содержание Sn составляло 20 и 40 %, а концентрация Cu достигала 2%. РКУП образцов выполняли по маршруту А (далее – РКУП(А)).

Было обнаружено, что легирование алюминиевой матрицы медью путём спекания смеси порошков чистых металлов не столь эффективно, как, например, при спекании порошков Al и Cu. В полученных спеканием МКМ Al-Sn-Cu в основном располагалась в оловянной фазе, и лишь незначительная её часть диффундировала в алюминиевую матрицу. Тем не менее, испытания на сжатие показали, что добавление меди приводит к

значительному увеличению твердости и прочности как спеченных, так и деформированных МКМ Al-Sn. Но пластичность исследуемых материалов снижалась с увеличением содержания Cu, особенно после обработки методом РКУП(А), и тем значительно, чем больше число прессований. Потеря пластичности МКМ Al-Sn-Cu привела к тому, что при сухом трении по стали и спечённые и деформированные материалы изнашивались гораздо быстрее, чем бинарные МКМ Al-Sn, содержащие такое же количество олова и подвергнутые обработке РКУП(А) с той же самой интенсивностью.

Работа выполнена в рамках проекта г/б исследований СО РАН по программе III.23.2.4.

Литература:

1. N.M. Rusin, A.L. Skorentsev. Improving the Tribological Properties of Self-lubricating Al-Sn Alloys by their Severe Plastic Processing. *Applied Mechanics and Materials*, Vol. 379 (2013), pp 110 – 114.

МЕХАНИЗМЫ ИЗНАШИВАНИЯ СПЕЧЁННЫХ САМОСМАЗЫВАЮЩИХСЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АІ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

Русин Н.М.¹, Скоренцев А.Л.^{1,2}, Гурских А.В.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*

Сплавы на основе системы Al-Sn традиционно применяются в качестве антифрикционных покрытий подшипниковых вкладышей, способных непродолжительное время работать в режиме граничного или сухого трения при давлении не выше 1-2 МПа и скорости скольжения до 1 м/с. Причина столь низких допустимых параметров нагружения заключается в недостаточном количестве твёрдой смазки в композитах и невозможности повысить его традиционными методами без разрушения несущего матричного каркаса.

Однако методами порошковой металлургии были получены композиты с содержанием олова до 50% вес при условии сохранения несущей способности алюминиевой матрицы. Благодаря этому, допустимая нагрузка на образцы при сухом трении возросла до 5 МПа. При испытаниях спечённых материалов на трение без смазки было установлено, что при концентрации олова вплоть до 30% его присутствие и объёмная доля практически не влияют на интенсивность изнашивания образцов, и только увеличение её до 40% приводит к резкому уменьшению скорости их истирания. Коэффициент сухого трения при этом практически не меняется, и его величина во всём диапазоне содержания олова целиком определялась величиной приложенного давления. При давлении 1 МПа коэффициент трения спечённых образцов по стали был равен 0.7, а при

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

давлении 5 МПа снижался до величины 0.1, но удельная сила трения ($P\mu$) оставалась величиной постоянной ≈ 0.6 МПа при всех условиях испытаний.

Исследования показали, что столь необычные результаты – постоянство μ и $P\mu$ есть следствие образования на поверхности трения композитов тонкого слоя из смеси материала образцов с большим количеством осколков оксидных плёнок. Такой слой активно препятствует адгезионному взаимодействию алюминия с поверхностью контртела, однако от деформации его твёрдыми неровностями поверхность композитов защитить не в состоянии. Поэтому интенсивность изнашивания композитов Al-Sn растёт с увеличением давления, и основной прирост величины износа образцов обусловлен ростом его деформационной составляющей. Другим следствием возросшей величины деформации является увеличение контурной площади контакта образцов с контртелом, что приводит к снижению величины μ с ростом давления.

Работа выполнена в рамках проекта Ш.23.2.4. по программе фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016гг.

СИНТЕЗ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ДЛЯ ВЕРТЕБРОЛОГИИ

Саблина Т.Ю.¹, Григорьев М.В.^{1,2,3}, Пшеничный А.Д.³, Севостьянова И.Н.¹,
Савченко Н.Л.^{1,2,3}, Буюкова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

Sabtat@ispms.tsc.ru

Керамика на основе диоксида циркония, благодаря уникальному сочетанию необходимых для применения в медицине для эндопротезирования свойств – химической инертности, биосовместимости, высокой коррозионной стойкости и стойкости к износу, прочности, твердости и низкой ползучести находит все более широкое применение в качестве биологических конструкций, особенно для эндопротезирования. Биоматериалы, претендующие на роль имплантатов, должны удовлетворять требованиям, диктуемым структурой, составом и свойствами костной ткани, а именно, такими как, механические характеристики биоматериалов, должны быть подобными или близкими к таковым для кости, а наличие в имплантате сквозных пор размером 100–150 мкм, должно способствовать быстрому прорастанию костной ткани в имплантат.

В работе исследованы физико-механические свойства синтезированных пористых керамических материалов на основе диоксида

циркония с параметрами структуры пригодными для использования в вертебрологии - с развитым рельефом поверхности и высокой пористостью. Образцы изготовлены методом литья термопластичного шликера. В качестве порообразователя использовали сертифицированный для применения в медицине гранулированный порошок СВМПЭ с размером гранул от 90 до 400 мкм. Спекание образцов керамики проводили в воздушной печи при температуре 1600 °С, изотермическая выдержка при температуре спекания составляла 1, 5, 10 час. Для осуществления структурных исследований и механических испытаний образцы предварительно шлифовались на алмазном круге и полировались алмазными пастами разной дисперсности. Образцы керамики подвергались испытаниям на одноосное сжатие. Исследования структуры керамик осуществлялись на оптическом микроскопе «Альтами М1».

Исследования структуры экспериментальных образцов показали, что при увеличении времени изотермической выдержки происходят такие процессы, как залечивание пор, коагуляция пор, собирательная рекристаллизация. В зависимости от режима спекания и количества вводимого порообразователя уровень пористости изменяется от 25 до 45% и наблюдается два вида пористости. Первый вид пористости – крупные поры, близкой к сферической форме, образованы после выгорания порообразователя, средний размер пор изменяется от 100 до 210 мкм. Второй вид пористости - межчастичная пористость, наследуемая из порошкового компакта, средний размер пор изменяется от 0.8 до 8.5 мкм. Уровень механических свойств синтезированных материалов определяется пористостью. Предел прочности при сжатии в зависимости от пористости изменяется по экспоненциальному закону, и составляет более 1000 МПа для материалов с пористостью до 10%, а для материалов с пористостью более 50% не превышает 200 МПа. Эффективный модуль упругости, определенный из деформационных кривых для всех исследуемых материалов - не более 50ГПа.

Показано, что полученные материалы по физико-механическим характеристикам удовлетворяют требованиям, предъявляемым к медицинским материалам для имплантатов и могут быть рекомендованы для изготовления оппозитных пластин модульного эндопротеза межпозвонкового диска.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках Соглашения № 14.607.21.0069 (RFMEFI60714X0069).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СЕЛЕНОВЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ

Савинцев Ю.П.¹, Тен К.А.², Найден Е.П.³, Иванов К.В.⁴,
Шевченко В.С.¹, Уракаев Ф.Х.¹

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

²*Институт гидродинамики СО РАН, Новосибирск, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

⁴*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

savincev 1940@mail.ru

Полимерные композиты, содержащие нанодисперсный селен, являются материалами перспективными для использования в электронике, фотонике и медицине. В последнем случае может быть применен красный аморфный наноселен, т.к. установлена его способность к апоптозу, уничтожению раковых клеток при меньшей токсичности по сравнению с другими селенсодержащими органическими и неорганическими соединениями селена. Однако свойства наноселена изучены недостаточно. Известно, что аморфный селен при нагревании или под воздействием статического давления, равного 14 ГПа превращается в кристаллические модификации. Нанодисперсный селен претерпевает фазовый переход при более высоком давлении, зависящем от свойств окружающей матрицы. Поведение наноселена при ударных воздействиях не изучено совсем. Ведь здесь можно исключить фактор нагрева и активировать систему не допуская фазового перехода, так как барическое сжатие длится доли секунды. Для изучения этих важных свойств селеновых наноконпозитов был применен комплекс методов, включающий высокоточный рентгеновский метод с использованием синхротронного излучения коллайдера ВЭПП-3, спектроскопических методов, оптических, электронно-микроскопических, химико-аналитических. Селенсодержащий наноконпозит синтезировался после высушивания водного раствора поливинилового спирта, содержащего наноселен, полученный в результате химической реакции окисления-восстановления между селенитом аммония и гидразин-гидратом, при стабилизации системы при помощи поверхностно-активных веществ. Ударное воздействие осуществлялось в специальной камере. Полученные результаты анализируются и обсуждаются.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ТРАНСФОРМАЦИОННО-УПРОЧНЕННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ И ФОРМИРУЮЩИЕСЯ СТРУКТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СКОЛЬЖЕНИИ ПО СТАЛИ

Савченко Н.Л.^{1,2,3}, Саблина Т.Ю.¹, Севостьянова И.Н.¹,
Буюкова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*
savnick@ispms.tsc.ru

Известно, что необходимым условием длительной работы материала в условиях трения является способность его структуры к эффективной релаксации опасных концентраторов напряжений, возникающих на поверхности трения. Основная масса исследований проводилась на материалах со стабильной структурой. В тоже время известно, что сдвиговая неустойчивость структуры материалов может приводить к существенному изменению картины деформации, в частности, повышать релаксационные возможности тех материалов, в которых массовое движение дислокаций затруднено, либо вообще невозможно. Это нашло своё отражение в одном из перспективных подходов современного материаловедения, связанных с упрочнением материалов мартенситными превращениями.

В работе изучены количественные и параметрические соотношения диссипативных структур на разных масштабных уровнях в структуре трансформационно-упрочненных керамических материалов на основе диоксида циркония и металлокерамических композитов WC-(Fe-Mn-C), обеспечивающих стойкость к интенсивным термомеханическим воздействиям в условиях высокоскоростного трения.

Исследование методом РЭМ приповерхностных областей композитов после высокоскоростного скольжения показало, что на поверхности трения формируются слои с дисперсной структурой. Методом РСА было зафиксировано, что на поверхности всех композитов происходит уменьшение размеров кристаллитов и формируется рентгенографическая текстура.

После высокоскоростного (до 47 м/с) трения по стали керамические материалы на основе диоксида циркония имели минимальные значения интенсивности изнашивания. Характерные толщины фрагментированных слоёв при этом составляли величину порядка 2-3 мкм. Металлокерамическим материалам, при сравнимых условиях трения с керамическими материалами, соответствовали высокие значения интенсивности изнашивания, при этом, толщины фрагментированных слоев составляли величину 10-15 мкм. Показано, что с ростом интенсивности изнашивания материалов увеличивается толщина фрагментированных трибослоёв и уменьшается степень рентгенографической текстуры.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

В результате проведенных исследований выявлены механизмы организации и диссипативного отклика на разных масштабных уровнях структуры в композиционных трансформационно-упрочненных керамических и металлокерамических материалах в широком интервале скоростей и нагрузок при трении по стали.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 13-03-98068 р_сибирь_a).

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АНТИФРИКЦИОННОГО КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ В СИСТЕМЕ “ZrO₂-Al₂O₃-WC-СТАЛЬ ГАДФИЛЬДА”

Севостьянова И.Н.¹, Саблина Т.Ю.¹, Савченко Н.Л.^{1,2,3},
Григорьев М.В.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
sevir@ispms.tsc.ru

Создание новых высокоизносостойких керамических и металлокерамических композиционных материалов, способных работать в узлах трения в максимально широком диапазоне скоростей и нагрузок без смазывающих веществ, является актуальной задачей современного материаловедения. Перспективными материалами для использования в тяжело нагруженных узлах трения являются трансформационно-упрочнённые керамические и металлокерамические материалы. Среди керамических материалов особенно выделяется керамика на основе частично-стабилизированного оксидом иттрия тетрагонального поликристаллического диоксида циркония (в англоязычных публикациях такой материал имеет аббревиатуру Y-TZP), среди металлокерамических - композиты в системе “карбид вольфрама – высокомарганцовистая сталь”.

Ранее было показано, что при трении в диапазоне скоростей 20-30 м/с по стали композитов в системе “карбид вольфрама – высокомарганцовистая сталь” процессы плавления связки и экструзии её в зону трибоконтакта, способствуют понижению значений коэффициента трения (до 0.05) и резкому росту интенсивности изнашивания.

В настоящей работе решалась задача замещения в металлокерамических композитах системы “WC-(Fe-Mn-C)” части стальной связки на керамическую, с составом близким к Y-TZP-Al₂O₃, для исключения эффекта излишней пластификации поверхностных слоёв при высокоскоростном трении.

Новые композиционные материалы в системе “ZrO₂-Al₂O₃-WC-сталь Гадфильда” синтезировались методом “спекание – ковка”, для которого характерно эффективное уплотнение образцов керамики за счет эффекта вытеснения пористости из центра образца на периферию свободных граней.

Высокоплотные (>99% от теоретической) композиты в системе “WC-ZrO₂-Al₂O₃ – сталь Гадфильда” с высокими значениями вязкости разрушения (>9 МПа×м^{1/2}), твердости по Виккерсу (>15 ГПа) и микротвердости (до 20

ГПа) были изготовлены из наноразмерных порошков на основе ZrO_2 и микронных порошков WC и стали Гадфильда посредством спекания под давлением 30 МПа при температуре 1350 °С в течение 10 минут.

Сочетание высоких механических свойств в полученных композитах достигается благодаря действию механизма упрочнения за счет ветвления и перекрытия трещин в мультифазной структуре, сформированной в композитах системы “WC- ZrO_2 - Al_2O_3 – сталь Гадфильда” при получении методом “спекание-ковка”.

Новые композиты в системе “WC- ZrO_2 - Al_2O_3 – сталь Гадфильда” при высокоскоростном трении имели низкий коэффициент трения, по величине сравнимый с тем, что демонстрировали в похожих условиях трения металлокерамические композиты в системе “WC-(Fe-Mn-C)”, при этом новые керамические композиты не теряли способности сопротивляться износу при скоростях скольжения выше 20 м/с.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 13-03-98068 p_сибирь_a).

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПОРИСТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ И ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ НАГРУЖЕНИЯ

Севостьянова И.Н.¹, Саблина Т.Ю.¹, Пшеничный А.Д.³, Рубцов В.Е.^{1,2},
Савченко Н.Л.^{1,2,3}, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

sevir@ispms.tsc.ru

В работе изучены формирующиеся структуры при деформации и разрушении пористых хрупких материалов на основе оксида алюминия и диоксида циркония при различных схемах нагружения.

Известно, что увеличение пористости хрупких материалов ведет к деградации их прочностных и упругих характеристик, таких как предел прочности, модуль Юнга, модуль сдвига, коэффициент Пуассона, при этом зависимость механических свойств от пористости обычно описывается степенной или экспоненциальной функциями.

Анализ кривых “напряжение-деформация” пористых образцов из оксида алюминия и диоксида циркония показал, что при деформации сжатием и сдвигом имеет место переход от типично хрупкого 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» и подобным пластичным материалам.

Значения предела прочности при сжатии, эффективных модулей упругости и сдвига, измеренных при сжатии, а также значения модуля

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

упругости, модуля сдвига и коэффициента Пуассона, измеренные неразрушающим ультразвуковым методом, уменьшаются с увеличением объема порового пространства образцов Al_2O_3 и ZrO_2 -MgO.

Показано, что при деформации сжатием цилиндрических образцов Al_2O_3 и ZrO_2 -MgO формируются зоны разрушения в виде конусов, размер которых уменьшается с ростом объема порового пространства.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках Соглашения № 14.607.21.0056 (RFMEFI60714X0056).

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ КАК СТОКОВ СОБСТВЕННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ОЦК МЕТАЛЛАХ

Сивак А.Б.¹, Коровин С.В.¹, Сивак П.А.¹, Чернов В.М.²

¹НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия,

²АО «ВНИИНМ», Москва, Россия

sivak_ab@nrcki.ru, vmchernov@bochvar.ru

При разработке многоуровневых моделей и моделировании микроструктуры, радиационной повреждаемости и радиационных свойств металлов возникает проблема с определением «силы стока» (или стоковой эффективности) для разных элементов микроструктуры, в том числе для дислокационных петель, являющихся одним из важных элементов микроструктуры, существенно влияющих на радиационные свойства металлов. Для круглых дислокационных петель (ДП) известно несколько разных аналитических выражений [1 – 3], описывающих зависимость их стоковой эффективности для собственных точечных дефектов (СТД) от их геометрических параметров. Эти выражения получены 1) в приближении малой плотности ДП, 2) не учитывают влияние дискретности кристаллической решетки и, как следствие, влияние механизма диффузии СТД, 3) не учитывают взаимодействия между ДП и СТД. Для ДП другой геометрической формы аналитические выражения отсутствуют. Указанных приближений можно избежать, применяя метод кинетического Монте-Карло (КМК) [4, 5] для описания диффузии СТД в кристалле, содержащем ДП.

В настоящей работе КМК-методом для ОЦК-металлов (например, Fe, V) рассчитаны значения эффективности ДП различной формы (круглые, квадратные, гексагональные) и характерных размеров ($< \sim 250a$, a – параметр кристаллической решетки) для различных плотностей ДП (10^{-6} – $10^{-12} a^{-3}$), типов СТД (вакансии, СМА – собственные межузельные атомы) без учета взаимодействия между ДП и СТД. Рассмотрены механизмы миграции СТД: скачок $\langle 110 \rangle$ гантельной конфигурации СМА в ближайший соседний узел решетки с поворотом оси гантели на 60° и скачок вакансии в ближайший соседний узел. Исследовано влияние

выбора величины радиуса поглощения СТД на рассчитываемые величины эффективностей ДП. Для каждого набора входных параметров задачи моделировалось 10^7 траекторий СТД, что обеспечивало статистическую точность расчета не хуже 0.1% при доверительной вероятности 99%.

Построены аналитические выражения, позволяющие рассчитать эффективности круглых, квадратных и гексагональных ДП различных характерных размеров при различных их плотностях с высокой точностью в ОЦК металлах. Полученные выражения для круглых ДП асимптотически согласуются с известными выражениями [1 – 3] в пределах малой плотности и больших характерных размеров ДП.

Литература:

1. D.N. Seidman, R.W. Balluffi, On the annealing of dislocation loops by climb, *Phil. Mag.* **13** (1966) 649 – 654.
2. A. Seeger and U. Gösele, Steady-state diffusion of point defects to dislocation loops, *Phys. Lett.* **61A** (1977) 423 – 425.
3. F.A. Nichols, On the estimation of sink-absorption terms in reaction-rate-theory analysis of radiation damage, *J. Nucl. Mater.* **75** (1978) 32 – 41.
4. V. Jansson, L. Malerba, A. De Backer, C.S. Becquart, C. Domain, Sink strength calculations of dislocations and loops using ОКМС, *J. Nucl. Mater.* **442** (2013) 218 – 226.
5. A.B. Sivak, P.A. Sivak, V.A. Romanov, V.M. Chernov, Dislocation sinks efficiency for self-point defects in iron and vanadium crystals, *Inorg. Mater.: Appl. Res.* **6:2** (2015) 105 – 113.

ФОРМИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ МЕДИЦИНЫ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОГО ИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Слабодчиков В.А., Борисов Д.П., Кузнецов В.М.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
borengin@mail.ru*

Исследования представляемой работы, по мнению авторов, представляются актуальными ввиду того, что на сегодняшний день в медицине широко применяются металлические имплантаты для исправления различного рода повреждений, дефектов и болезней человеческого организма. В качестве материала таких имплантатов давно и успешно используются титан и его сплавы. При этом перспективным, например, в качестве имплантатов 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.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

В работе представлены в сравнении результаты модификации поверхности образцов сплава на основе никелида титана (NiTi) с целью обеспечения их биосовместимости методом традиционной ионной имплантации кремния (Si) с помощью источника ионных пучков и новым предложенным авторами методом вакуумного плазменно-иммерсионного легирования. Показано, что новый, основанный на плазменном воздействии, способ модификации химического состава обладает более высокой эффективностью по сравнению с ионно-пучковой обработкой и позволяет формировать в поверхности никелида титана обширные (сотни нанометров) профили внедрения кремния при низких значениях (< 500 В) потенциала и температуры (≤ 150 °С) подложки. 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 предложенными методом и способами (на основе представленного вакуумно-плазменного оборудования) вакуумного плазменно-иммерсионного легирования без использования традиционной ионно-пучковой техники.

ОЦЕНКА МАКРОСКОПИЧЕСКИХ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИЕРАРХИЧЕСКИ ОРГАНИЗОВАННЫХ АНИЗОТРОПНЫХ ТЕЛ НА ОСНОВЕ ВЕРОЯТНОСТНОГО ПОДХОДА

Смолина И.Ю.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
smolina_i_yu@mail.ru*

При изготовлении деталей современных конструкций используются материалы с иерархической внутренней структурой и резким различием упругих свойств в разных направлениях. Это относится как к волокнистым композитам, так и к элементам с так называемой конструктивной анизотропией. К последним можно отнести пластины и оболочки из изотропного материала, которым придана волнистость путём гофрирования или усиление специально расположенными рёбрами, а также канаты и различные кабельные конструкции. Актуальной является задача определения макроскопических упругих характеристик таких материалов.

Одними из самых сложных анизотропных тел являются кабельные конструкции, которые имеют иерархически организованную структуру, состоящую из резиновой или полимерной оболочки и комплекта токопроводящих и нейтральных спиральных жил. Сочетание конструктивных и технологических особенностей создаёт конструкцию, обладающую анизотропией механических свойств не только в силу геометрии, но и в силу анизотропии свойств отдельных элементов (жилы в

сердечнике). Кроме того, анизотропию вносит и введение усиливающих и спиралеобразующих элементов. Большую часть всей кабельной продукции составляют гибкие кабели, предназначенные для работы в условиях, когда главную роль при оценке долговечности играет их механическая прочность. При практическом расчёте на прочность такого рода изделий возникают трудности в определении макроскопических (интегральных) упругих характеристик. Это обусловлено отсутствием стандартных методов их определения и трудностями проведения соответствующих экспериментов. При расчёте конструкции конкретных кабелей в первую очередь интерес представляют характеристики кабеля как цельного конструктивного элемента. Поэтому наряду с макроскопическими упругими характеристиками для описания механических свойств кабеля важно знать его характеристики, аналогичные жёсткости цилиндрического изотропного стержня при изгибе. Вычисление характеристик жесткости путём простого умножения геометрических характеристик на соответствующие упругие постоянные для кабеля некорректно ввиду его конструктивных особенностей.

В работе предложен метод вычисления вероятностных оценок макроскопических упругих характеристик кабеля, моделируемого сплошным спирально-анизотропным упругим стержнем. Предполагается, что исходные данные, полученные в результате экспериментов, являются независимыми случайными величинами, подчиняющимися нормальному закону распределения. Гауссовская модель погрешности в задании ошибок измерения принята потому, что она соответствует гистограммам, построенным по результатам проведённых опытов, а также потому, что она более адекватна для многих реальных физических шумов, сопутствующих измерениям. Предложено в качестве вероятностных оценок макроскопических упругих постоянных вычислять их математические ожидания. Получены формулы для определения среднего значения механических постоянных эквивалентного спирально-анизотропного стержня. Приведены статистические оценки макроскопических упругих постоянных и макроскопической жёсткости, проводится их сравнение с данными, полученными на основе детерминированного подхода.

USING ATOMIC FORCE MICROSCOPY METHODS IN CREATING FROST POLIMER-ELASTOMERIC COMPOSITES

Sokolova M.D.^{1,2}, Shadrinov N.V.^{1,2}, Davydova M.L.

¹*Institute of Oil and Gas Issues SB RAS, Yakutsk, Russia,*

²*North-Eastern Federal University named after M.K. Ammosov, Yakutsk, Russia*
marsokol@mail.ru

It is known, that polymeric composites are one of the most rapidly developing and prospecting materials. There is a list of the advantages of PMC over other materials:

- a unique combination of properties that is not typical for other materials (stress-strain properties, impact resistance capability, raised temperature resistance, rheological properties, adhesive properties, electrical properties, frictional heat resistance, conductivity factor, etc.)
- an ability to change properties of the material by changing its composition and the way of processing it, etc.

However, predominantly, the main factor of producing high-performance material is the processing of an evolved transition layer, which makes the material gain a new complex of properties without losing the advantages of the two mixed polymers. It is also known that the formation of the evolved transition layer occurs when the surface potentials of the two layers are close. Thereby, researching and developing new techniques of control and analysis of formulation constituents, including the way of controlling the surface potentials, is highly relevant.

The methodology of structural studies of the composites based on the polymeric system using the atomic force microscopy methods makes it possible to estimate the compatibility of two blended polymers analyzing their interface both quantitatively and qualitatively.

It was determined that adding the molecular sieve, basically located on UHMWPE particulates and on the polymers phase boundary, led up to considerable increasing of the UHMWPE surface potential. The degression of the adhesive force magnitude differences on the surfaces of UHMWPE and elastomer matrix caused intensification of the materials interaction and forming of the boundary layers. Using the composite with the inactivated molecular sieve added increased the UHMWPE surface adhesive force 1.5 times higher and 1.9 times higher when the activated molecular sieve was added.

To show the information about the interfaces, the phase contrast method was used. The research of the phase distribution in polymeric elastomer nanocomposites showed that using compatibilizers caused the forming of the evolved interface – the transition layer.

The evolved transition layer between BNR and UHMWPE is seen on the image of the phase contrast of the polymeric elastomer nanocomposite with the molecular sieve added. It is determined that this is the layer of the Type 2 which

is formed according to the colloid-chemical system. This system is described in the works of Lipatov. Owing to the polymers phases' adhesion degrees proximity, self-emulsifying of UHMWPE to the interface is observed. The layer formed has a complex structure and consists of a structurally changed elastomer with the microphase particulates of the UHMWPE crystalline polymer. The phase contrast method also showed that the transition layer had an open structure that gave it the advanced flexural properties of micromolecules that made the relaxation processes carry faster. It also led up to the low-temperature resistance improvement. Analyzing the adhesive force in different zones of the polymeric elastomer nanocomposites proves this hypothesis. It is seen in Table 2 that the adhesive force is of the highest level in the transition layer zones. It testifies to the increased segmental mobility of the macromolecules in that area.

It is obvious that after the admission of UHMWPE to BNR the impact-resistance of the polymer blend and its breaking elongation recede. As was expected, the use of compatibilizers causes the forming of the evolved interface which improves the material characteristics as was described above.

Therefore, we may state that atomic force microscopy is appropriate for studying the complex polymeric composites compatibility and makes it possible to obtain qualitative and quantitative data.

ЗАКАЛКА ЧУГУНОВ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕДИ

Степанова Н.В., Разумаков А.А.

*Новосибирский государственный технический университет, Россия
stepanova@adm.nstu.ru*

Одна из актуальных задач, характерных для горнодобывающей техники, работающей в условиях одновременно воздействия абразивных частиц и трения скольжения, связана с повышением износостойкости металлических сплавов, из которых изготовлены детали и механизмы, подверженные износу. Во многих случаях изготовление подшипников скольжения целесообразно из антифрикционного серого чугуна, который обеспечивает необходимый срок службы механизмов. Однако в условиях постоянного атмосферного воздействия происходит коррозионное разрушение поверхностных слоев материала. Продукты коррозии попадают в зону сопряжения взаимодействующих элементов, что способствует интенсивному изнашиванию с последующим выходом из строя деталей механизмов. Более высокой стойкостью к атмосферному воздействию обладают втулки, изготовленные из бронзы. Однако износостойкость бронзы в такой паре трения намного ниже, чем стойкость антифрикционного чугуна. В связи с этим, возникает потребность получения материала, обладающего свойствами антифрикционного чугуна, но лишённого при этом такого недостатка, как коррозия. Одним из решений данной проблемы является создание железоуглеродистых

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

сплавов, легированных медью. Такое решение позволяет увеличить антифрикционные свойства материала [1-3] и его коррозионную стойкость в условиях атмосферной коррозии. Данная работа посвящена изучению влияния термической обработки на структуру доэвтектического белого чугуна, легированного медью.

Целью работы было изучение структурных изменений в легированном медью чугуне, происходящих в процессе закалки материала. Для закалки использовались плоские образцы размерами 20x20x5 мм, вырезанные из заготовок, полученных по технологии литья. Медь в сплаве находилась в количестве 14,7 %. Температура нагрева образцов под закалку составляла 1000 и 1120 °С. В нагретом до этих температур состоянии чугун находился в течение 10 минут. Охлаждение образцов осуществляли в воде.

В работе исследованы структура, твердость и микротвердость легированного медью белого чугуна после закалки от 1000 и 1120 °С. Выявлены особенности выделения частиц на основе меди, показано их распределение по размерам. После закалки от 1000 °С в структуре сплава наблюдается мартенсит, остаточный аустенит и графит вермикулярной формы. Зафиксировано уменьшение объемной доли шаровидных включений на основе меди и их размеров, а также растворение наноразмерных медьсодержащих включений, располагавшихся в феррите перлитных колоний. Результатом этих структурных изменений является рост твердости чугуна на 30 %. Закалка чугуна от 1120 °С сопровождается повышением объемной доли аустенита до 69 %. Отмеченный эффект обусловлен уменьшением объемной доли графита и соответствующим повышением содержания углерода в γ -Fe. Включения на основе меди располагаются преимущественно по границам зерен аустенита.

Литература:

1. G.I. Silman, V.V. Kamynin, V.V. Goncharov, On the mechanisms of copper effect on structure formation in cast iron, *Metal Science and Heat Treatment* Vol. 49, Nos. 7 – 8, 2007 – pp. 387 – 393
2. Stepanova N.V., Razumakov A.A., Lozhkina E.A. Structure and mechanical properties of Cu-alloyed cast iron, *Applied Mechanics and Materials* Vol. 682 (2014) pp 178-182.
3. Stepanova N, Razumakov A, Lozhkina E, Zhil'tsov I, Kuznetsov V, Influence of Surfactants on the Structure and Wear Resistance of Copper Alloyed Hypereutectoid Steel, *Advanced Materials Research* Vol. 1040 (2014) pp 53-58

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ

СПЛАВА $\text{Ni}_{51,0}\text{Ti}_{36,5}\text{Hf}_{12,5}$

Суриков Н.Ю.¹, Панченко Е.Ю.¹, Чумляков Ю.И.¹, Maier H.²

¹Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

²Institut für Werkstoffkunde, Leibniz Universität Hannover, Germany
jet_n@mail.ru

В настоящей работе на основе монокристаллов сплавов $\text{Ni}_{51,0}\text{Ti}_{36,5}\text{Hf}_{12,5}$, ориентированных вдоль [001] направления, созданы высокопрочные наноконкомпозиты за счет выделения дисперсных частиц Н-фазы размером от 40 до 150 нм, которые имеют гранецентрированную орторомбическую решетку с параметрами $a=1,264$ нм, $b=0,882$ нм, $c=2,608$ нм. При старении в свободном состоянии выделяется 6 вариантов частицы Н-фазы, вытянутых вдоль $[011]_{\text{B}2}$ направления. Впервые экспериментально показано, что старение при 873 К 3 ч под сжимающей нагрузкой 150 МПа вдоль направлений [001] в монокристаллах $\text{Ni}_{51,0}\text{Ti}_{36,5}\text{Hf}_{12,5}$ приводит уменьшению числа кристаллографических вариантов неравноосных дисперсных частиц Н-фазы. Дисперсные частицы Ti_3Ni_4 с ромбоэдрической структурой, которые обычно наблюдается при старении при 673-823 К в двойных богатых Ni сплавах TiNi в монокристаллах сплава легированного Hf $\text{Ni}_{51,0}\text{Ti}_{36,5}\text{Hf}_{12,5}$, в настоящей работе не обнаружены.

Выяснены общие закономерности развития термоупругих B2-B19' мартенситных превращений под нагрузкой и проявления функциональных свойств – эффекта памяти формы и сверхэластичности, в зависимости от микроструктуры наноконкомпозитов – размера, межчастичного расстояния и числа кристаллографических вариантов дисперсных частиц.

Независимо от структурного состояния (исходное состояние, размер частиц 125-150 нм; после отжига при 1323 К 4 ч; после старения при 873 К 3 ч в свободном состоянии и под нагрузкой, размер частиц 40-65 нм), [001]-кристаллы $\text{Ni}_{51,0}\text{Ti}_{36,5}\text{Hf}_{12,5}$ характеризуются высокими прочностными свойствами аустенитной и мартенситной фаз, развитием обратимых мартенситных превращений под нагрузкой при высоких внешних осевых напряжениях до 2000 МПа без релаксации упругой энергии и генерации дислокаций на границе «частица-матрица». Развитие термоупругих превращений во всех состояниях протекает с высоким коэффициентом деформационного упрочнения $\theta=\delta\sigma/\delta\varepsilon=(12\div 15)\times 10^3$ МПа, малыми значениями обратимой деформации до $|\varepsilon_{\text{SE}}|=1.1\%$, величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ достигает 300÷400 МПа.

Экспериментально показано, что за счет выбора структурного состояния в высокопрочных монокристаллах $\text{Ni}_{51,0}\text{Ti}_{36,5}\text{Hf}_{12,5}$ можно контролировать температуру начала мартенситных превращений при

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

охлаждении M_s , критические напряжения образования мартенсита и их зависимость от температуры испытания, величину температурного интервала сверхэластичности в пределах от 75 К до 135 К и значения термического и механического гистерезиса, которые определяют демпфирующую способность материала.

Старение под нагрузкой при 873 К 3 ч приводит к увеличению обратимой деформации в 1.4 раза и уменьшению термического гистерезиса на 15 % по сравнению с состаренными при 873 К 3 ч без нагрузки монокристаллами.

Разработаны микромеханические модели развития МП под нагрузкой в высокопрочном состоянии с учетом влияния размера частиц, межчастичного расстояния, внутренних дальнедействующих полей напряжений, возникающих при ориентированном расположении дисперсных частиц, на зарождение и рост кристаллов мартенсита.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-29-00012.

МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ С СОДЕРЖАНИЕМ ПРИРОДНЫХ АЛМАЗОВ РАЗЛИЧНОЙ ДИСПЕРСНОСТИ

Сыромятникова А.С.¹, Сафонова М.П.², Тарасов П.П.¹, Федотов А.А.²

¹*Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия,*

²*Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова, Якутск, Россия
a.s.syromyatnikova@mail.ru*

В настоящее время большой интерес вызывает изучение наноструктурированных материалов, среди которых особое место занимают кластеры углерода. Разнообразие принципиально новых свойств этих материалов позволяет использовать их для качественно новых приложений в различных отраслях промышленности, в том числе и при разработке алмазных инструментов.

Целью данной работы являлось исследование влияния добавок дисперсного алмаза на свойства композитов абразивного назначения на основе бронзы, содержащие порошки природных алмазов двух уровней дисперсности - в качестве модифицирующей добавки и функциональной составляющей.

Проведена идентификация зернистости и зернового состава ультрадисперсного порошка природного алмаза (УДПА) методом компьютерного диагностического сита и установлено, что в его зерновом составе преобладают фракции 1–0 и 0,5–0, а средний размер частиц составляет 300 нм. Установлена взаимосвязь физико-механических и эксплуатационных свойств и спеченного композиционного материала на основе оловянистой бронзы М2-01 с содержанием и зернистостью

наполнителя в виде порошков природного алмаза. Наилучшие показатели этих характеристик в исследованном диапазоне зернистостей достигаются при использовании наполнителей из УДПА с размером зерен 1-0 и 0,5-0 мкм. Выявлено, что добавка мелкодисперсных алмазных частиц в количестве 1-3% в металлическую матрицу положительно влияет на качество получаемых композиционных материалов. В результате повышаются плотность, твердость, прочность и износостойкость, уменьшается пористость материалов. Повышение прочностных характеристик композиционного материала происходит за счет механизмов дисперсного и зернограничного упрочнений, а также повышения плотности материала.

Выявлено, что износостойкость композиционного алмазосодержащего материала, упрочненного УДПА, и содержащего порошки природного алмаза зернистостью 315/250, более чем в три раза превышает износостойкость известных аналогов, упрочненная связка обладает хорошим алмазодержанием, а работа абразивного материала происходит в режиме самозатачивания.

ВЛИЯНИЕ ТЁПЛОГО АВС-ПРЕССОВАНИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

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

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

В работе приведены результаты исследования влияния трансформации зёрненной структуры от крупнозернистой до микро- и субмикрористаллической в образцах никелида титана (50,2 ат.% Ni) после тёплого (при 723К) авс-прессования с истинной деформацией e до 8,4 на их функциональные свойства. Исследование функциональных свойств (проявления эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности) проводили при кручении образцов. Показано, что после авс-прессования температуры мартенситных превращений (МП) практически не зависят от степени заданной деформации. Последовательность МП $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ ($B2$ – исходная кубическая фаза, R и $B19'$ – мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурами, соответственно) также остается неизменной.

После авс-прессования в образцах с различной зёрненно-субзёрненной структурой в изотермических (295К) циклах «нагрузка-разгрузка» изучены проявления сверхэластичности ($\gamma_{св.}$), а при последующих нагревах разгруженных образцов выявлены ЭПФ ($\gamma_{ЭПФ}$) и величина накопленной пластической деформации ($\gamma_{тр}$).

Получены зависимости $\gamma_{гр}$, $\gamma_{св.}$, $\gamma_{ЭПФ}$ и суммарной неупругой деформации ($\gamma_{ну}^{\Sigma} = \gamma_{св.} + \gamma_{ЭПФ}$) от величины деформации заданной при кручении, $\gamma_{зад}$. Обнаружено, что $\gamma_{ну}^{\Sigma}$ при увеличении заданной деформации кручения изменяется с максимумом. Величина $\gamma_{ну}^{\Sigma}$ достигает 16-18% при $\gamma_{зад}$ от 27 до 48% (в зависимости от величины деформации образцов при абс-прессовании).

Используя представления об эквивалентности деформаций кручения и растяжения (по Мизесу), показано, что в образцах $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) после абс-прессования кристаллографический ресурс неупругой деформации (КРНД) достигается при величине $\gamma_{зад}$ от 17 до 25%. При этом $\gamma_{гр}$ составляет (6-13%). При дальнейшем увеличении $\gamma_{зад}$, величина обратимой неупругой деформации превышает КРНД на 2,5-5% и достигает 14-16,5%.

Проведено сравнение полученных результатов с опубликованными ранее данными о проявлении аномально высоких неупругих деформаций в сплавах на основе TiNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-08-99489) и Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект III.23.2.2.).

МОДИФИЦИРОВАННЫЙ ФЕРРИТ ВИСМУТА КАК ОСНОВА МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Титов С.В., Вербенко И.А., Титов В.В., Шилкина Л.А, Алешин В.А.,
Шевцова С.И., Хасбулатов С.В., Резниченко Л.А.

*НИИ физики Южного федерального университета, Ростов-на-Дону, Россия
svitov@sfedu.ru*

Феррит висмута $BiFeO_3$ (BFO)- сегнетомагнетик с высокими температурами Кюри (1123К) и антиферромагнитной точки Нееля (643К). Он является перспективной основой для создания высокоэффективных магнитоэлектрических материалов. Сегнетомагнетики лишены недостатков материалов для магнитоэлектрических преобразователей, которые используются в настоящее время. Это потери на вихревые токи, увеличение омических потерь, разогрев и перегорание элементов, сложность в изготовлении. Значительное улучшение физических свойств твердых растворов (ТР) на основе $BiFeO_3$ наблюдается при замещении ионов висмута редкоземельными ионами. При этом увеличение концентрации редкоземельных ионов приводит к последовательности изменения структурных фаз. Наилучшие значения электромеханических свойств наблюдаются вблизи фазовых границ ТР

Цель предпринятого исследования – выявление механизмов реорганизации структуры керамик BFO на различных масштабных уровнях при увеличении содержания редкоземельных элементов в твердом

растворе. Такая информация является одной из основ для поиска новых сегнетомагнитных материалов с оптимальными диэлектрическими и магнитными характеристиками.

ТР $\text{Bi}_{1-x}\text{Pr}_x\text{FeO}_3$ и $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$ для $0,00 < x < 0,20$ были получены по обычной керамической технологии путем твердофазного синтеза с последующим спеканием. Методом порошковой рентгеновской дифракции проведен рентгеноструктурный анализ ТР. Работа выполнялась на дифрактометре ДРОН-3 (фокусировка по Брэггу-Брентано) с использованием $\text{Co}_{K\alpha}$ излучения. Определяли фазовый состав, параметры перовскитной ячейки, микродеформации $\Delta d/d$ и плотности керамик. Исследование элементного состава объектов выполнено на модернизированном растровом электронном микроскопе Camebax-микро с WDS аналитической системой. Выявление микроструктуры производилось термическим травлением. Зерна керамик наблюдались на оптическом микроскопе отраженного света в обычном и поляризованном свете, с увеличением от 200 до 1050. Для мультifrактального исследования с помощью компьютерной обработки изображения выделялась чистая сетка границ зерен керамики. На цифровом изображении сетки проводился расчет мультifrактальных параметров по методике [1].

Керамики ТР ВФО, модифицированные Pr и La, при $0,00 < x < 0,20$ как правило представляют собой сложную многофазную систему.

По результатам исследования можно выделить области составов ТР $\text{Bi}_{1-x}\text{Pr}_x\text{FeO}_3$ и $\text{Bi}_{1-x}\text{La}_x\text{FeO}_3$, перспективных для получения максимального диэлектрического отклика. Области являются многофазными, содержат минимальное количество примесей. Мультifrактальные характеристики микроструктуры в этих областях так же указывают на возможность высокой чувствительности материала к внешним воздействиям.

Выявленные механизмы влияния редкоземельных элементов, как перспективных модификаторов, на структуру керамического ВФО расширяют возможности управления процессами получения новых магнитоэлектрических материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке МОН РФ (базовая и проектная части гос. задания темы № 213.01-11/2014-21 и 3.1246.2014/К), Южного федерального университета (внутренний грант - 213.01-2014/012-ВГ) и ФЦП (ГК № 14.575.21.0007).

Литература:

1. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультifrактальную параметризацию структур материалов/ Москва-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика». 2001. 116с

ФОТОРЕФРАКТИВНЫЙ ЭФФЕКТ И ФОТОИНДУЦИРОВАННОЕ РАСSEЯНИЕ СВЕТА В КРИСТАЛЛАХ НИОБАТА ЛИТИЯ

Теплякова Н.А., Сидоров Н.В., Палатников М.Н., Титов Р.А.

*Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья
им. И. В. Тананаева Кольского научного центра РАН, Апатиты, Россия,
tepl_na@chemy.kolasc.net.ru*

Методами фотоиндуцированного рассеяния света (ФИРС) и спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) исследованы номинально чистые и легированные монокристаллы ниобата лития стехиометрического и конгруэнтного состава, а также легированные монокристаллы, выращенные из расплава конгруэнтного состава. Установлено, что исследованные образцы подразделяются на три группы в зависимости от вида картины ФИРС. К первой группе относятся кристаллы (LiNbO_3 _{конг.}, $\text{LiNbO}_3:\text{Gd}(0.51 \text{ вес. } \%)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}(0.078, 0.89)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Mg}(0.86):\text{Fe}(0.0036)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Gd}(0.23):\text{Mg}(0.75)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Ta}(1.13):\text{Mg}(0.011)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Zn}(0.03)$), отличающиеся малым эффектом фоторефракции. Индикатриса ФИРС в таких кристаллах не раскрывается даже при мощности облучения в 160 мВт, а наблюдается только круговое рассеяние на статических структурных дефектах. Центральным слоем спекл-структуры картины ФИРС кристалла LiNbO_3 _{конг.}, соответствующий сечению лазерного луча, практически полностью пропадает в течение первых 30 секунд после начала облучения кристалла. Это указывает на то, что энергия луча диссипирует на дефектах в объеме кристалла. Такое поведение кристалла LiNbO_3 _{конг.} делает его перспективным материалом для оптических затворов. Вторую и третью группы составляют кристаллы, для которых характерен фоторефрактивный отклик и происходит раскрытие индикатрисы рассеяния с появлением спекл-структуры ФИРС. Причем для кристаллов третьей группы ($\text{LiNbO}_3:\text{Y}(0.46 \text{ вес. } \%)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Y}(0.24):\text{Mg}(0.63)$) индикатриса ФИРС раскрывается быстро, в первые секунды с момента облучения кристалла лазерным излучением, а для второй (LiNbO_3 _{стех.}, $\text{LiNbO}_3:\text{B}(0.12 \text{ вес. } \%)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Cu}(0.015)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Zn}(0.52)$, $\text{LiNbO}_3:\text{Zn}(0.62)$) – в течение приблизительно минуты. Быстрота раскрытия индикатрисы ФИРС делает возможным использование кристаллов третьей группы и LiNbO_3 _{стех.} в качестве материала для электрооптических модуляторов и затворов.

Показано, что асимметрия картины ФИРС и спектров КРС фоторефрактивных кристаллов ниобата лития в поляризационных геометриях рассеяния, которые должны быть эквивалентны в случае неполярных нефоторефрактивных кристаллов, обусловлены двулучепреломлением возбуждающего лазерного излучения при распространении его перпендикулярно полярной оси кристалла. При этом в асимметрию спектра КРС, помимо эффекта фоторефракции, вносит

вклад различие в порядке чередования основных и примесных катионов в положительном и отрицательном направлении полярной оси. Для оценки этих двух вкладов необходимы дальнейшие исследования кристаллов разного состава, отличающихся величиной эффекта фоторефракции в 90-то градусных геометриях рассеяния в широком диапазоне мощностей возбуждающего лазерного излучения. Установлено, что вид картины ФИРС зависит от величины $\Delta n = n_o - n_e$ и соотношения энергий обыкновенного и необыкновенного лучей. Если энергия обыкновенного луча намного больше энергии необыкновенного луча, то картина ФИРС представляет собой трехслойное круглое пятно. При равенстве энергий картина имеет вид симметричной восьмерки или эллипса. При энергии обыкновенного луча меньше энергии необыкновенного, восьмерка является асимметричной. При этом ее больший «лепесток», как и отклонение необыкновенного луча, направлен в положительном направлении полярной оси кристалла. Форма картины ФИРС в виде асимметричной восьмерки является, очевидно, конечной стадией развития спекл-структуры для фоторефрактивных кристаллов ниобата лития.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ на поддержку ведущих научных школ НШ-487.2014.3 и гранта РФФИ 12-03-00515-а.

ДИЗАЙН ОКСИДНЫХ ИНТЕРФАЗ ДЛЯ SiC/SiC КОМПОЗИТОВ

Уткин А.В., Бакланова Н.И.

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия
utkinalex@hotmail.com*

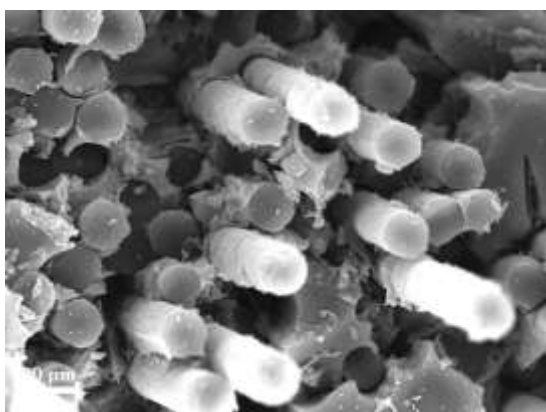
Развитие аэрокосмической промышленности и двигателестроения предъявляет все более жесткие требования к созданию новых высокотемпературных материалов. Эти требования, в первую очередь, касаются повышения температуры эксплуатации материалов и их удельных механических характеристик. В настоящее время наиболее перспективными высокотемпературными материалами являются керамические композиты, армированные волокнами (SiC, Al₂O₃ и др.), теплостойкость и удельные механические свойства которых, превышают свойства лучших металлических материалов. Для преодоления хрупкости керамических композитов и придания им пластичного характера разрушения, в материал вводят межкомпонентные прослойки (интерфазы), призванные управлять процессами на границе волокно/матрица. Поиск подходящих композиций и дизайн интерфейсных прослоек является в настоящее время крайне актуальной задачей.

В данной работе были реализованы две концепции устройства интерфазы в SiC/SiC композитах с использованием оксидов и германатов циркония. В основе первой концепции лежало создание многослойной микроструктуры интерфазы со слабой межслоевой связью,

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

предназначенной для облегчения скольжения волокна относительно матрицы. Вторая концепция заключалась в использовании интерфазы из легкодеформируемых соединений, предназначенных для торможения и отклонения микротрещин на границе волокна/матрица.

Для реализации предложенных концепций были разработаны способы синтеза однородных наноразмерных покрытий на основе диоксида и германатов циркония на карбидокремниевых микроволокнах. Изучены морфология и микроструктура интерфейсных покрытий в зависимости от условий синтеза. Получены модельные SiC/SiC композиты и изучено влияние интерфаз на процессы, происходящие на границе волокна/матрица, а также на механические свойства волокон и композитов.



Установлено, что изменение количества слоев интерфазы, а также толщины легкодеформируемых прослоек позволяет обеспечить необходимое напряжение сдвига волокна относительно матрицы, следовательно, позволяет эффективно управлять процессами на границе волокно/матрица в керамических композитах. Разработанные

интерфейсные покрытия позволили добиться псевдопластичного характера разрушения SiC/SiC композитов (рис.) и значительно увеличить их трещиностойкость. Разработанные интерфазы имеют высокий потенциал и могут быть применены в промышленном производстве керамических композитов.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ НШ-2938.2014.3

ПОЗИТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ В ХРОМОЦИКОРНИЕВОМ МЕДНОМ СПЛАВЕ ДО И ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Фаизова С.Н.¹, Рааб Г.И.¹, Фаизов И.А.¹, Батулин А.А.^{2,3},
Лидер А.М.³, Бордулев Ю.С.³, Лаптев Р.С.³, Аксенов Д.А.⁴

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия,

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

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁴Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, Россия

Хромоциркониевые бронзы рассматриваются как перспективный материал для первой стенки Международного экспериментального термоядерного реактора, а также широко используются для изготовления электродов контактной сварки. Поскольку электроды контактной сварки относятся к быстроизнашивающимся деталям, то повышение стойкости электродов является важнейшим требованием. Необходимый комплекс

требуемых функциональных свойств в меди и медных сплавах – повышенной прочности при сохранении электропроводности - может быть достигнут в результате применения методов интенсивной пластической деформации (ИПД) за счет измельчения структуры вплоть до нанометрических размеров. Одним из перспективных для промышленного применения методов ИПД является равноканально-угловое прессование (РКУП). Данные материалы относятся к дисперсионно-упрочняемым сплавам, для которых характер формирования распределение в матрице вторичных фаз легирующих элементов играет существенную роль при создании в материале оптимального сочетания функциональных свойств.

Чтобы понять как трансформация структуры и фазовых превращений влияет на немонокотный характер изменения свойств, было подготовлено исходное состаренное состояние образцов сплава Cu-0,5%Cr-0,1%Zr с распавшимся твёрдым раствором ($450^{\circ}\text{C}+4,5$ часа), чтобы исключить процесс деформационно-стимулированного распада пересыщенного твёрдого раствора.

Исследования по позитронной спектроскопии дефектов проводили путем измерения спектров времени жизни (СВЖ) позитронов и доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ). СВЖ позитронов измерялись с помощью спектрометра кафедры общей физики ТПУ. Разрешение спектрометра составляло 240ps. Спектры ДУАЛ измерялись с помощью спектрометра на основе полупроводниковых детекторов с разрешением 0.8 и 1.8keV по пикам 122 и 1332keV соответственно и эффективностью регистрации $\sim 20\%$. В качестве источника позитронов использовался изотоп ^{44}Ti активностью 24.5 μCi . Спектры временного и импульсного распределения набирались одновременно. Для каждого образца набиралось по три СВЖ позитронов со статистикой $5 \cdot 10^6$ событий в спектре. Обработка временных спектров осуществлялась с помощью специализированного программного обеспечения LT10. Спектры ДУАЛ с суммарной статистикой $2.5 \cdot 10^5$ в каждом спектре анализировались стандартным программным пакетом "SP".

СВЖ позитронов и спектры ДУАЛ показывают, что в исходных состаренных образцах большинство позитронов захватывается вакансионно-подобными дефектами на интерфейсах некогерентных нановыделений, обогащенных хромом. После РКУП интенсивность вакансионной/дислокационной компоненты СВЖ позитронов возрастает после двух проходов и далее остаётся неизменной до восьми проходов. Однако параметры ДУАЛ, чувствительные к химическому окружению вблизи дефектных состояний, показывают немонокотное изменение с числом проходов РКУП, что связано с ростом концентрации нановыделений на первых двух проходах РКУП и последующим их растворением при дальнейшем накоплении деформации.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 13-08-01073 А.

ЭВОЛЮЦИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ ПРИ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОВЫХ БРОНЗ

Фаизова С.Н.¹, Рааб Г.И.¹, Фаизов И.А.¹, Батулин А.А.^{2,3},
Бордулев Ю.С.³, Лаптев Р.С.³, Аксенов Д.А.⁴

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия,

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

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁴Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, Россия
snfaiz@mail.ru

Накоплен большой экспериментальный материал об аномальных фазовых превращениях, сопровождающих интенсивную пластическую деформацию (ИПД) металлических материалов. В частности, явление деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз подробно изучено в сплавах на основе железа в работах Сагарадзе, Шабашов и др. При холодной ИПД легирующие элементы, такие как С, N, Ni переходят из частиц вторых фаз в твердый раствор (ТР). Результирующая концентрация твердого раствора может быть выше равновесной насыщенной концентрации и даже превышать значения, достижимые путем закалки. Однако несмотря на большое количество экспериментальных данных, единого мнения относительно механизмов деформационно-индуцированного растворения не существует. Структурные и фазовые превращения при ИПД тесно взаимосвязаны, изучение механизмов массопереноса, включая деформационно-индуцированное растворение интерметаллидных фаз в матрице, важно для понимания закономерностей такого взаимовлияния.

В данной работе приводятся свидетельства деформационно-индуцированного растворения легирующих элементов в Cu при РКУП сплава системы Cu-Cr-Zr. Следует отметить, что большинство вышеперечисленных результатов получено при очень интенсивных методах обработки (кручение на наковальнях Бриджмена, механическое сплавление и др.) и в системах, имеющих заметную равновесную концентрацию ТР при температуре эксперимента, либо с элементами, образующими ковалентную связь с атомами матрицы. РКУП дает относительно более низкую накопленную деформацию, а равновесная растворимость хрома в меди при температурах вблизи комнатной пренебрежимо мала. Это делает данный случай заметно отличающимся от изученных к настоящему времени, и его анализ представляет интерес для понимания механизмов деформационно-индуцируемого растворения вторых фаз.

Измельчение кристаллической структуры при использованном числе проходов РКУП в данном сплаве сопровождается сложными изменениями в ансамбле частиц вторых фаз. Когда в системе присутствует

пересыщенный ТР, в эти изменения потенциально могут вносить вклад три различных механизма: механическая фрагментация – дислокационное перерезание либо хрупкое разрушение частиц, зарождение и рост частиц за счет деформационно- стимулированного распада ТР и деформационно– индуцированное растворение.

Относительный вклад этих механизмов можно варьировать за счет специально подготовленных исходных состояниях сплава.

В данной работе проводятся результаты изучения эволюции ансамбля частиц вторых фаз в предварительно предельно состаренном сплаве, имеющем минимальную концентрацию твердого раствора легирующих элементов в матрице, что позволяет наиболее полно выделить эффект деформационно– индуцированного растворения.

Работа выполнена при частичной поддержке со стороны Минобрнауки РФ в рамках проектной части ГЗ №11.2540.2014/К и проекта РФФИ № 13-08-01073 А.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ СМЕСИ НАНОПОРОШКОВ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ

Шевцова Л.И., Филонов А.В., Худобородов Р.С.

*Новосибирский государственный технический университет, Москва
edeliya2010@mail.ru, filonovalexander301@mail.ru, romandude01@mail.ru*

Интерметаллид Ni_3Al и сплавы на его основе относятся к одним из наиболее перспективных высокотемпературных материалов для ряда отраслей химической промышленности, авиационного и космического машиностроения. Помимо сочетания высокого комплекса свойств, для фазы Ni_3Al характерным является аномальная зависимость ее прочностных свойств от температуры нагрева. С ростом температуры предел текучести материала не уменьшается, как для большинства металлов и сплавов, а повышается до определенного значения. Такая особенность объясняет возможность использования соединения Ni_3Al в качестве жаропрочного материала в авиа- и ракетостроении.

Однако область применения соединения Ni_3Al ограничена его низким сопротивлением ползучести, малой пластичностью при температуре окружающей среды, а также длительностью и сложностью технологических процессов получения изделий. При длительном процессе спекания происходит рост зерна Ni_3Al , который сопровождается снижением механических свойств полученных материалов. Анализ литературных данных по проблеме пластической деформации и разрушения алюминидов никеля показал, что пластичность и прочность интерметаллида Ni_3Al можно повысить путём повышения чистоты

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

исходных компонентов и измельчения его зёрненной структуры при пластической деформации сплава.

Цель данной работы заключалась в формировании прочного материала на основе алюминида никеля с использованием технологии электроискрового плазменного спекания (SPS) нанопорошков никеля и алюминия. SPS-метод основан на пропускании импульсов постоянного тока через порошковый материал и приложении одноосного давления. Достоинствами метода являются кратковременность процесса спекания, равномерность распределения тепла по заготовке и возможность сохранения мелкозернистой структуры спеченного материала.

В качестве исходных материалов были использованы пассивированные нанопорошки никеля (95,8 % Ni, 70 нм) и алюминия (84,9 % Al, 90 нм). Соотношение исходных компонентов предполагало получение соединения типа Ni₃Al. Предварительную механическую активацию реагентов проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в атмосфере аргона. Центробежное ускорение шаров достигало 40 g, время перемешивания – 3 минуты. Электроискровое плазменное спекание компактов проводили на установке Labox-1575. Спекание порошковой смеси осуществляли при температуре 1100 °С со скоростью нагрева 100 °С/мин. Время выдержки составляло 5 минут, давление прессования - 40 МПа. Для изучения спеченных образцов использовались методы оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. В качестве основного показателя прочностных свойств материалов использовали величину предела прочности при трехточечном изгибе.

Рентгенофазовый анализ материала после реализации стадий механоактивации и SPS свидетельствует об образовании интерметаллида Ni₃Al. В то же время на рентгенограмме присутствуют пики никеля и оксида алюминия Al₂O₃. Присутствие на рентгенограмме SPS образцов пиков Al₂O₃ обусловлено использованием в исходных реакционных смесях нанопорошков алюминия, полученных электровзрывным методом. Наличие в спеченном материале пиков никеля можно объяснить дефицитом алюминия. При реализации отмеченных выше режимов спекания микроструктура полученных материалов по всему объему является однородной. В структуре образцов отсутствуют макротрещины. Относительная плотность спеченных материалов составляет ~ 95 % (теоретическое значение плотности Ni₃Al – 7,5 г/см³).

В результате исследований было установлено, что микротвердость спеченного образца (6450 МПа) значительно превышает уровень, характерный для алюминида никеля, полученного другими методами (3300 – 3600 МПа). Можно предположить, что одним из факторов, способствующих повышению микротвердости спеченных образцов, является присутствие в сплаве множества мелкодисперсных частиц оксида

алюминия. Уровень предела прочности при изгибе спеченной заготовки достигает 1160 МПа. Это почти на 50 % больше по сравнению с компактом, полученным при спекании крупнопористой смеси никеля и алюминия.

ВЛИЯНИЕ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР AlOON НА ЖИЗНЕСПОСОБНОСТЬ КЛЕТОЧНОЙ КУЛЬТУРЫ L929

Фоменко А.Н., Коровин М.С., Бакина О.В., Казанцев С.О., Глазкова Е.А.,
Сваровская Н.В., Ложкомоев А.С., Лернер М.И., Псахье С.Г.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
alserova@ispms.tsc.ru, msk@ispms.tsc.ru, ovbakina@ispms.tsc.ru, kzso@ispms.tsc.ru,
eagl@ispms.tsc.ru, nvsv@ispms.tsc.ru, asl@ispms.tsc.ru, lerner@ispms.tsc.ru, sp@ms.tsc.ru*

В настоящее время в связи со стремительным развитием нанотехнологий синтезируется все большее количество наноструктур и материалов на их основе. Одними из наиболее важных и востребованных наноматериалов являются низкоразмерные структуры AlOON, которые широко используются при производстве керамики, адсорбентов, катализаторов, в пищевой промышленности и медицине. В связи с этим возникает все больше опасений, связанных с их потенциальной токсичностью для человека и окружающей среды. Известно, что физико-химические характеристики наноматериалов во многом определяют их биологическую активность, однако данные по влиянию морфологии носят неоднозначный характер. В связи с этим целью работы являлся синтез низкоразмерных структур AlOON различной морфологии, характеристика и оценка их влияния на жизнеспособность клеточной культуры L929. Выбор клеточной линии обусловлен высокой чувствительностью данного вида клеток к внешним воздействиям. Все синтезированные образцы охарактеризованы при помощи просвечивающей (TEM) и сканирующей электронной микроскопии (SEM), дифракции рентгеновских лучей (XRD), низкотемпературной адсорбции азота и динамического рассеяния света (DLS). Фибробласты подкожной соединительной ткани мыши (L929) приобретены в ФБУН ГНЦ ВБ «Вектор» (Россия).

Для проведения исследования были синтезированы низкоразмерные структуры AlOON в фазе бемита различной морфологии, но близкими физико-химическими свойствами (размер частиц, удельная поверхность $S_{уд}$, фазовый состав и ζ -потенциал). Агломераты нанолитов AlOON практически сферической формы размером 0,5–3 мкм, состоящие из отдельных листов толщиной 5–10 нм и планарным размером около 150–300 нм были получены взаимодействием с водой электровзрывного нанопорошка Al/AlN; $S_{уд}$, 268 м²/г, ζ -потенциал 39 мВ. Нановолокна AlOON диаметром от 10–20 нм, длиной до нескольких микрометров, получали окислением амальгамированной алюминиевой пластинки парами воды; $S_{уд}$, 254 м²/г, ζ -потенциал 41 мВ. Нанопластины AlOON получали

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

гидротермальной обработкой агломератов наночастиц в маточном растворе при 150 °С в течение 60 минут. Размер пластинок составил 40-100 нм, толщина 4-15 нм, $S_{уд}$, 245 м²/г, ζ -потенциал 36 мВ. Наночастицы AlOOH размером 50-200 нм и толщиной около 1-5 нм получали золь-гель методом; $S_{уд}$, 226 м²/г, ζ -потенциал 40 мВ.

В лабораторных условиях на культуре клеток L929 выявлены цитотоксические свойства разной степени выраженности у всех исследованных низкоразмерных структур AlOOH. Агломераты наночастиц и нанопластины AlOOH не оказывали заметного влияния на пролиферативную активность клеток. Это, вероятно, связано с тем, что подобная форма и размер исследованных низкоразмерных структур не позволяет им нарушить клеточную мембрану или проникнуть внутрь клетки. Наночастицы и нановолокна AlOOH оказывали более выраженное негативное воздействие на культуры клеток L929. Причем и наночастицы и нановолокна оказывали ингибирующее действие на клетки примерно в равной степени. Через 72 ч воздействия нановолокон и нанопластинок AlOOH пролиферативная активность клеток снизилась на 16 % и 20 % по сравнению с контролем. Такое выраженное негативное воздействие на клетки указанных низкоразмерных структур можно объяснить рядом механизмов, включающих нарушение целостности клеточной мембраны и воздействие на функциональное состояние клетки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант 14-23-00096.

МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ КРИОГЕЛЕЙ

Алтунина Л.К., Манжай В.Н. Фуфаева М.С.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

maria81@ipc.tsc.ru

Создание новых типов полимерных материалов, предназначенных для решения исследовательских и технологических задач, является актуальным направлением современной химии. В последние десятилетия интенсивно развиваются исследования криогелей, которые являются не токсичными, экологически чистыми материалами и применяются в биотехнологиях и медицине.

Известно, что водные растворы некоторых оксополимеров после цикла замораживания – размораживания образуют упругие полимерные тела, так называемые криогели. Механические свойства криогелей принципиально отличаются от свойств исходных вязкотекучих композиций, что позволяет использовать упругие криогели в качестве связующего материала. Введение в полимерную композицию модификаторов и наполнителей может в значительной степени изменить

(улучшить) механические и теплофизические, а также потребительские свойства конечного продукта.

В Институте химии нефти разработана методика утилизации отходов коксохимического производства. Мелкодисперсные частицы кокса ($d \sim 1 - 5$ мм), пропитанные раствором полимера, подвергаются криогенному воздействию, вследствие чего формируются упругие наполненные криогели. После их сушки получили обезвоженные жесткие брикеты, которые интенсивно горят с большим выделением тепла. Исследовали структурно-механические и тепловые свойства полученных брикетов, установили, что теплотворная способность сухих брикетов практически равна теплоте сгорания чистого кокса ($Q \sim 29$ МДж/кг). По значению предела прочности на раздавливание брикеты не уступают древесным породам на основе сосны и ели (25 – 27 МПа), что позволяет использовать их как горючее вещество для производственных и бытовых целей.

Криогели, наполненные гидрофильными веществами (кварцевый песок, бентонит и цемент), имеют хорошее сродство к водному раствору полимера, поэтому формируются прочные образцы (табл. 1). Анализ результатов таблицы 2 свидетельствует, что введение в полимерную матрицу твердых частиц многократно повышает жесткость криогелей.

Таблица 1. Составы и свойства наполненных криогелей

№	Состав	Модуль упругости, кПа	Коэффициент теплопроводности, Вт/(К·м)
1	Криогель	15	0,34
2	Криогель наполненный песком	629	0,36
3	Криогель наполненный бентонитом	465	0,35
4	Криогель наполненный цементом	885	0,38

Известно, что коэффициент теплопроводности воды 0,62 Вт/К·м, а коэффициенты теплопроводности влажного грунта (песок, глина, раствор цемент-песок и т.д.) имеют ещё бóльшие значения и колеблются в интервале (1 – 2) Вт/К·м. Но прослойки полимерной матрицы между мелкодисперсными частицами наполнителя выполняют ”демпфирующую” функцию и снижают теплопроводность криогеля в два раза по сравнению с водой. Таким образом, наличие превосходных механических и теплоизоляционных свойств криогелей делает целесообразным их применение при обустройстве нефтяных скважин, особенно добывающих, в устье которых при охлаждении нефти, выходящей на поверхность, часто наблюдаются асфальтосмолопарафиновые отложения.

После введения в водный раствор полимера мелкодисперсных капель минерального масла и проведения цикла замораживания–размораживания криогели приобретают гидрофобные свойства. Маслонаполненные криогели, могут использоваться в качестве гидроизолирующих и водоотталкивающих экранов в гидротехнических сооружениях, при этом

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

попутно утилизируются отработанные масла, та как в качестве жидкого гидрофобного наполнителя можно использовать отработанные масла.

Таким образом, хорошая адгезионная способность криогелей к различным поверхностям, упругость, прочностные характеристики материала позволяют применять их в различных областях промышленности. Простая методика приготовления криогелей на месте их непосредственного применения с помощью стандартной техники и меньшая их стоимость за счет использования реагентов крупнотоннажного производства являются существенным достоинством разработанных технологий.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА НА ЭФФЕКТ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Хайруллин Р.Р.^{1,2}, Панин А.В.^{1,2}, Козельская А.И.², Казаченок М.С.²,
Синякова Е.А.², Почивалов Ю.И.², Перевалова О. Б.²

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
hairullin@list.ru

Хорошо известно, что ультразвуковая обработка позволяет эффективно улучшать физические и механические свойства конструкционных материалов. Подобное воздействие обеспечивает увеличение твердости, пределов текучести и прочности, износостойкости, усталостной прочности, коррозионной стойкости сталей, титановых сплавов и др. В настоящее время существует множество работ, посвященных влиянию параметров ультразвуковой обработки на эксплуатационные свойства материалов. Однако роль исходного структурного состояния в упрочнении материала при ультразвуковом воздействии остается слабо изученной. Целью данной работы является исследование влияния зеренной структуры на морфологию поверхности, микроструктуру и механические свойства образцов технически чистого титана марки ВТ1-0, подвергнутых ультразвуковой обработке.

Исследования, проведенные методом дифракции обратно-рассеянных электронов, показали, что образцы в состоянии поставки характеризовались мелкозернистой структурой со средним размером зерна 40 мкм, а в рекристаллизованном состоянии – крупнозернистой структурой со средним размером зерна 100 мкм. Последующая ультразвуковая обработка образцов приводит к интенсивной пластической деформации поверхностного слоя материала путем скольжения и двойникования, приводящих к формированию малоугловых границ (МУГ) и большеугловых границ (БУГ), являющихся границами деформационного происхождения. Относительная доля МУГ в образцах, находящихся в состоянии поставки, меньше, чем в рекристаллизованных образцах. При этом толщина модифицированного слоя мелкозернистых и крупнозернистых образцов не превышает 70 мкм и 150 мкм, соответственно.

Рентгеноструктурный анализ показал, что ультразвуковая обработка вызывает существенное снижение относительной интенсивности дифракционных пиков и появление новых отражений на больших углах. Установлено, что после ультразвуковой обработки величина внутренних микронапряжений в два раза выше в мелкозернистых образцах по сравнению с крупнозернистыми образцами. В свою очередь, величина сжимающих макронапряжений после ультразвуковой обработки не зависит от исходного состояния материала и составляет ~ 210 МПа. Наличие высоких внутренних напряжений в поверхностном слое образцов, находящихся как в состоянии поставки, так и после рекристаллизационного отжига, также подтверждается контурами экстинкции на ПЭМ-изображениях.

В результате проведенных АСМ-исследований установлено, что в процессе многократного деформирования образцов ВТ1-0 сферическим ударником, колеблющимся с ультразвуковой частотой, на их поверхности формируется складчатый рельеф, вызванный пластическим отеснением материала из пятна контакта. Продемонстрировано влияние исходного состояния образцов ВТ1-0 на размеры складчатых структур.

Показано влияние среднего размера зерна на эффект повышения микротвердости. Твердость поверхностного слоя мелкозернистых образцов возрастает на 600 МПа по сравнению с их исходным состоянием, а для крупнозернистых образцов увеличение твердости составляет 700 МПа. Выявлена роль скольжения и двойникования в поверхностном упрочнении образцов ВТ1-0.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al ,
СФОРМИРОВАННОГО В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО
ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ
АКТИВИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ «Ni - Al»**

Шевцова Л.И., Худобородов Р.С., Филонов А.В.

*Новосибирский государственный технический университет, Россия
edeliya2010@mail.ru, filonovalexander301@mail.ru, romandude01@mail.ru*

Для изготовления деталей и конструкций, работающих при повышенных температурах, необходимо создание новых материалов, обладающих особыми физико-химическими и механическими свойствами. Интерметаллид Ni_3Al относится к одним из наиболее перспективных материалов для авиа- и ракетостроения, а также для ряда отраслей химической промышленности и энергетики. Возможность применения алюминид никеля в качестве высокотемпературного материала объясняется сочетанием таких свойств, как относительно низкая плотность, высокая температура плавления, жаропрочность, высокая коррозионная стойкость и стойкость к окислению.

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

Однако широкое применение интерметаллидов ограничено их низкой пластичностью при комнатной температуре и сложностью получения и обработки готовых изделий. В данной работе решить отмеченную проблему предлагается путем совмещения двух процессов – механической активации порошковых смесей и их последующего электроискрового плазменного спекания (SPS). Для формирования мелкозернистой структуры спеченного материала проводилась предварительная механоактивация порошков. В сравнении с такими способами получения алюминидов никеля, как горячее прессование и самораспространяющийся высокотемпературный синтез, SPS-метод сочетает в себе кратковременность процесса спекания и возможность сохранения мелкозернистой структуры материала. Экспериментально установлено, что SPS-технология является эффективным способом получения плотных заготовок с высоким комплексом механических свойств из различных материалов, в том числе интерметаллидов.

Для синтеза интерметаллида Ni_3Al использовали порошки никеля марки ПНК УТЗ (99,85% Ni) и алюминия марки ПА-4 (98% Al) со средним размером частиц 10 мкм и 60 мкм соответственно. Механическую активацию порошковых смесей проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в атмосфере аргона в течение трех минут. Ускорение шаров составляло 40 g. Спекание порошковых смесей проводили на установке Labox-1575 при температуре 1100 °С. Давление прессования было равным 40 МПа, время выдержки - 5 мин. Нагрев осуществляли со скоростью 100 °С/мин.

Структурные исследования проводили с использованием оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Observer Z1m. Для определения фазового состава спеченных образцов использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA. Дифракционные картины регистрировали с шагом $\Delta 2\theta$ и временем накопления 10 с на одну точку. Микротвердость спеченных образцов определяли на приборе Wolpert Group 402MVD. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,49 Н. В качестве основных показателей прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе. Механические испытания выполняли при комнатной температуре на машине Instron 3369, скорость перемещения траверсы составляла 0,5 мм/мин.

Методами рентгенофазового анализа в образце, полученном по технологии искрового плазменного спекания механически активированной в течение трех минут смеси порошков никеля и алюминия зафиксирована одна фаза - интерметаллид Ni_3Al . При реализации отмеченных выше режимов спекания микроструктура полученных материалов по всему объему является однородной. В структуре образцов отсутствуют макротрещины. Относительная плотность спеченных материалов составляет ~ 97 % (теоретическое значение плотности Ni_3Al – 7,5 г/см³).

Такие значения плотности являются достаточными для достижения высоких прочностных свойств.

Микротвердость спеченного образца составляет 6100 МПа, что значительно превышает значение микротвердости алюминид никеля, полученного методами литья, горячей экструзии и прессования (3300 – 3600 МПа). Высокий уровень микротвердости может быть обусловлен малым размером зерна алюминид никеля. Предел прочности при изгибе спеченной заготовки достигает 790 МПа.

Полученные результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о том, что путем совмещения двух процессов – механической активации смеси порошков никеля и алюминия и их последующего электроискрового плазменного спекания можно получать плотные материалы с высоким комплексом механических свойств по сравнению с алюминидом никеля, полученным традиционными методами.

ТЕРМОДИФфуЗИЯ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА НАПРЯЖЕНИЯ В ПЛАСТИНЕ С ПОКРЫТИЕМ В ОКРЕСТНОСТИ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ

Чепак-Гизбрехт М.В.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
mv2016@mail.ru*

Материалы с покрытиями находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Получение покрытий с применением современных методов связано с изменением состава и свойств поверхностного слоя подложки вследствие термоактивированных процессов. Высокие скорости нагрева, характерные для лазерной, электронно-лучевой технологий приводят к проявлению термодиффузии. Обычно этим эффектом пренебрегают, если нагрев проходит в условиях, близких к стационарным. В случае, когда условия нагрева далеки от стационарных, а материалы обладают различными свойствами, вклад термодиффузии может быть существенным. Этот эффект хорошо известен для газовых смесей и коллоидных растворов. Применительно к твердым телам, термодиффузия наблюдается, например, при эпитаксии. В последнем случае градиент температуры способствует проникновению нежелательной примеси. Применительно к высокоскоростному нагреву материалов с покрытиями проявление этого эффекта оценить однозначно затруднительно. Для выявления условий, в которых термодиффузия оказывает существенное влияние на массоперенос в материале с покрытием при кратковременном нагреве, помощь может оказать математическое моделирование.

Математическая модель включает уравнения теплопроводности и диффузии для покрытия и подложки и следующие граничные условия: на

границе покрытия с окружающей средой задан тепловой поток, сток вещества отсутствует; на границе покрытия и подложки имеет место идеальный контакт; вдали от зон прогрева и диффузии источники и стоки тепла и массы отсутствуют. В начальный момент времени температура и состав слоев известны. В случае, когда теплофизические параметры можно считать постоянными, задача линеаризуется и удается получить точное аналитическое решение с помощью операционного метода. Анализ тепло-диффузионной задачи показал, что в случае, когда термодиффузия проявляется ярко, происходит накопление (или обеднение) одного из элементов вблизи границы (образуется экстремум).

Неоднородности полей температуры и концентрации способствуют появлению термодиффузионных напряжений вблизи границы переходной зоны между покрытием и подложкой. Исследовать роль термодиффузии в формировании полей напряжений и деформаций в диффузионной зоне можно, не прибегая к сложным математическим моделям. Обобщая соотношения теории термоупругости, можно записать соотношения между компонентами напряжений и деформаций, которые зависят от температуры и концентрации. В случае, когда образец представляет собой тело канонической формы, решения задач о механическом равновесии известны. Их можно применить и для нашей задачи, обобщив на случай двухслойной пластины с термодиффузией или на образцы других форм.

Полученное аналитическое решение позволяет: определить ширину зон прогрева и диффузии, оценить условия, при которых влияние термодиффузии необходимо учитывать, оценить величину и знак термодиффузионных напряжений в пластине с покрытием.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках реализации государственного задания Минобрнауки России на 2014÷2016 годы, № НИР – 11.815.2014/К.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С ДОБАВКАМИ КОРУНДА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Витязь П.А.¹, Хейфец М.Л.¹, Ильющенко А.Ф.²,

Сенють В.Т.², Черняк И.Н.², Колмаков А.Г.³

¹Президиум НАН Беларуси, Минск, Беларусь,

²ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск, Беларусь,

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
mlk-z@mail.ru, nil23niipm@tut.by, kolmakov@imet.ac.ru

Разработка сплавов на основе алюминия с мелкозернистой структурой, характеризующихся высоким уровнем физико-механических и эксплуатационных свойств, сегодня является актуальной задачей. В основном для этих целей используют примесное модифицирование, ускоренное затвердевание и инвертирование микроструктуры заготовок,

позволяющие увеличить механические и эксплуатационные свойства отливок не только из первичных, но и из более дешевых вторичных сплавов.

Добавки микро- и наноструктурных тугоплавких частиц в качестве примесных модификаторов позволяют эффективно изменять структуру алюминиевых сплавов, способствует ее измельчению и повышению механических и триботехнических характеристик алюмоматричных композиционных материалов (КМ). С другой стороны, условия, в которых происходит формирование композита, оказывают существенное влияние на структуру и свойства как матрицы, так и керамического наполнителя.

Целью работы было изучение о влияния добавок субмикророшка корунда Al_2O_3 и высокого давления на структуру синтезируемого алюмоматричного композиционного материала.

В качестве основы сплава исходных материалов использовали технический порошок алюминия ПА-4 ГОСТ 6058-73, в который добавляли наполнитель - порошок оксида алюминия дисперсностью менее 1 мкм. Для повышения химического сродства к алюминиевой матрице было выполнено предварительное химико-термическое модифицирование корунда, заключающееся в его высокотемпературном отжиге при температуре 950 °С в среде галогенидов алюминия. Термобарическую обработку реакционных шихт осуществляли в специальных контейнерах из литографского камня в аппарате высокого давления при статическом давлении 1,5 ГПа и температурах 800 и 1100 °С в течение 30 с. Нагрев образцов осуществляли путем прямого пропускания электрического тока через шихту, находящуюся в условиях квазигидростатического сжатия. Модифицированный наполнитель вводили в порошок алюминия в количестве 5 и 1,5 мас. %, затем в течение двух часов производили перемешивание шихты в баночном смесителе.

В результате структурных исследований образцов было установлено, что с увеличением температуры спекания наблюдается более равномерное распределение модификатора в алюминиевой матрице. С ростом температуры также было отмечено увеличение значений микротвердости КМ в среднем на 10 % для образцов, полученных с добавкой 5 мас. % модификатора. Для концентрации модификатора 1,5 мас. % микротвердость КМ с увеличением температуры спекания снижается, что может быть связано с ростом зерен алюминия.

Полученные КМ алюминий – корунд могут быть использованы как мелкокристаллические модификаторы, мелкокристаллические лигатуры или мелкокристаллические переплавы для модифицирования алюминиевых сплавов (силуминов).

Исследования поддержаны грантом РФФИ 14-08-90011 и БРФФИ Т14Р-198.

**ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ ПРИ
ТЕРМОУПРУГОМ γ - α' МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В
МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА
ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА**

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Куц О.А.,
Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Платонова Ю.Н.,
Поклонов В.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А.

*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,
kireeva@spti.tsu.ru*

На монокристаллах высокопрочных неупорядоченных сплавов на основе железа Fe-28%Ni-17%Co-11.5%Al-2.5%X (X=Ta, Nb, Nb+V, Ti, Ti+Nb+Ta) исследовано влияние химического состава дисперсных частиц γ' -фазы, атомно упорядоченной по типу $L1_2$, на развитие термоупругих мартенситных переходов (МП) под нагрузкой из высокотемпературной ГЦК(γ)-фазы в тетрагональный ОЦТ(α')-мартенсит. Показано, что термоупругие γ - α' МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой с эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичностью (СЭ) в сплавах на основе железа имеют место не зависимо от их химического состава при размере частиц d от 2 нм до 12 нм и объемной доли f от 15% до 20%.

Установлены общие закономерности зависимости величины ЭПФ и СЭ, термического и механического гистерезиса от размера частиц, их состава на примере кристаллов, ориентированных вдоль [001] направления, при деформации растяжением. Показано, что в исследованных монокристаллах сплавов на основе железа: 1) зависимость напряжений для начала МП описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса; 2) температурный интервал СЭ достигает 150-200 К и СЭ наблюдается при температурах от 77К до 373 К; 3) величина ЭПФ и СЭ зависит от размера и состава частиц при деформации растяжением и максимальная величина их от 8 до 15% наблюдается при размере частиц $d=2$ нм; 4) механический и термический гистерезис под нагрузкой так же определяется размером частиц, их химическим составом и температурой испытания.

Высокий уровень прочностных свойств высокотемпературной фазы, который определяется размером и химическим составом частиц γ' -фазы, является необходимым условием для термоупругого характера γ - α' МП под нагрузкой, малых значений термического и механического гистерезиса, большого температурного интервала сверхэластичности.

На основе полученных экспериментальных данных выяснена физическая причина, обеспечивающая кристаллографическую обратимость деформации в неупорядоченных сплавах на основе железа, связанная с возникновением обратных дальнедействующих напряжений, которые

направлены в противоположную сторону мартенситному сдвигу, имеющему место при прямом переходе и способствующие обратному переходу.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-29-00012

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА**

Швец К.С.¹, Халикова Г.Р.², Корзникова Е.А.², Трифонов В.Г.²

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия,

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

karinashvetz@yandex.ru, gulnara.r.khalikova@gmail.com,

elena.a.korznikova@gmail.com, vadimt@anrb.ru

Вырезанные из жидкоштампованной заготовки диски диаметром 8 мм и утоненные до толщины 0,45 мм подвергали интенсивной пластической деформации (ИПД) при комнатной температуре кручением на 5 оборотов под давлением 4 ГПа. Истинная логарифмическая деформация равнялась $\epsilon=6$. Затем деформированные образцы отжигали в печи при температурах 300, 400 и 500°C в течение 5 минут. Исследовали влияние ИПД и последующего отжига на структуру и микротвердость сплава. Оценку структурных характеристик исследуемого сплава и его микротвердости проводили на середине радиуса образца.

При ИПД имело место разрушение и частичное растворение первичных фаз кремния и интерметаллидных частиц в алюминиевой матрице. При этом объемная доля частиц кремния уменьшалась с $14\pm 1\%$ до $10\pm 1\%$ и интерметаллидных фаз с $11\pm 1\%$ до $7\pm 1\%$, средняя их площадь снижалась с $2,9\pm 0,1$ мкм² до $1,6\pm 0,1$ мкм² и с 53 ± 7 мкм² до $0,9\pm 0,2$ мкм², соответственно. Кроме того, при ИПД формировалась сильно фрагментированная наноструктура со средним размером отдельных фрагментов $\sim 50...250$ нм. Такие структурные изменения в деформированном сплаве привели к повышению значений микротвердости со 150 HV (для исходного жидкоштампованного состояния) до ~ 230 HV.

Последующий высокотемпературный отжиг привел к распаду деформационно-пересыщенного алюминиевого твердого раствора с выделением частиц вторых фаз: глобулярного кремния и упрочняющей интерметаллидной фазы, меняющей морфологию от глобулярной при температуре 300°C до стержнеобразной – при 500°C.

С ростом температуры отжига с 300 до 500°C объемная доля частиц кремния увеличивалась и достигала уровня исходного жидкоштампованного состояния. При этом средняя площадь частиц увеличивалась с $0,53\pm 0,03$ мкм² до $1,07\pm 0,05$ мкм². Повышение температуры отжига привело к уменьшению объемной доли

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

интерметаллидных фаз с $10 \pm 1\%$ до $8 \pm 1\%$ при одновременном росте средней их площади с $(5,2 \pm 0,4) \times 10^{-3}$ мкм² до $(18 \pm 0,5) \times 10^{-3}$ мкм².

Зарождение и рост частиц вторых фаз в деформированном сплаве при отжиге обусловлены ускоренным распадом пересыщенного твердого раствора (являющегося результатом пластической деформации) за счет повышенной концентрацией вакансий, увеличивающей коэффициент диффузии, и наличием дислокационных скоплений, вызывающих восходящую диффузию и образование концентрационных неоднородностей.

Одновременно с распадом пересыщенного твердого раствора протекают процессы возврата и рекристаллизации фрагментированной наноструктуры. С повышением температуры отжига средний размер зерен увеличивался с $0,38 \pm 0,06$ мкм до $1,65 \pm 0,18$ мкм.

Описанные выше структурные изменения, имевшие место при отжиге деформированного сплава, привели к снижению микротвердости до ~ 130 HV.

Обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций сплава АК21 в процессе ИПД и последующего отжига, а также их связь с микротвердостью.

РАСЧЕТ ВРЕМЕНИ РАСПЛАВЛЕНИЯ ЧАСТИЦЫ КВАРЦА В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИЛИКАТНОМ РАСПЛАВЕ С УЧЕТОМ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ

Власов В.А., Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К.,
Волокитин О.Г., Шеховцов В.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
vgg-tomsk@mail.ru, nks2003@mail.ru, volokitin_oleg@mail.ru, shehovcov2010@yandex.ru*

В работе произведен расчет времени расплавления частицы кварца при попадании ее в высокотемпературный силикатный расплав. Определена зависимость времени плавления от радиуса частицы с учетом зависимости коэффициента теплообмена от радиуса твердой части частицы на этапе плавления и с учетом фазовых переходов. При нагреве исходная форма кремнезема, α – кварц, претерпевает фазовые превращения, которые в общем виде определяются тремя стадиями: $\alpha_{\text{кварц}} \xrightarrow{T=573^\circ\text{C}} \beta_{\text{кварц}} \xrightarrow{T=1050^\circ\text{C}} \beta_{\text{кристобалит}}$. При переходе из одной фазы в другую меняется плотность ρ_{ch} и удельная теплоемкость c_{ch} вещества. Так как диоксид кремния имеет кристаллическую структуру, то итоговая фаза β -кристобалит при нагреве плавится, температура плавления $T_{pl} = 1713^\circ\text{C}$ [1].

Через плазмотрон со стационарной объемной скоростью протекает плазмообразующий газ. Газ на первом этапе прогревает частицы до

температуры плавления, а после расплавления нагревает получившийся расплав до стационарной температуры.

В начале работы установки генерируется высококонцентрированный поток низкотемпературной плазмы, внутрь которого, вводится частица кварца [2]. Температура плазменного потока равна $T_{sr} = T_{plaz} = 3000$ °С.

Для решения поставленной задачи была составлена программа ЭВМ. Погрешность расчета определяли через сравнение времени нагрева, определенного аналитически и численно, и времени завершения плавления частицы, рассчитанного и определенного численно. Максимальная погрешность полученных результатов составила 0.01%.

Таблица 1. Зависимость времени плавления от радиуса частицы с учетом зависимости коэффициента теплообмена от радиуса твердой (кристаллической) части частицы на этапе плавления и с учетом фазовых переходов

$r_{ch,0}, \text{ м}$	10^{-6}	$2 \cdot 10^{-6}$	10^{-5}	$2 \cdot 10^{-5}$	10^{-4}	$2 \cdot 10^{-4}$	10^{-3}
$t, \text{ сек}$	$2.6 \cdot 10^{-6}$	10^{-5}	$2.6 \cdot 10^{-4}$	10^{-3}	$2.6 \cdot 10^{-2}$	0.1	2.61

Согласно результатам расчетов фазовые переходы в системе приводят к увеличению времени плавления частиц.

Из расчетов были получены зависимости времени, необходимого для полного расплавления частицы от ее размера. Расчеты показывают, что частицы размером 2 мм (радиусом 1 мм) полностью расплавляются за время 2,61 с, частицы размером 0,4 мм расплавляются за 0,1 с. Учет фазовых превращений, которые происходят в кремнеземе при его нагреве до температуры плавления – важен. Их не учет в расчетах приводит к занижению времени прогрева и расплавления на 30 %.

Литература:

1. Айлер Р. Химия кремнезема, Москва: Мир, 1982.
2. Volokitin O.G., Volokitin G.G., Skripnikova N.K., Shekhovtsov V.V. Definition of nanostructural characteristics melting product of quartz sand. International conference on physical mesomechanics of multilevel systems 2014. AIP Publishing LLC. Vol. 1623, Pp 655-658.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ NiTi ПОСЛЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ta

Гирсова С.Л.¹, Шмидт Е.Ю.², Полетика Т.М.¹,
Мейснер С.Н.^{1,2}, Мейснер Л.Л.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

girs@ispms.tsc.ru

Сплавы NiTi нашли широкое применение в медицине для изготовления имплантатов. С целью сохранения уникальных механических свойств и повышения функциональных свойств NiTi создают протективные слои на поверхности, в том числе, путем ионно-плазменной обработки. Целью

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

работы является изучение на микро- и наноуровнях структуры поверхностных слоев NiTi после модификации пучками ионов Ta.

Исследовали сплав состава Ni_{50,5}Ti_{49,5} со структурой B2. Ионно-плазменную обработку проводили на установке «ДИАНА-3» с применением импульсных однокомпонентных пучков с флюенсом $D = 6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Исследования микроструктуры поверхности проводили на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Образцы для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) готовили в поперечном сечении (*cross-section samples*) на установке EM 09100IS (JEOL). Использовали микроскоп JEM 2100 (JEOL) при 200 КэВ. Послойный элементный анализ поверхности образцов проводили методом Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) на спектрометре «Шхуна-2» (НИТПУ).

Согласно данным ОЭС на поверхности присутствует оксидный слой, обогащенный O и Ti, толщиной до 30 нм. Профиль распределения Ta смещен на глубину оксидного слоя, а его максимальная концентрация (до 15 ат. %) локализована на расстоянии 50 - 60 нм от поверхности. Глубина смещения концентрационного профиля Ni в результате обеднения данным элементом поверхности составляет 60 нм. В целом толщина модифицированного слоя NiTi составляет примерно 100 нм.

Исследование структуры поверхностных слоев NiTi методом ПЭМ показало (рис. 1), что формируется обособленный модифицированный слой, в котором можно выделить как минимум два основных подслоя: поверхностный оксидный слой; аморфный ионно-модифицированный слой (рис. 1). Оксидный слой имеет толщину 20-25 нм. Микродифракция области «г» (включает аморфный слой) свидетельствует о выделении преимущественно наноксидов TiO₂ в модификациях бруксид и рутил.

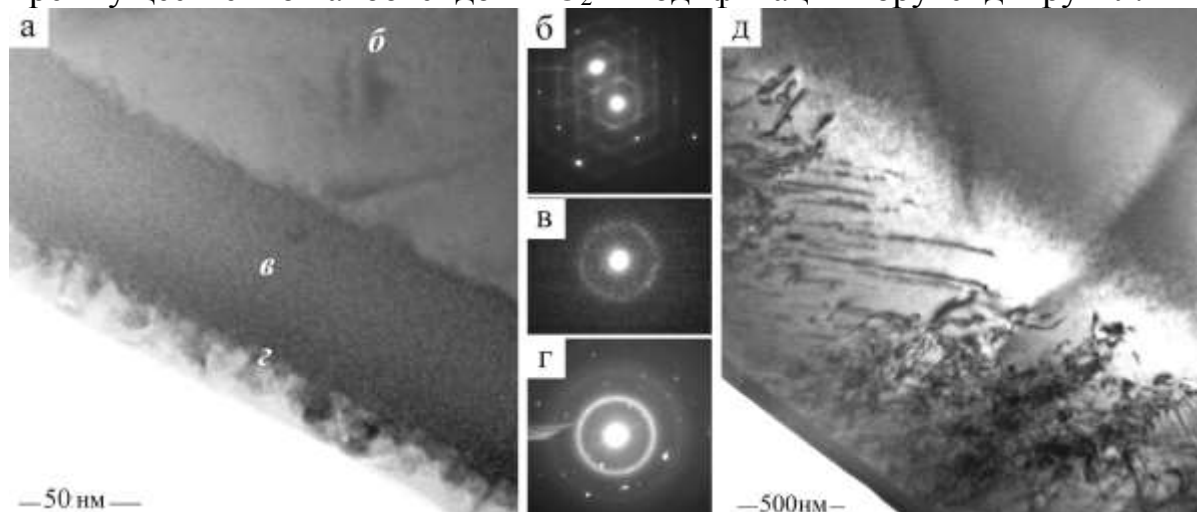


Рис.1. Поверхностные слои NiTi после имплантации Ta: а) - светлопольное изображение поверхностных слоев; б) - микродифракция приповерхностного слоя (область б); в) - нанодифракция аморфного ионно-модифицированного слоя (область в); г) - микродифракция оксидного слоя и частично аморфного слоя (область г); д) – приповерхностный дефектный слой.

Под оксидным слоем расположен выраженный аморфный слой толщиной до 80 нм (рис. 1а), который в режиме нанодифракции

характеризует широкое диффузное гало соответствующее отражению $\{110\}$ В2 (рис. 1в) с множеством слабых и «размытых» рефлексов, свидетельствующих об искажениях аморфной структуры. Отмечается неоднородность сорбционного контраста внутри аморфного слоя (рис. 1а), что позволяет выделить темный слой толщиной 30 - 40 нм, в котором локализован наиболее тяжелый элемент Та. Пограничный дефектный подслой (рис. 2а) характеризуется высокой плотностью дислокационных петель.

Эффект дальнего действия, наблюдаемый в приповерхностном слое NiTi после ионной имплантации Та на глубину 2 - 5 мкм, проявляется в генерации дислокаций, дислокационных петель, дислокационных скоплений, формировании сетчатой субструктуры (рис. 1д).

Таким образом, неоднородное распределение элементов по глубине поверхностного слоя, сопровождается формированием ряда подслоев с различной структурой. Так, до глубины порядка 20 нм от поверхности образуется оксидный слой, содержащий кристаллические оксиды титана. Далее на глубину до 100 нм – аморфный слой, в котором локализован Та. Максимальная концентрация Та наблюдается на глубине 50 - 60 нм от облученной поверхности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-13-00023)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ Al-МУНТ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шутилов Р.А.¹, Кузнецов В.Л.^{1,2,3}

¹*Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия,*

²*Новосибирский государственный университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
roshut@mail.ru*

Композитные материалы на основе матриц из металлического алюминия, допированного многослойными углеродными нанотрубками (МУНТ), являются перспективными по сравнению с традиционно используемыми алюминиевыми сплавами, поскольку основные их достоинства – высокая прочность наряду с малым удельным весом, высокой тепло- и электропроводностью, высокой коррозионной устойчивостью обеспечивают их широкое применение в различных областях промышленности и машиностроения. Синтез композитов Al-МУНТ является непростой задачей, поскольку из-за низкой смачиваемости поверхности углеродных нанотрубок алюминием, возникает возможность реакционной коррозии (образование карбидов) в процессе термообработки, и расслоение компонентов в процессе синтеза. Это значительно ухудшает физико-механические свойства Al-МУНТ

1. Научные основы разработки материалов с многоуровневой иерархической структурой

композитных материалов. Следовательно, исследование стабильности Al-МУНТ композитных материалов в процессе термообработки является актуальным.

В связи с этим, цель данной работы является – исследование стабильности микроструктуры Al-МУНТ композитного материала (содержание МУНТ – 5 вес.%) при термообработке в инертной среде.

Микроструктуру Al-МУНТ композитных материалов изучали (in situ) методом рентгеновской дифрактометрии на синхротронном излучении. Рентгенограммы получены с использованием широкоугольного детектора (OD-3M), захватывающим диапазон углов 30 градусов. Контролировали возможность образования карбида алюминия в диапазоне изменения температур от комнатной до 740 °С.

Показано, что диаметр МУНТ оказывает существенное влияние на величину микронапряжений в структуре композита Al-МУНТ при термообработке. В композите содержащим 5% МУНТ со средним диаметром $d = 10$ нм, величина микронапряжений в структуре остается практически неизменной вплоть до 500°С. Для композита, полученного с применением МУНТ с $d = 20$ нм, релаксация микронапряжений в структуре наблюдается уже при температуре прокаливания 150°С.

Установлено, что в исследуемых Al-МУНТ композитах при прогреве свыше 530 °С происходит изменение микроструктуры, обусловленное образованием карбида алюминия в интервале температур 530-600 °С, что позволяет предположить более сильное влияние на микроструктуру МУНТ со средним диаметром $d = 10$ нм в сравнении с МУНТ большего диаметра.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ТОНКОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ГРАДИЕНТНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ZrO_2

Шутилова Е.С.¹, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
kalatures@mail.ru

Особый интерес возник в последнее время к системам $ZrO_2-Me_xO_y$. Появились работы посвященные исследованию закономерностей формирования структуры таких материалов при термообработке, так в частности, система $ZrO_2(MgO)$, отличается высокими значениями прочности и вязкости разрушения, обусловленными превращением метастабильной высокотемпературной тетрагональной модификации диоксида циркония в стабильную моноклинную модификацию диоксида циркония под действием приложенных напряжений.

Цель данной работы – исследовать фазовый состав, параметры тонкой кристаллической структуры и микроструктуру созданных материалов на

основе твердых растворов $ZrO_2(MgO)$ с разной концентрацией растворенного компонента.

Материалом для исследования служила керамика из диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом магния, полученная из нанокристаллических порошков твердых растворов $ZrO_2 - MgO$ с концентрацией растворенного компонента 8.6 мольн.%, 13.9 мольн. %, 25.4, 35.1 и 43.3 мольн. % MgO .

Проведенные исследования фазового состава и параметров кристаллической структуры на поверхности и по мере углубления в объем керамических материалов на основе кубических твердых растворов переменного состава ZrO_2-MgO показали, что в керамиках заэвтектоидных составов происходило увеличение доли низкотемпературной моноклинной модификации диоксида циркония по мере удаления от поверхности образцов, что вероятно обусловлено расстабилизацией пересыщенных твердых растворов ZrO_2-MgO за счет увеличения доли вышедшего из твердого раствора ZrO_2-MgO оксида магния. На рентгеновских дифрактограммах керамик заэвтектоидных составов помимо рефлексов высокотемпературной и низкотемпературной модификаций ZrO_2 присутствовали дифракционные максимумы, принадлежащие MgO , что свидетельствует о не полном растворении оксида магния в твердом растворе ZrO_2-MgO . На рентгенограммах керамик доэвтектоидного и заэвтектоидного составов присутствовали рефлексы, принадлежащие цирконату магния $Mg_2Zr_5O_{12}$. Керамики заэвтектоидных составов неоднородны по размеру структурных элементов: зерен, кристаллитов. С удалением от поверхности в объём образцов, а также с изменением соотношения компонентов в системе ZrO_2-MgO наблюдалось уменьшение размеров кристаллитов кубической модификации диоксида циркония. Можно предположить, что на уменьшение размеров кристаллитов кубического ZrO_2 оказывают влияние два фактора: первый - увеличение доли низкотемпературной моноклинной модификации диоксида циркония, которое приводит к дроблению кристаллитов кубической фазы диоксида циркония; второй - увеличение доли чистого оксида магния.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Соглашение № 14-08-31087\15 мол_a).

Секция 2. Методология физической
мезомеханики материалов
с иерархической структурой

**EFFECT OF PARAMETERS OF INCLUSIONS ON EFFECTIVE
PROPERTIES OF MATERIALS IN TERM OF MICROMECHANICS**

Anisimova M.A.¹, Sevostianov I.², Knyazeva A.G.^{1,3}

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

²*Department of Mechanical and Aerospace Engineering, New Mexico State University, USA,*

³*Institute of Strength Physic and Materials Science, Tomsk, Russia*

anisimova_mawa@mail.ru, igor@saratoga.nmsu.edu, anna-knyazeva@mail.ru

Currently, more and more composite materials with diamond filler are developed. The main technological problem to using of composites is the large residual stresses which arise due to the misfit in volume changes between the matrix and inclusions. Hence, in the most cases, the contact between the particle and the matrix is imperfect and its effect has to be taken into account.

The present work focuses on the development of a micromechanical model that allows one to calculate effective properties of a heterogeneous material containing spherical inhomogeneities with the imperfect contact between the phases.

In the paper we identify the microstructural parameters that quantify contribution of inhomogeneities on the overall properties of a material. Then we consider effect of interphase zone that usually formed between the matrix and inhomogeneities. For this goal, we identify an equivalent homogeneous inclusion that, being placed in the matrix would produce the same contribution to the overall properties and then consider the composite with equivalent homogeneous inclusions. We restrict ourselves by isotropic case when both constituents of the composite are isotropic and all the inhomogeneities are of spherical shape.

The approach for proper quantitative characterization of microstructure from the point of view of contribution tensor of inhomogeneity is developed. This tensor identifies the general proper microstructural parameter for effective properties of a heterogeneous material.

The main requirement to the proper microstructural parameters is that they should represent the individual inhomogeneities in accordance with their contributions to the physical property considered – otherwise, the property cannot be uniquely expressed in their terms.

The effective properties are calculated using Maxwell's homogenization scheme.

Thus, for nanoparticles surrounded by interphase layers with graded properties, the effect of the latter can be substantial. This due to the fact that, although the absolute thickness of the interphase zone may be very small, its relative thickness may be substantial, if the inclusions have nanoscale sizes. It appears that of various interphase parameters, the thickness is identified as the parameter of dominant importance. Other parameters, such as the exact variation of the diffusion coefficient across thickness, are still less important.

**РАЗВИТИЕ МНОГОУРОВНЕВОГО ПОДХОДА УЧЕТА ГРАНИЦ
РАЗДЕЛА ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА
ИНТЕРФЕЙСНО-КОНТРОЛИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Астафуров С.В.^{1,2}, Шилько Е.В.^{1,2}, Димаки А.В.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

svastafurov@gmail.com

В настоящее время создание современных материалов во многом основывается на результатах теоретических исследований, проводимых с использованием компьютерного моделирования. Это обуславливает необходимость создания современных методов многоуровневого моделирования деформирования и разрушения материалов. Вне зависимости от выбранного подхода к моделированию, развиваемые многоуровневые модели должны учитывать влияние на механический отклик материала деформационных механизмов пространственных и структурных масштабов, более низких по отношению к рассматриваемому. Таким образом, одним из главных требований, предъявляемых к многоуровневым моделям, является необходимость учета особенностей внутренней структуры и реологии структурных элементов на различных масштабах.

Основными элементами внутренней структуры многих материалов являются не только зерна и включения других фаз, но и границы раздела между ними. Деформационная способность таких границ играет важнейшую роль для широкого спектра материалов. При этом материалы, механические характеристики которых в значительной степени определяются поведением границ раздела можно отнести к классу так называемых интерфейсно-контролируемых материалов. При описании механического отклика таких материалов необходимо учитывать роль границ зерен и межфазных интерфейсов. Геометрические, физические и механические свойства таких границ зависят от характерного размера структурных элементов и способов производства материала. В частности, характерная толщина межзеренных границ не превышает нескольких нанометров. В то же время ширина межфазных границ в композиционных материалах может достигать нескольких микрометров. Такие широкие интерфейсы зачастую характеризуются наличием градиента внутренней структуры и механических свойств при переходе от одной фазы к другой.

В настоящей работе предлагается единый многоуровневый подход к моделированию интерфейсно-контролируемых материалов, основанный на концепции дискретного представления среды. В рамках данного подхода развит математический формализм метода дискретных элементов, заключающийся в записи соотношений для сил межэлементного взаимодействия в многочастичной форме. Предложенный подход позволяет использовать различные определяющие соотношения для

моделирования механического отклика материала, включая, различные критерии разрушения. Таким образом, развитый подход может быть использован для исследования механического отклика сложных гетерогенных материалов на различных масштабных уровнях.

В рамках развиваемого в работе единого многоуровневого подхода предложено несколько моделей учета границ раздела, которые могут быть условно отнесены к двум базовым концепциям. Первая из них представляет собой концепцию неявного учета интерфейсной зоны (без учета ее геометрических параметров и градиентов свойств). В данном случае основными параметрами, характеризующими границу раздела, являются ее прочностные свойства. Вторая модель позволяет явно учитывать интерфейс как отдельный структурный элемент. В рамках этой концепции спектр параметров интерфейсной зоны существенно расширяется. При этом определяющая роль принадлежит градиентам физических и механических свойств. Применение какой-либо из этих двух концепций при численном моделировании определяется отношением ширины границы к размеру дискретного элемента (K). При $K \ll 1$ адекватным является использование первого подхода. При $K \geq 1$ должен применяться второй подход. В случае $K < 1$, когда ширина интерфейса меньше размера дискретного элемента, но не может считаться бесконечно малой, могут быть использованы модели, учитывающие не только прочностные свойства границы, но и ее реологические характеристики посредством дополнительных внутренних параметров. В работе предложено несколько таких моделей, реализованных в рамках концепции неявного учета интерфейса.

Верификация развитого многоуровневого подхода осуществлена на примере широкого класса интерфейсно-контролируемых материалов, производимых различными методами порошковой металлургии. Полученные результаты компьютерного моделирования показывают, что межзеренные и межфазные границы вносят значительный вклад в механическое поведение и свойства интерфейсно-контролируемых материалов. При этом результаты моделирования хорошо согласуются с доступными экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (проект № 14-19-00718).

МНОГОМАСШТАБНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИК

Банникова И.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.

Институт Механики Сплошных Сред УрО РАН, Пермь, Россия

Работа посвящена изучению многомасштабных закономерностей зарождения и развития трещин в полых цилиндрических образцах из керамики Al_2O_3 методом электровзрыва проводника в жидкости [1]. В

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

серии экспериментов варьировалась удельная энергия нагружения $w \sim 4 \div 23$ Дж/г [2,3] путем изменения емкости батареи накопительных конденсаторов и напряжения на ней [1]. Фрагменты разрушенной трубки квалифицировались на 2х (2D) и 3х-мерные (3D) объекты по соотношению характерных размеров d^* : 2D фрагменты с $d^* \geq d$, а 3D фрагменты – $d^* < d$, где d - толщина стенки трубки. В ходе исследования статистики распределения фрагментов установлено, что распределение 2D объектов по размерам (массе) описывается формулой $N(m) = B \cdot e^{-Am}$, а для 3D объектов подходит степенная функция $N(m) = B \cdot m^A$ [2,3], где $N(m)$ – количество фрагментов массы больше некоторой заданной. Точка излома на кривой распределения смещается в сторону меньших масштабов с увеличением удельной энергии w , а показатель степени A в законе, описывающем 3D фрагменты, не зависит от w . По результатам анализа фрагментов методом оптической микроскопии, установлено, что крупные (2D) фрагменты образовались вследствие зарождения и распространения магистральных трещин вдоль высоты образца в результате разрыва трубки в радиальном направлении. Это согласуется с моделью Мотта разрушения оболочек [4]. В то же время поверхность трещин имела развитый характер, что свидетельствует о распространении трещин со скоростями, достаточными для образования «микроветвей» [5], что приводит в дальнейшем к отделению фрагментов материала от поверхности разрушения, причём эти фрагменты имеют вид распределения по размерам, подобный распределению «микроветвей», образующихся при распространении магистральных трещин. При увеличении удельной энергии нагружения количество (а значит и площадь поверхности разрушения) трещин возрастает, что приводит к увеличению количества фрагментов со степенным законом распределения.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ (№15-08-08921 А, №14-01-96015р_урал_а, №13-08-96025р_урал_а, 14-01-96012р_урал_а, №14-01-00842 А)

Литература:

1. Банникова И.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. Поведение Глицерина в условиях электровзрывного нагружения // Сборник статей конференции "XIX Зимняя школа по механике сплошных сред". – Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2015. – С. 27-31.
2. Bannikova I., Uvarov S., Naimark O. Analysis of fragmentation statistics of alumina tubular specimens // AIP Publishing LLC. 2014. – Vol. 1623. – P. 59-62.
3. Bannikova I., Uvarov S, Davydova M., Naimark O. Study of ceramic tube fragmentation under shock wave loading // 20th ECF, Norway. – Proc. Materials Sc., 2014. – Vol. 3. – P. 592-597.
4. Mott N.F. Fragmentation of Shell Cases // Proc. Royal Soc. – 1947. – Vol. 189, no.1018. – P. 300-308.
5. Наймарк О.Б., Баранников В.А., Давыдова М.М., Плехов О.А., Уваров С.В. Динамическая стохастичность и скейлинг при распространении трещины // Письма в ЖТФ. – 2000. – Т. 26. – №6. – С. 67-77.

**ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ
В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ
НИКЕЛЯ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКЕ**

Панин В.Е.^{1,2}, Кузнецов П.В.^{1,2}, Почивалов Ю.И.¹,
Беляева И.В.¹, Рахматулина Т.В.¹, Шумакова Д.А.²

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
piv@ispms.tsc.ru

Повышение усталостных характеристик металлов после ультразвуковой финишной обработки (УФО) связано с формированием в поверхностных слоях субмикроструктурной структуры (СМК) с высокими диссипативными свойствами [1]. Для понимания механизмов диссипации энергии в металлах с модифицированными поверхностными слоями важную роль играет количественная характеристика образующейся СМК структуры.

Целью настоящей работы являлась количественная характеристика СМК структуры никеля в зависимости от глубины залегания от поверхности с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) [2].

Исходные образцы поликристалла никеля прокатывали, затем отжигали при 800°C в течении $T=1$ ч. в атмосфере аргона. Средний размер зерен поликристаллического никеля составлял ~ 8 мкм. Создание СМК структуры в поверхностных слоях образцов проводили методом УФО в двух режимах с мощностью 1) 300 и 2) 600 Вт. ЗСС никеля на различной глубине выявляли методом электрохимического травления путем послойного травливания модифицированных слоев. Контроль толщины слоя проводили путем взвешивания образцов и подбора времени выдержки в реактиве. Измерение распределения ЗСС по размерам и оценку относительной энергии (ОЭ) границ зерен (ГЗ) проводили с помощью сканирующего туннельного микроскопа SMM-2000 [2].

УФО поверхности приводит к образованию СМК структуры со средним размером элементов ~ 400 и ~ 800 нм после УФО в режиме 1 и 2, соответственно. С увеличением расстояния от поверхности наблюдается огрубление ЗСС, независимо от режима УФО: Средний размер зерна на глубине $l \sim 4-5$ мкм составляет $\sim 1,2$ мкм, а на глубине $l \sim 8-10$ мкм ~ 8 мкм.

Установлено, что УФО приводит к увеличению средней ОЭ границ ЗСС ($\gamma_{\text{ЗСС}} \sim 0,4$) и ее дисперсии по сравнению с аналогичными величинами для исходных образцов ($\gamma_{\text{ГЗ}} \sim 0,15$). О вкладе мало- и высокоугловых границ и степени неравновесности ГЗ судили по интервалу ОЭ ΔE , в котором величина интегральной функции (ИФ) ОЭ границ ЗСС растет от 10 до 90%. Для исходного образца ИФ растет в указанном интервале при $\Delta E \sim (0.05-0.3)\gamma$. После УФО в режиме 1 и 2 соответствующий рост ИФ происходит в интервалах $\Delta E > \sim (0.2-0.85)\gamma$ и $\Delta E \sim (0.3-0.75)\gamma$,

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

соответственно. Это свидетельствует о формировании в режиме 1 СМК структуры с малоугловыми и высокоугловыми неравновесными границами, дающими вклады в ИФ в области $\Delta E < \sim 0.2\gamma$, и $\Delta E > \sim 0.85\gamma$, соответственно. После УФО в режиме 2 интервал роста ИФ в заданных пределах становится меньше, что говорит о значительном уменьшении доли малоугловых и высокоугловых границ. Наблюдаемый эффект, вероятно, связан с процессом собирательной полигонизации при обработке поверхности никеля с большей мощностью УФО или динамической рекристаллизацией.

Выводы:

1) При УФО поликристаллического никеля с мощностью 300 Вт образуется более тонкая СМК структура, чем с мощностью 600 Вт, причем толщина измельченного слоя в обоих случаях сравнима со средним размером зерна исходных образцов.

2) Анализ ИФ распределений ОЭ ГЗ позволяет качественно судить о вкладе малоугловых и высокоугловых неравновесных ГЗ.

Литература:

1. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий: учебное пособие/ В.Е. Панин, В.П. Сергеев, А.В. Панин; Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во ТПУ. – 2010. – 254 с.

2. Кузнецов П.В., Санарова О.Г., Петракова И.В., Батулин А.А., Корзников А.В.. Влияние низкотемпературного отжига на структуру и механические свойства субмикроструктурного никеля// Перспективные материалы. – 2011. – № 12. – Спец. вып. – С. 267-272.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА УПРОЧНЕНИЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДВУХУРОВНЕВОЙ ФИЗИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Волегов П.С., Грибов Д.С., Селуков Д.Г.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
crocinc@mail.ru*

Прочность является одним из наиболее важных свойств материала: чем прочнее материал, тем при более высоких нагрузках его можно использовать. Под упрочнением на макроуровне обычно понимается явление повышения предела текучести материала. Физические причины, приводящие к упрочнению, весьма разнообразны: упрочнение связывают с взаимодействием дислокаций между собой, со скоплениями дислокаций, с разнообразными препятствиями. Корректное описание упрочнения является существенно важным механизмом описания пластической деформации, позволяя в численных экспериментах получать зависимости, соответствующие экспериментам; с другой стороны, именно в законах упрочнения заложено описание микроструктуры материала и закономерности ее эволюции.

Влияние среднего размера зерна поликристалла на предел текучести выражается известным законом Холла-Петча, устанавливающего зависимость предела текучести поликристаллического материала от среднего размера зерна. Если предположить, что главный вклад в неупругую деформацию вносит скольжение дислокаций, и учесть, что дислокации взаимодействуют с другими дефектами, в частности, границами зерен, то можно установить, каким образом размер зерна влияет на предел текучести. Дислокация при определенных условиях может проходить через границу зерна, но гораздо вероятнее ее торможение вблизи границы из-за изменения системы скольжения при переходе в другое зерно и скоплений других дефектов вблизи границы. С уменьшением размера зерна «пробег» дислокации сокращается, из-за этого для дальнейшей деформации требуется увеличение напряжения.

Целью работы является исследование явления зернограничного упрочнения с помощью двухуровневой математической модели неупругого деформирования поликристалла, а также исследование зависимости напряжений от деформаций и последующее изучение эволюции физико-механических свойств поликристалла.

Элемент макроуровня представляет собой представительный объем поликристалла, состоящий из некоторого заранее определенного количества элементов мезоуровня (кристаллитов), в качестве которых выступают монокристаллические зерна с ОЦК решеткой. В качестве определяющих соотношений на мезо- и макроуровне используется закон Гука в скоростной релаксационной форме. Основным механизмом неупругих деформаций на мезоуровне считаются сдвиги дислокаций по кристаллографическим системам скольжения при достижении в последних критических касательных напряжений. Для скоростей сдвига, в свою очередь, принимается классическое упруговязкопластическое соотношение Хатчинсона. Начальная ориентация каждого кристаллита задана случайным образом по равномерному закону, для описания ориентаций используются эйлеровы углы.

Упрочнение разделяется на «неориентированное» и «ориентированное». Первое описывает упрочнение независимо от направления деформирования (под это определение подпадают такие процессы, как образование пересечений дислокаций, жгутов, кос, барьеров Ломера – Коттрелла), и такое упрочнение приводит к увеличению критического напряжения сдвига сразу на многих системах скольжения (или на всех сразу). Второе связано с накоплением упругой энергии на «поджатых дислокациях» (на различных барьерах), эта энергия может (полностью или частично) высвободиться при «развороте» направления деформирования.

С использованием формализма конститутивных моделей с внутренними переменными и двухуровневой математической модели неупругого деформирования поликристаллов, основанной на

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

упруговязкопластической физической теории пластичности мезоуровня, получены как общий, так и частный вид законов упрочнения моно- и поликристалла, позволяющие описывать некоторые хорошо известные эффекты, такие как эффект Баушингера, образование и разрушение дислокационных барьеров, а также дополнительное упрочнение, возникающее в результате взаимодействия внутризеренных и зернограницных дислокаций, в котором явным образом учитывается размер зерна поликристалла. Полученные результаты моделирования находятся в хорошем согласовании с известными экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ № МК-4917.2015.1, РФФИ (грант №14-01-96008 р_урал_а).

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АГРЕГАТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДВУХУРОВНЕВЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ТЕОРИЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

Грибов Д.С., Волегов П.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия

В настоящее время все большее применение находят многоуровневые подходы для описания неупругого деформирования кристаллических материалов. Феноменологические модели, описывающие поведение материала на нижних масштабных уровнях на основе макромоделей, все активнее замещаются физическими моделями пластичности. Данный класс моделей описывает деформирование материалов с позиций явного физического рассмотрения протекающих на различных уровнях процессов, такой тип описания процессов неупругого деформирования видится наиболее обоснованным с позиций физики исследуемых процессов и более перспективным, чем феноменологические модели [1].

Целью данной работы являлась формулировка закона упрочнения, учитывающего взаимодействие дислокаций и образование барьеров, препятствующих скольжению дислокаций. В рамках работы использована двухуровневая упруговязкопластическая модель неупругого деформирования. Скорости деформаций разделяются на упругую и неупругую части, принята гипотеза Фойгта о связи переменных мезо- и макроуровня. Таким образом, воздействие с макроуровня переносится на мезоуровень кинематически. При этом считается, что основной вклад в неупругое деформирование элементов мезоуровня (монокристаллов) вносит движение дислокаций по кристаллографическим системам скольжения; в качестве определяющего соотношения используется закон Гука в скоростной релаксационной форме. Неупругая составляющая тензора скорости деформации определяется как сумма произведений ориентационных тензоров систем скольжения на скорость сдвигов по этим системам; для скоростей сдвига, в свою очередь, принимается

классическое упруговязкопластическое соотношение Хатчинсона. С мезоуровня на макроуровень путем осреднения переносятся тензор скорости пластических деформаций, тензор спина, тензор упругих свойств.

Закон упрочнения представляет собой совокупность членов, описывающих различные процессы, происходящие с дислокационной структурой при пластическом деформировании. Так, скольжение краевых дислокаций приводит к упрочнению за счет образования т.н. дислокаций леса, разупрочнение может происходить за счет аннигиляции дислокаций при реверсивном скольжении. Появление барьеров за счет реакций на расщепленных дислокациях ведет к серьезному дополнительному упрочнению материала при сложном нагружении, сопровождаемом развитой дислокационной кинематикой.

В рамках работы проведены численные эксперименты на сложное и простое циклическое деформирование модельного материала – технически чистой меди. Получены результаты, соответствующие известным экспериментальным данным по циклическому пропорциональному и непропорциональному нагружению. Отмечены выход на стационарную кривую «напряжение-деформация» при пропорциональном нагружении после двадцати циклов нагружения, дополнительное упрочнение, зависящее от степени непропорциональности нагружения, разупрочнение материала при последующем за непропорциональным деформированием пропорциональным.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 14-01-96008 р_урал_a), гранта Президента РФ №МК-4917.2015.1.

Литература:

1. Трусов П.В., Швейкин А.И., Нечаева Е.С., Волегов П.С. Многоуровневые модели неупругого деформирования материалов и их применение для описания эволюции внутренней структуры// Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15, №1. – С. 33-56.

СРАВНЕНИЕ РАСЧЕТНЫХ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ЗНАЧЕНИЙ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАПОЛНЕННОГО МАТЕРИАЛА

Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Люкшин Б.А.^{1,2}, Струков Ю.С.², Люкшин П.А.^{1,2},
Матолыгина Н.Ю.^{1,2}, Панин С.В.¹, Реутов А.И.¹

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

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
anohina@mail2000.ru

Проводится сравнительный анализ экспериментальных и расчетных значений коэффициента теплопроводности наполненного материала для проверки адекватности расчетной модели.

Экспериментальные значения получены на измерительной системе LFA 467 HyperFlash методом световой вспышки. Этот метод относится к

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

нестационарным методам и основам на динамике изменения температурного поля образца при воздействии на него тепловым импульсом.

В расчетах определяются расчетные значения коэффициента теплопроводности наполненного материала, когда известны теплофизические свойства отдельных фаз. Методом конечных элементов решается стационарная задача теплопроводности для представительного объема неоднородной среды с учетом заданных теплофизических характеристик материалов матрицы и включений. Определяется динамика распределения температуры в расчетной области и далее проходящее через эту область количество теплоты.

Коэффициент теплопроводности определяется из решения нестационарной задачи теплопроводности. Количество проходящего через материал тепла в нестационарной задаче должно быть равным количеству тепла, рассчитанное для эквивалентной однородной среды. Путем подстановки найденных значений в формулу закона теплопроводности Фурье для однородной среды определяется значение эффективного коэффициента теплопроводности соответствующей неоднородной среды.

Сравнительный анализ расчетных и экспериментальных значений коэффициента теплопроводности показал совпадения в пределах 5 %. Это позволяет использовать численный метод определения теплофизических величин и сократить число экспериментов.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ВЫСОКОДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В Nb И КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ Nb-Al ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И КОНСОЛИДАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

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

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия,

⁴Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия,

⁵Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

denisov_ki@mail.ru, ditenberg_i@mail.ru, tyuments@phys.tsu.ru,

korchag@solid.nsk.su, korznikov@imsp.da.ru

С применением методов просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование влияния температуры отжигов на особенности микроструктуры порошков Nb и смеси Nb+Al как после механической активации в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице, так и после последующей консолидации кручением под давлением при комнатной температуре. Изучены параметры зеренно-субзеренной структуры, характеристики упруго-напряженного состояния, особенности

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

элементного и фазового состава, а также микротвердость указанных выше материалов в зависимости от температуры отжига.

Как было показано в [1], в механическая активация изучаемых материалов приводит к формированию двухуровневых структурных состояний - субмикро- или нанозерен, разбитых малоугловыми границами на субзерна с высокими значениями упругой кривизны кристаллической решетки (десятки град/мкм в зернах Al, до (100-200) град/мкм в зернах Nb).

В настоящей работе установлено, что сформировавшиеся в процессе деформации высокодефектные двухуровневые наноструктурные состояния в Nb не претерпевают качественных изменений после отжига вплоть до температуры 600 °С. В алюминиевой фазе сформированные в процессе механической активации высокодефектные структурные состояния с размером зерна на уровне нескольких десятков нанометров сохраняются после отжига при температуре 500 °С. Повышение температуры отжига до 600 °С приводит к росту зерен алюминия до сотен нанометров.

Показана возможность проведения твердофазного синтеза интерметаллидов системы Nb-Al при температурах ниже температуры плавления алюминия в условиях глубокого деформационного перемешивания компонентов исходной смеси и увеличения коэффициентов диффузии за счет высокой плотности дефектов.

Установлено, что значительное снижение микротвердости ниобия происходит при температурах 700 °С и выше, что, по нашему мнению, связано с релаксацией двухуровневых структурных состояний и активизацией процесса первичной рекристаллизации. В композите Nb+Al снижения микротвердости при данных температурах не происходит вследствие дополнительного упрочнения материала нанокристаллическими фрагментами интерметаллических фаз.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-02-31317 мол_а и программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследование проведено на оборудовании Томского регионального центра коллективного пользования ТГУ.

Литература:

1. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Денисов К.И., Корчагин М.А. // Физическая мезомеханика. – 2011. – №. 6. – С. 53-62.

ЭФФЕКТЫ ИНТЕРФЕЙСА В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ИХ РОЛЬ В УСТАЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ

Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
elsukova@yandex.ru*

В физической мезомеханике твердое тело рассматривается как многоуровневая иерархически организованная система, состоящая из двух самостоятельных подсистем: 3D кристаллической и планарной

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

(поверхностные слои и все границы раздела). Планарная подсистема играет ведущую функциональную роль в пластической деформации: она не имеет трансляционной инвариантности, с ней связаны первичные пластические сдвиги и генерация всех деформационных дефектов. При нагружении поликристалла сопряжение ослабленного пластически деформируемого поверхностного слоя с упруго нагруженной подложкой неизбежно приводит к гофрированию их интерфейса с сильной кривизной его кристаллической структуры, что играет определяющую роль в развитии всего процесса деформации материала. В этой связи роль интерфейса между ослабленным поверхностным слоем и 3D кристаллической подложкой в пластической деформации твердых тел заслуживает особого внимания.

Учитывая, что в поликристалле геометрия интерфейса поверхностный слой – подложка строго не определена, в настоящей работе такой интерфейс формировали в двухслойных композитах (мягкая фольга Al A999 или Pb C000, имитирующая поверхностный слой, жестко закрепленная на прочной подложке технических Ti BT1-0 или Al A7) и в поверхностно наводороженном Ti. Это позволило наблюдать на фольгах высокочистых Al, Pb и в наводороженных поверхностных слоях Ti целый ряд ранее неизвестных эффектов, связанных с различной степенью кривизны интерфейса и, как следствие, кристаллической структуры поверхностного слоя.

Наиболее важным из них является каналированная экструзия в направлениях максимальных касательных напряжений (τ_{\max}) островков материала поверхностного слоя с сильно выраженной локальной кривизной кристаллической структуры, как проявление вязкого потока структурно-фазовых превращений. В зернах с более высокой степенью деформации наблюдается результат коалесценции этих островков с формированием периодических складчатых структур. При этом каждая складка состоит из плоских поперечных ламелей, толщина которых зависит от вида материала. Характерно, что все геометрические параметры складчатых структур хорошо коррелируют с энергией дефекта упаковки (э.д.у.) материала. Каналирование локальных структурных превращений и сопровождающие его эффекты интерпретируются как экспериментальное подтверждение периодического распределения растягивающих и сжимающих нормальных и касательных напряжений на интерфейсе «ослабленный поверхностный слой – кристаллическая подложка». Вязкое поведение поверхностного слоя со складчатой структурой может быть связано с атермическими вакансиями в зонах кривизны кристаллической структуры, предсказанными в теоретических работах В.Е. Панина, В.Е. Егорушкина, М.А. Гузева.

Каналирование потоков структурно-фазовых превращений приводит к реализации других, ранее неизвестных механизмов: множественного растрескивания окисной пленки на поверхности материала, развития

микропористости в зонах сильной кривизны поверхностного слоя. Важным является эффект фрагментации крупных складок поверхностного слоя и корреляция размеров ламелей в ряду Al, Pb, Ti-H₂ с э.д.у. материала. Фрагментация крупных складок с образованием поперечных ламелей структуры вызвана их изгибом.

По мере увеличения числа циклов нагружения увеличивается степень локальной кривизны кристаллической структуры в поверхностных слоях, что сопровождается расслоением материала.

Условное «разделение» поверхностного слоя и подложки в двухслойных композитах позволило исследовать эволюцию деформационных дефектов в фольге высокочистого Al, имитирующей поверхностный слой. Показано, что на начальной стадии деформации формируются только дислокационные линии кристаллографического скольжения. На развитых стадиях деформации кристаллическая структура фольги испытывает сильную кривизну, в которой развиваются shear bands с дискретной разориентировкой. Это позволяет квалифицировать shear bands как деформационный дефект, способный осуществлять пластическую деформацию материала с сильной кривизной кристаллической структуры, где дислокационные сдвиги невозможны.

Выявлены принципиальные различия механизмов пластической деформации, развивающейся на лицевой (свободной) и обратной (закрепленной) поверхностях фольг в процессе циклического нагружения. При большом числе циклов нагружения ($\sim 10^7$) на лицевой поверхности фольги выявлены сильно выраженные:

- рельеф в виде грубой полосовой структуры и длинноволновой модуляции криволинейного профиля поверхности;
- эффекты аномального массопереноса (спиральное распространение shear bands, высокая пористость, локальное «холодное» растворение материала, вязкая экструзия материала поверхностного слоя);
- некристаллографическая самоорганизация полос локализованной деформации в условиях интенсивной пластической деформации (ИПД).

На обратной стороне отклеенной фольги микропористость и аномальные эффекты массопереноса отсутствуют как следствие наличия здесь сжимающих напряжений. Формируется, как и на лицевой поверхности, но выражена в меньшей степени, грубая складчатая структура поверхностного слоя в пределах отдельных зерен.

Но наиболее ярким и характерным для обратной поверхности фольги являются зигзагообразные одиночные сдвиги недислокационной природы деформации – эффект распространения мезополос локализованной деформации по сопряженным направлениям τ_{\max} . Выделить этот механизм деформации поверхностного слоя на обратной стороне фольги удалось благодаря тому, что на него не наложились изменения деформационного рельефа, связанные с другими механизмами деформации, как это происходит на лицевой поверхности. Этот экспериментальный факт

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

позволяет сделать важное заключение: локализованная деформация и ее самоорганизация на мезомасштабном уровне контролируются максимальными касательными напряжениями и вызываемыми ими поворотными модами деформации.

На фоне интенсивного распространения зигзагообразных полос локализованной пластической деформации начинается развитие усталостных трещин, имеющих также зигзагообразную форму.

Исследованы характерные особенности вихревого пластического течения на мезоуровне в вершинах распространяющихся усталостных трещин. Показано, что трещина развивается как нелинейная волна деформации при повороте-изгибе-кручении прилежащих к ней участков материала. Впервые экспериментально доказано формирование в материале перед вершиной трещины локальной зоны гидростатического растяжения в виде трансляционно-ротационного мезовихря углубленного материала. Распространение трещины аккомодируется в окружающем материале вихревыми сдвигами и его многоуровневой фрагментацией. Через эту зону «разрыхленного» фрагментированного мезообъема затем распространяется трещина как поворотная мода деформации, релаксируя вихревое упругое поле в подложке, созданное при нагружении двухслойного образца. Учет эффектов кривизны кристаллической структуры в вершине трещины, где возникают атермические бифуркационные вакансии, исключает сингулярность уравнений распространения трещины в линейной механике разрушения.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ЭНДО И ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ В КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКАХ ZrO_2 - MgO ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Канаки А.В.¹, Буякова С.П.^{1,2}, Кульков С.Н.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
KanakiA@mail.ru*

В работе изучены изменения структуры и фазового состава плазмохимических керамических порошков ZrO_2 - X мол% MgO ($X=9,14,25,32,43$) после отжига в зависимости от количества вводимого стабилизатора (оксид магния), а так же определено наличие эндо и экзотермических реакций в ходе нагрева. Отжиг порошков всех составов проводился при температурах 700, 900, 1100, 1400°C в течение 1 часа. Исследования фазового состава и кристаллической структуры порошков осуществлялись на дифрактометре «ДРОН-3». Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) и термогравиметрический анализ (ТГ) проводились в температурном интервале от 30 до 1400°C в атмосфере аргона.

ТГ анализ показал, что потеря массы в ходе нагрева возрастала с увеличением содержания MgO. На всех термогравиметрических кривых присутствуют участки с интенсивным уменьшением веса порошковых проб. При 9 и 14 мол.% MgO интенсивная потеря массы наблюдается в интервале 55–420°C. При содержании в порошках более 25 мол.% MgO происходит разделение этого температурного интервала на два участка – 55–195 и 300–420°C, где потеря массы увеличивается с ростом содержания MgO. ДСК исследование показало, что с увеличением содержания MgO в порошках увеличивается суммарная теплота эндотермических реакций. Для порошков всех составов наблюдаются два эндотермических пика: первый пик наблюдается в температурном интервале 55–195°C, второй пик гораздо большей величины – в интервале 430–1400°C. При содержании оксида магния более 25 мол.%, в интервале 300–400°C появляется слабый третий пик. Положение пиков (55–195°C и 300–400°C) на ДСК кривых соответствует температурным интервалам интенсивной потери массы.

Проведённый рентгенофазовый анализ показал присутствие в порошках кубической (*c*-ZrO₂), тетрагональной (*t*-ZrO₂) и моноклинной (*m*-ZrO₂) модификаций ZrO₂. При 25 мол.% MgO на дифрактограммах были обнаружены пики, принадлежащие MgO с кубическим типом кристаллической решетки. Исследование параметра кристаллической решетки *c*-ZrO₂ показало, что при увеличении содержания MgO до 14 мол.% параметр кристаллической решетки уменьшается с 5.08704Å до 5.0809Å. При увеличении же содержания стабилизатора от 14 до 25 мол.% MgO наблюдается уменьшение параметра до 5,04 Å, что значительно меньше литературных данных (5.0577Å при 25 мол.% MgO).

Исследование отожженных порошков показало, что изменение кристаллической структуры ZrO₂ (*c*-ZrO₂→*t*-ZrO₂→*m*-ZrO₂) при отжиге непосредственно зависит от количества оксида магния в порошках. Отжиг при температуре 700°C влияния на соотношение фаз ZrO₂ не оказал. При температуре 900°C в образцах с содержанием MgO в количестве 9 и 14 мол.% наблюдается переход кубического ZrO₂ в моноклинный (*c*-ZrO₂→*t*-ZrO₂→*m*-ZrO₂). При увеличении содержания оксида магния наблюдается увеличение температурного интервала, в котором происходит рекристаллизация порошков системы ZrO₂-MgO. Отжиг порошков сопровождается выходом ионов оксида магния из кристаллической решетки ZrO₂, что характеризуется появлением на рентгенограммах (образцы с содержанием 9 и 14 мол.% MgO) дифракционных максимумов, принадлежащих MgO и увеличением относительной интенсивности дифракционных максимумов MgO в образцах с содержанием (25-42 мол.% MgO).

Полученные в ходе работы результаты позволили сделать вывод, что энергия, затрачиваемая на протекание эндотермических реакций, соответствует сформировавшейся иерархической структуре в керамических порошках.

МОДЕЛИ И МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ И ДВОЙНИКОВ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК НАНОКРИСТАЛЛАХ

Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Зольников К.П.^{1,2},
Корчуганов А.В.^{1,2}, Крыжевич Д.С.^{1,2}, Псахье С.Г.^{1,2,3,4}

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

²Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный Исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁴Сколковский институт науки и технологий, Сколково, Россия

litovchenko@spti.tsu.ru

Одним из механизмов деформации субмикро - и нанокристаллических материалов с ГЦК решеткой является механическое двойникование [1]. Механизмы двойникования в указанных материалах могут существенно отличаться от известных полусных механизмов в крупнокристаллических материалах. Важным результатом электронно-микроскопических исследований и компьютерного моделирования пластической деформации в нанокристаллах с ГЦК решеткой является реализаций начальных стадий деформации движением преимущественно частичных дислокаций Шокли [2].

В настоящей работе предложены модели образования дислокаций и двойников, способные объяснить особенности деформации ГЦК нанокристаллов. Для их обоснования проведено исследование атомных перестроек на стадии зарождения частичных дислокаций и двойников с использованием компьютерного моделирования методом молекулярной динамики. В основе модели лежат представления о том, что в высокопрочных нанокристаллических состояниях в условиях низкой дислокационной активности в полях высоких локальных напряжений возможна активизация коллективных мод их релаксации с участием механизма локальных обратимых (прямых плюс обратных) структурных превращений коллективного типа с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам [3]. В предложенной модели частичные дислокации Шокли и нанодвойники деформации зарождаются в процессе прямых плюс обратных ГЦК→ОЦК→ГЦК превращений, в которых обратные превращения происходят с сохранением направлений сдвига прямых превращений. В основе зарождения этих сдвигов лежат кооперативные тепловые колебания атомов плотноупакованных плоскостей кристаллической решетки.

Результаты компьютерного моделирования качественно согласуются с геометрической моделью. На фронте движения частичной дислокации $a/6 \langle 112 \rangle$ атомные ячейки могут перестраиваться в последовательности ГЦК→ОЦК→ГПУ структура. Знаки дисторсий, возникающих в атомных ячейках при таком переходе, совпадают со знаками соответствующих дисторсий в геометрической модели.

В рамках указанного выше механизма удастся объяснить: термофлуктуационный характер зарождения дефектов; новые механизмы механического двойникования; зарождение дислокаций в условиях высоких (превышающих теоретическую прочность) напряжений работы источника Франка – Рида; образование частичных дислокаций и механическое двойникование при пластической деформации нанокристаллических материалов с высокой энергией дефекта упаковки.

Литература:

1. Zhu Y.T., Liao X.Z., Wu X.L. Deformation twinning in nanocrystalline materials // Progress in Materials Science 57 (2012) 1–62.
2. Kumar K.S., Swygenhoven H. Van, Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // Acta Mater. 51 5743-5774 (2003).
3. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П., и др. // ФММ, 2003. - Т. 95. - № 2. - С. 86-95.

ВЛИЯНИЕ ДЕГРАДАЦИИ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТРИЦ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИЙ

Люкшин Б.А.^{1,2,3}, Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Король В.А.³, Реутов А.И.², Реутов Ю.А.¹

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

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

anohina@mail2000.ru, lba2008@yandex.ru

Полимерные материалы с течением времени заметно меняют свои деформационно-прочностные характеристики (стареют). Это объясняется протеканием в этих полимерах двух процессов. Первый из них связан с продолжающимися химическими процессами внутри полимера, которые протекают при обычных температурах с относительно небольшой скоростью, но в течение длительного времени могут сильно изменить структуру материала на уровне макромолекул и надмолекулярных образований. Второй связан с процессами деструкции материала под действием внешних факторов – солнечной радиации, температуры, агрессивной среды и т.д.

В настоящее время число композиционных материалов, созданных на полимерных матрицах, исчисляется десятками и сотнями тысяч. В то же время число базовых полимеров, служащих матрицами композитов, относительно невелико. Для полимеров задача экспериментального определения их деформационно-прочностных свойств в исходном состоянии и эволюции этих свойств со временем решается. В настоящее время есть такие данные о ряде полимеров, в частности, полипропилена и полиэтилена.

В работе решается задача: по данным о деформационно-прочностных свойствах базового полимера и армирующих включений, характере распределения последних определить свойства композиции в исходном состоянии и сделать прогноз эволюции этих свойств со временем. Решение

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

строится на основе анализа представительного объема композиции методами вычислительной механики. Проведены параметрические исследования влияния степени наполнения и геометрии включений на эффективные характеристики композиции и на их изменение при старении.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ВОЛН И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗМУЩЕНИЙ В НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ПРОЦЕССА ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Парфенова Е.С.¹, Демидов В.Н.¹, Князева А.Г.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

linasergg@mail.ru

Несмотря на огромное число работ, посвященных моделированию процесса ионной имплантации (Бойко В.И., Яловец А.П., Tartakovsky D.M., Белый А.В. Амирханов И.В., Кривобоков В.П. и др.), ряд явлений остаются слабоизученными. К ним относятся явления взаимодействия волн разной физической природы. Перераспределение внедряемых элементов и генерация вакансий в волне напряжений, возникающей в результате воздействия потока частиц на поверхность, во многом определяет внутреннюю структуру и фазовый состав модифицируемых материалов, способствует созданию многоуровневой структуры.

В настоящей работе предложена модель начальной стадии процесса ионной имплантации комбинированным потоком частиц (состоящим из частиц двух сортов) с учетом генерации вакансий. Модель учитывает явление массопереноса под действие градиента напряжений, а также возможное изменение коэффициентов диффузии за счет работы напряжений. Модель включает связанные уравнения баланса для компонентов и вакансий, а также уравнение для механических возмущений – уравнение движения, записанное в деформациях или в напряжениях, для случая одноосного нагружения. Учитывается конечность времен релаксации потоков массы для компонентов. Задача решается численно с использованием специально разработанного численного алгоритма.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Плехов О.А.¹, Нарыкова М.В.², Кадомцев А.Г.², Бетехтин В.И.², Наймарк О.Б.¹

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия,

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

roa@icmm.ru

Развитие дефектов в структуре материала в процессе его деформирования, наблюдается на различных масштабных уровнях, и приводит к его необратимой деформации и разрушению. В настоящее

время особый интерес наблюдается к изучению эволюции структуры материалов в режиме гигацикловой усталости, при котором амплитуда напряжения существенно меньше, чем напряжение текучести материала и разрушения наблюдается в условиях макроскопически упругого деформирования. Одной из важнейших особенностей разрушения образцов в режиме гигацикловой усталости является смещение места зарождения усталостной трещины от поверхности в объем образца, что делает этот режим одним из самых опасных в реальных условиях эксплуатации механизмов и конструкций.

Одним из возможных описаний эволюции ансамбля структурных дефектов в материале является статистическая модель, разработанная в Институте механики сплошных сред УрО РАН. Эта модель учитывает стохастические свойства процесса эволюции дефектов, их нелинейное взаимодействие и связь между процессами микропластичности и накоплением микроповреждений в материале. Определяющие соотношения, полученные на основе данного подхода, позволяют построить модели накопления дефектов в режиме гигацикловой усталости и предложить объяснение процесса смещения места зарождения усталостной трещины с поверхности в объем образца.

Для верификации определяющих соотношений был проведен цикл экспериментальных исследований эволюции структуры армко-железа в процессе деформирования в режиме гигацикловой усталости. Исследования проводились на испытательной машине Shimadzu USF-2000. Для образцов с различной степенью истощения усталостного ресурса было исследовано изменение упруго-пластических свойств (модуля упругости и амплитудно-независимого декремента) и величины разуплотнения. Изучение упруго-пластических свойств проводилось акустическим резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора при продольных колебаниях на частотах около 100 кГц. Определение плотности образцов производили с помощью метода гидростатического взвешивания.

В результате было показано, что увеличение числа циклов при испытаниях в режиме гигацикловой усталости ведет к увеличению разуплотнения образцов армко-железа и падению величины модуля Юнга. Разуплотнение образцов увеличивается по мере движения от поверхности к оси образца и от краёв образца к его центру, что подтверждают формирование очага разрушения в объеме образца при испытаниях в режиме гигацикловой усталости. Исследование величины раскрытия усталостной трещины по глубине образца так же подтверждает гипотезу о её зарождении в нутрии объема образца.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-01-96005 и №14-01-00122.

**НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ
ПЛОТНОСТИ ЭЛЕКТРОННЫХ СОСТОЯНИЙ
РАЗУПОРЯДОЧЕННОГО ГРАФЕНА**

Бобенко Н.Г.¹, Егорушкин В.Е.¹, Мельникова Н.В.²,
Пономарёв А.Н.¹, Истомина Е.Б.³

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

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

³Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
alex@ispms.tsc.ru

Низкотемпературные особенности ПЭС графена были описаны в рамках метода температурных функции Грина [1]. Расчет вклада в ПЭС проводился в приближении времени релаксации с учетом многократного упругого рассеяния электронов на примесях и структурных неоднородностях типа ближнего порядка. В рамках предлагаемой теории было получено следующее выражение для времени релаксации:

$$\frac{1}{2\tau} = \frac{1}{2\tau_{imp}} \left[1 + \frac{1-c}{N} \sum_{i=0}^N \alpha_i BT \right]. \quad (1)$$

Здесь $B = \pi \hbar^{-2} k R^2 m \approx 0.1 \text{ K}^{-1}$, R – радиус первой координационной сферы, m – масса электрона, c – концентрация примеси, N – число атомов в структурной неоднородности, $\sum \alpha_i$ – сумма параметров ближнего порядка, $\tau_{imp}^{-1} = 2 \cdot 10^{15} \text{ c}^{-1}$ – обратное время релаксации электронов на примеси.

Для вклада в ПЭС разупорядоченного графена получено следующее выражение:

$$\Delta \nu = \frac{1}{\hbar^2 \nu_F^2} \left[\frac{\hbar}{2\tau} \ln \left(1 + \frac{p_0 \nu_F (p_0 \nu_F - 2\varepsilon)}{\varepsilon^2 + (\hbar/2\tau)^2} \right) + 2\varepsilon \arctg \left(\frac{p_0 \nu_F (\hbar/2\tau)}{(\hbar/2\tau)^2 + (\varepsilon - p_0 \nu_F) \varepsilon} \right) \right], \quad (2)$$

где p_0 – импульс электрона, $\varepsilon = \hbar k \nu_F$ – электронный спектр в идеальном графене вблизи энергии Ферми и $\nu_F \approx 10^6 \text{ м/с}$.

В работе проанализировано влияние знака суммы параметров ближнего порядка на вклад в ПЭС при фиксированной температуре вблизи уровня Ферми. Знак суммы параметров ближнего порядка меняется с отрицательного на положительный при допировании или дегазации графена.

На рис. 1а представлен вклад в ПЭС $\Delta \nu(\varepsilon)$ (штрихпунктирная линия), рассчитанный с помощью формулы (2) для параметра $\sum \alpha = -0,6$ (графен с примесями) при $T=10 \text{ K}$, а также сумма ПЭС для чистого графена ν_0 (штриховая линия) и вклада $\Delta \nu(\varepsilon)$ – кривая $\nu(\varepsilon)$ (сплошная линия). Полученная зависимость соответствует результатам [2], где представлена $\nu(\varepsilon)$ для чистого графена (штриховая линия) и гидрированного графена (рис. 1б).

На рис.2 приведены вклады в ПЭС вблизи уровня Ферми, рассчитанные для трех значений температур $T=1$ К, 20 К and 50 К. Из рис.2а видно, что ПЭС на уровне Ферми растет с ростом температуры при $\Sigma\alpha > 0$, и падает при $\Sigma\alpha < 0$ (рис.2б).

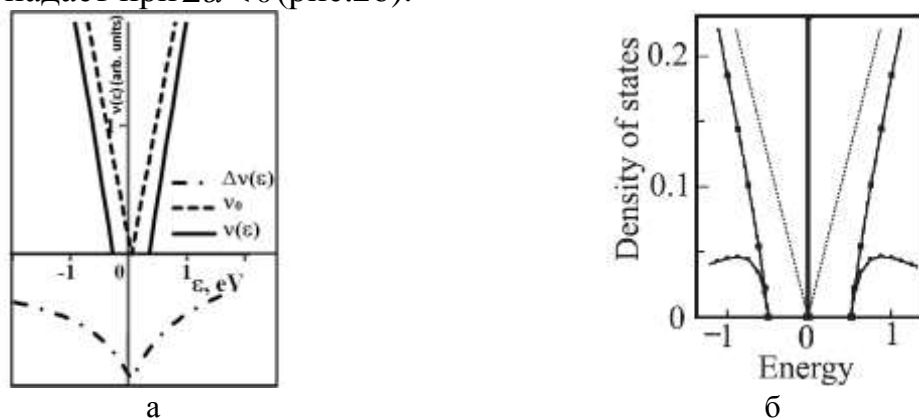


Рис. 1. (а) – вклад в ПЭС графена, рассчитанный при $T=30$ К для $\Sigma\alpha = -0.3$, плотность электронных состояний чистого графена $\nu_0(\epsilon)$ и полная ПЭС $\nu(\epsilon) = \nu_0 + \Delta\nu$, (б) - расчетная ПЭС, полученная с использованием упрощенной М-модели: пунктирная линия - для чистого графена, сплошная линия – для графена адсорбированного атомами водорода [2].

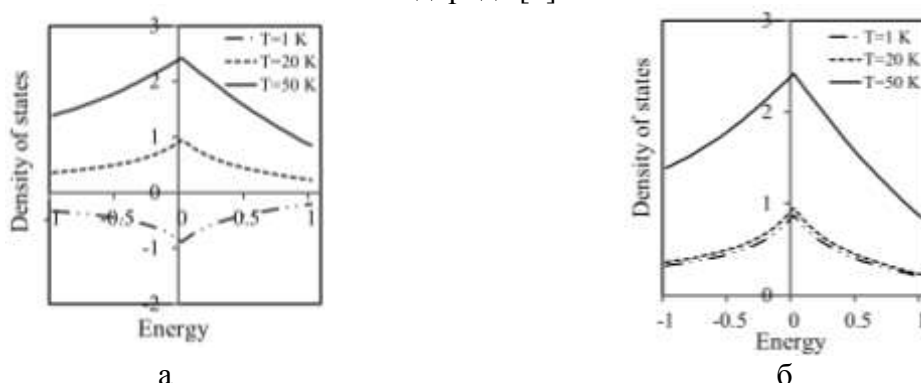


Рис. 2. Вклад в ПЭС $\Delta\nu(\epsilon)$, рассчитанный для $\Sigma\alpha = 0.2$ (а) и $\Sigma\alpha = -0.2$ (б) при $T=1, 20, 50$ К.

Полученное выражение для вклада в ПЭС явно зависит от температуры, концентрации дефектов и типа ближнего порядка (структурной неоднородности), а его анализ позволяет сделать следующие выводы:

1. Адсорбция газов графеном приводит к появлению щели в ПЭС на уровне Ферми, что может быть объяснено отрицательным вкладом в ПЭС от рассеяния электронов на ближнеупорядоченной структуре графена, который становится отрицательным благодаря тому, что $\Sigma\alpha < 0$. Этот результат согласуется с данными [2], приведенными на рис.1.

2. Изменение дефектности структуры графена приводит к металлизации, которая имеет место при увеличении вклада в ПЭС на уровне Ферми, что связано с изменением структуры графена (при этом $\Sigma\alpha > 0$) [2].

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

3. Глубина минимума ПЭС зависит от температуры. С ростом температуры минимум возрастает в графене без примесей (металлизация) и уменьшается в графене, насыщенном газом, что подтверждается экспериментальными данными [3].

Литература:

1. Abrikosov A.A., Gorkov L.P., Dzyaloshinskii I.E. Methods of quantum field theory in statistical physics. M.: Наука. 1962..
2. Tan Y.-W., Zhang Y., Stormer H.L. et al. Eur. Phys. J. Special Topics. 2007. V. 148. P. 15–18.
3. Morosov S.V. et al. Phys Rev Lett. 2008. V. 100. P. 016602.

РОЛЬ КРИВИЗНЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ ТИТАНА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТОЯНИЯ ЕГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Попкова Ю.Ф., Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Почивалов Ю.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

yusik_p@mail.ru

Представление твердого тела как многоуровневой иерархически организованной системы, состоящей из двух подсистем: 2D планарной (поверхностные слои и все внутренние границы раздела) и 3D кристаллической, позволяет вскрыть важную роль кривизны кристаллической структуры в поведении поликристаллов в полях внешних воздействий. Эффект кривизны кристаллической структуры развивается во всех нагруженных твердых телах, а начинается и наиболее сильно выражен в поверхностном слое, в котором сильно нарушена трансляционная инвариантность. В нем, как известно, начинается пластическая деформация и усталостное разрушение. Соответственно структурное состояние поверхностного слоя должно определять иерархию масштабов аккомодационных поворотных мод деформации, сопровождающих зарождение и развитие магистральной усталостной трещины, а, следовательно, и усталостную долговечность материала.

В качестве материала исследования использовали технический титан ВТ1-0. Нагружение проводили при комнатной температуре знакопеременным изгибом в режиме многоциклового усталости. За количественную характеристику усталостной долговечности взято число циклов нагружения до разрушения. Исследования структурных изменений проводили с помощью сканирующего интерференционного микроскопа New View 6200, просвечивающего электронного микроскопа JEOL-2100 и оптического микроскопа Axiovert 25CA.

Анализ полученных результатов показал, что при циклическом нагружении в ГПУ-титане развиваются сдвиги по базисным плоскостям скольжения и микродвойникование. Сопряжение 2D планарной и 3D кристаллической подсистем обуславливает формирование в

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

поверхностном слое титана локальной складчатой структуры криволинейного профиля и ее расслоение. Процесс расслоения развивается *step by step* с формированием широких полос сдвига-поворота. На границах этих полос образуется строчечная пористая структура и *shear bands*. *Shear band* – это трансляционно-ротационный дефект, развивающийся в условиях кривизны кристаллической структуры и способный перемещаться в искривленном материале и эффективно релаксировать внутренние напряжения, связанные с кривизной кристаллической структуры. В ядрах *shear bands* происходит нанофрагментация и структурно-фазовый распад конденсированного состояния материала в виде образования микропор и трещин. Это трансляционно-ротационный механизм мезомасштабного уровня, который позволяет генерировать пластические ротации и формировать поверхностный рельеф произвольного профиля. Экспериментальные результаты показывают четкую стадийность развития *shear bands* в поверхностных слоях титана при знакопеременном изгибе. На начальных этапах нагружения до возникновения *shear bands* ($N \sim 10^3$ циклов) наблюдаются тонкие кристаллографические сдвиги в отдельных зернах и микродвойникование. При $N = 10^4 - 10^5$ циклов нагружения интенсивно развиваются планарные *shear bands*, на фоне дислокационной субструктуры. При $N > 10^5$ циклов в зонах макрокривизны кристаллической структуры распространяются грубые 3D *shear bands*, в которых происходит субмикро- и нанофрагментация материала. Поперечная кривизна кристаллической решетки в ядре *shear band* достигает $16^\circ/\text{мкм}$. Завершается данный процесс возникновением микропор и развитием трещин.

Насыщение поверхностных слоев титана водородом интенсифицирует процесс структурно-фазового распада в механизме разрушения титана. При этом происходит пластическое гофрирование поверхностного слоя и развитие микропористости. Усталостное разрушение происходит, как и в исходном титане, распространением магистральной трещины поперечных сдвигов, но эффекты расслоения материала выражены значительно сильнее. Это приводит к существенному понижению усталостной долговечности титана.

Ультразвуковая обработка поверхностных слоев титана приводит к формированию в них вихревую структуру и вызывает стесненность базисного скольжения, что приводит к повышению нанотвердости и модуля упругости. В такой структуре снижается масштаб поворотных мод деформации при знакопеременном изгибе. Никаких следов пластической деформации на поверхности титана, прошедшего ультразвуковую обработку, при последующем знакопеременном изгибе образцов не обнаружено. Радикально изменился и механизм усталостного разрушения: оно происходило при распространении магистральной трещины нормального отрыва, а поверхность разрушения представляет собой

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

ямочный излом. Локальное расслоение материала практически отсутствует. В результате циклическая долговечность титана значительно увеличилась.

Наблюдаемые эффекты носят общий характер. Хотя низкая энергия дефекта упаковки и существование в титане полиморфного превращения обуславливают особенно высокое проявление данных эффектов.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МОРОЗОСТОЙКИХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Люкшин Б.А.^{1,2}, Реутов А.И.², Реутов Ю.А.¹, Сунцов С.Б.²

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

²*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
lba2008@yandex.ru, aireutov@yandex.ru, yureutov@gmail.com, sbsun@iss-reshetnev.ru*

Изделия и детали из полимерных композиционных материалов используются в различных технических системах, в том числе эксплуатируемых в условиях холодного климата. Соответствующие материалы должны иметь требуемую морозостойкость. Под морозостойкостью понимается способность материалов сохранять свои эксплуатационные свойства при низких температурах. В связи с этим разработка морозостойких полимерных композиций и прогнозирование их эффективных характеристик имеет важное значение.

Морозостойкая композиция на основе полипропилена обычно представляет собой механическую смесь полипропилена и бутилкаучука. В работе представлены двумерная и трехмерная модели представительного объема, который представляет собой соответственно прямоугольник или параллелепипед, включающий в себя полипропиленовую матрицу с различными количествами, размерами и расположением включений бутилкаучука.

На основе информации об эффективных деформационно-прочностных характеристиках полипропиленовой матрицы и включений бутилкаучука получены эффективные характеристики морозостойкого полипропилена. В связи с разбросом данных в исходной информации эффективные характеристики получаются в виде статистического массива данных. Расчеты проводились с использованием программного комплекса ANSYS.

Проведено сравнение прогнозируемых эффективных деформационно-прочностных характеристик с экспериментальными данными для морозостойкого полипропилена.

**О МОДИФИКАЦИИ ЗАКОНА ХОЛЛА-ПЕТЧА
ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Решетняк А.А.

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

На основе экспериментальных данных и моделирования методами молекулярной динамики (см. например, [1]) поведения предела текучести мелкозернистых материалов при интенсивной пластической деформации (ИПД) предложена модификация зависимости закона Холла-Петча [2], учитывающая смещение максимума предела текучести в область более мелкозернистых материалов как с ростом температуры, так и с ростом скорости пластического нагружения.

Одним из основных направлений исследований в последние десятилетия в области материаловедения стали поиски возможностей управления внутренней дефектной подструктурой кристаллов для получения наилучших прочностных (до начала пластической деформации) 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.

Скольжение дислокаций, механическое двойникование и скольжение по границам зерен являются основными из механизмов пластической деформации, зависящей от дефектной подструктуры кристалла. Для случая дислокационного скольжения основные механизмы упрочнения, отражаются в закономерностях Тейлора [3] и Холла-Петча и характеризуют соответственно упрочнение посредством развития дислокационной подструктуры и торможение дислокаций границами зерен.

Известно- при малом размере зерен сопротивление движению дислокаций становится очень большим, делая дислокационный механизм пластической релаксации неэффективным. При этом оказывается возможной деформация за счет коллективного сдвига зерен; следовательно, появляется пороговое значение для предела текучести (максимум) и меняется и механизм упрочнения материала, вероятно связанный с фононной подсистемой. В то же время закон Холла-Петча приводит к бесконечно большому значению предела текучести при уменьшении среднего размера зерен материала при ИПД, имея вид “ультрафиолетовой катастрофы” подобно закону Рэлея-Джинса в теории излучения.

Предлагается рассмотреть исправление закона Холла-Петча, для учета как появления максимума предела текучести, так и его смещения с ростом температуры на основе хорошо проглядываемый аналогии с квантовыми

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

законами Планка излучения абсолютно черного тела, приводящий к закону смещения Вина для максимума потока излучения от температуры. на основе в том числе квантовой аналогии. Полученная форма модифицированного закона Холла-Петча весьма адекватно описывает зависимость предела текучести от размера зерна при ИПД. При этом зависимость от скорости деформации носит такой же характер. Предлагается теоретическая модель ведущая к выводу модифицированного закона Холла-Петча.

Литература:

1. И.Н. Бородин, А.Е. Майер, Физика твердого тела, 54, 759 (2012).
2. E.O. Hall. Proc. Roy. Soc. B **64**, 474 (1951); N.J. Petch. J. Iron Steel Inst. 174, 25 (1953).
3. M.A. Meyers, K.K. Chawla. Mechanical behavior of materials. Cambridge University Press, N.Y. (2009). 856 p.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА В РАМКАХ РАЗРАБОТКИ МНОГОМАСШТАБНОЙ МОДЕЛИ ЭВОЛЮЦИИ ВЕЩЕСТВА

Стариков С.В., Куксин А.Ю., Смирнова Д.Е.

*Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия
starikov@ihed.ras.ru*

В настоящее время перед радиационным материаловедением поставлена задача о создании методики точного прогнозирования поведения ядерного топлива в условиях эксплуатации. Данная задача допускает несколько подходов к её решению, но наиболее перспективным представляется многомасштабный подход, когда методами моделирования и теоретической физики совместно решаются подзадачи на различных временных и пространственных масштабах. Кооперация таких методов (квантовые расчеты, атомистическое моделирование, кинетические уравнения и приближение сплошной среды) может позволить предсказать поведение ядерных 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 радиационных повреждений на различных масштабах.

В данной работе акцент сделан, в первую очередь, на результатах атомистического моделирования. Наиболее корректное изучение механизмов образования и эволюции радиационных дефектов возможно лишь в рамках методов атомистического моделирования: молекулярной динамики и Монте-Карло. Кроме того только эти модели могут в отсутствие необходимых экспериментальных данных предоставить термодинамические, кинетические и механические параметры для

макромоделей поведения ядерных материалов. Такими параметрами, в частности, являются: упругие константы, предельные напряжения для текучести и разрушения, температуры фазовых переходов, коэффициенты теплопроводности и диффузии, энтальпия образования дефектов, уравнения состояния. Стоит отметить, что данные параметры в некоторых случаях могут быть получены из экспериментов, однако довольно часто это является затруднительным. В то же время эти параметры являются необходимыми входными данными в расчетные коды, описывающие накопление и структурирование дислокаций, образование газовых пузырей из продуктов деления, набухание и охрупчивание вещества, изменение термодинамических и кинетических свойств при выгорании топлива и др.

Важно также отметить, что сейчас в ядерной энергетике наблюдается начало революции связанной с переходом от реакторов на тепловых нейтронах к реакторам на быстрых нейтронах. В связи с этим происходит введение в эксплуатацию новых видов ядерных топлив и конструкционных материалов, радиационные свойства которых еще достаточно плохо исследованы. В данной работе приведен обзор результатов исследования структур, свойств дефектов, термодинамических свойств и фазовых диаграмм для нитрида урана и сплава уран-молибден, которые являются основой для топлива реакторов IV поколения.

ЗАВИСИМОСТЬ ВЕЛИЧИНЫ СДВИГА НА РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ТРЕНИИ

Чумаевский А.В.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Лычагин Д.В.³

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
tch7av@gmail.com*

Пластическая деформация в подповерхностной области монокристаллов при трении имеет сложный и неоднородный характер. Из ранее проведенных работ по изучению пластической деформации в условиях трения-скольжения на монокристаллах меди с различной кристаллографической ориентацией известно, что деформация при трении обладает отличительными особенностями по сравнению с деформацией в условиях одноосного растяжения или сжатия. Данные отличия связаны как с изменением схемы напряженного состояния, обуславливающим включение в деформацию новых систем сдвига и изменение интенсивности сдвига при удалении от зоны контакта, так и с динамикой процесса и наличием зон с градиентным характером напряжений. При этом, выявлено существенное влияние на процесс пластической деформации кристаллографической ориентации монокристаллов. В данной работе поставлена задача исследовать влияние степени дальнего порядка и

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

энергии дефекта упаковки на развитие пластической деформации в монокристаллах ГЦК-металлов и сплавов.

В работе исследованы монокристаллы Ni3Fe и Cu-10%Al, испытанные на трение по схеме «диск-палец» при скорости скольжения 500 мм/с, нагрузке 12 Н и пути трения 200 м. Съёмку боковых граней осуществляли на оптическом микроскопе Leica DM2500P, растровом-электронном микроскопе TESCAN VEGA II LMU и конфокальном микроскопе Olympus LEXT. Выявлены характерные особенности организации сдвига при трении в монокристаллах ГЦК-металлах при трении.

Проведенные исследования показывают, что на протекание пластической деформации в подповерхностной области при трении значительное влияние оказывает энергия дефекта упаковки и степень дальнего порядка монокристаллов, и, что не менее важно, имеются существенные особенности организации деформации по сравнению с деформацией в условиях одноосного сжатия.

МНОГОУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ НЕУПРУГОГО И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Шарифуллина Э.Р., Трусов П.В., Швейкин А.И.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Россия
elvira16_90@mail.ru, tpy@matmod.pstu.ac.ru, alexsh59@bk.ru*

На сегодняшний день существует растущая потребность в создании универсальных математических моделей, позволяющих описывать как интегральные характеристики, так и эволюцию внутренней структуры материала в широком диапазоне изменения параметров воздействия. В работе рассматривается процесс неупругого деформирования с переходом в режим структурной сверхпластичности. Для его описания используется многоуровневый подход на основе физических теорий упруговязкопластичности, который позволяет одновременно исследовать процессы деформирования на макроуровне, явным образом с использованием физического анализа описывать механизмы неупругого деформирования и эволюцию внутренней структуры материала, определяющей эксплуатационные свойства материалов и конструкций из них [1].

Разработанная модель включает описание двух структурных элементов поликристаллического материала – кристаллитов и их границ, аппроксимируемых плоскими площадками (фасетками). Полагается, что неупругое деформирование кристаллитов осуществляется за счет внутризеренного скольжения краевых дислокаций, сопровождающегося поворотом решетки [1]. Другим важным механизмом является зернограничное скольжение (относительное смещение кристаллитов путем сдвига вдоль общей границы): он проявляет себя наиболее существенно при повышенных температурах и мелкозернистой структуре материала. На

основе анализа экспериментальных и теоретических данных в соотношениях для описания зернограничного скольжения учтены приток внутриверных дислокаций, изменение структуры границы при прохождении зернограничного скольжения и диффузионные процессы [2]. Описание переходов между режимами деформирования связывается с процессами фрагментации, дробления и рекристаллизации, для которых предложены соотношения на основе рассмотрения силовых факторов. В качестве меры скоростей деформирования на масштабных уровнях используется несимметричная мера – транспонированный градиент относительной скорости перемещений, учитывается температура. Воздействия с макромасштабного уровня (уровня представительного объема поликристалла) на нижележащие масштабные уровни передаются с помощью расширенной гипотезы Фойгта об однородности полных градиентов скоростей перемещений; эффективные характеристики представительного объема макроуровня связываются с характеристиками нижележащих масштабных уровней с учетом условий согласования определяющих соотношений уровней [1].

С помощью разработанной модели проведены численные эксперименты на различные виды нагружения представительного объема поликристалла чистой меди. Полученные результаты характеризуют особенности рассматриваемых режимов деформирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ, № гос. регистр. 01201460535), гранта Президента РФ №МК-4485.2014.1, РФФИ (гранты № 14-01-00069-а, 15-08-06866-а).

Литература:

1. Трусов П.В., Швейкин А.И., Нечаева Е.С., Волегов П.С. Многоуровневые модели неупругого деформирования материалов и их применение для описания эволюции внутренней структуры// Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15, №1. – С. 33-56.
2. Trusov P.V., Shveykin A.I., Sharifullina E.R., Kondratev N.S. Model of polycrystalline inelastic deformation with grain boundary sliding description// Advanced Materials Research. – 2014. – Vol.1040. – Pp.86-91.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВС ГОРЕНИЯ W-Ti-N КАК СЛОЖНООРГАНИЗОВАННОЙ СИСТЕМЫ

Расколенко Л.Г., Шкода О.А.

*Отдел структурной макрокинетики Томского научного центра СО РАН, Россия
caryll@english.tsc.ru*

Проведено исследование фазообразования нитридов титана, нитридов вольфрама и интерметаллических соединений (W-Ti) в волне горения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) системы W-Ti-N с использованием диаграммы плавкости «W-Ti» и диаграммы с

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

параметрами горения. Применялся целостный метод исследования, характерный для изучения сложноорганизованных систем и все графики представляли собою динамические структуры того или иного типа.[1,2]

СВС проводился в реакторе постоянного давления, в среде азотного газа при давлениях 15-20-25 ат. Исходная смесь состояла из порошка титана и вольфрама. Поглощенный азот определялся по разнице весов до и после синтеза. Количество усвоенного азота определяло полноту превращения в безразмерном виде, так же формулы нитридов титана и вольфрама.

Весь процесс фазообразования проходит в твердо - жидкой L-S среде, вследствие чего все физико-химические свойства среды влияют на возникновение типа соединений, кристаллографических характеристик и брутто-формулы нитридов титана и вольфрама, на интерметаллические соединения и твердые растворы. Каталитическое течение реакций определяет следующее правило: конечное количество нитридов титана $\sum T_i N_i$, как «цель горения», определяется тем количеством поглощенного азота, которое прежде находилось в соединении с вольфрамом, и образовывала промежуточные распадающиеся нитриды $\sum W_m N_n$

Обработка экспериментальных данных проводилась целостно, как при изучении сложноорганизованных систем. На любые координатные плоскости наносились все значения параметра горения, полученных при изменении многих других параметров. В работе проводилось 56 актов СВС и на всех графиках наносилось 56 значений исследуемого параметра горения. Это значения соединялись в дискретные траектории по постоянному значению выбранного параметра – инварианта.

Такое множество «точек – состояний» дает ценную информацию, при анализе фигуры этого облака данных. Эти кривые совпадают с линиями ликвидус и солидус при наложении на график диаграммы плавкости системы «W-Ti».

Была получена диссипативная структура, которая, согласно законам самоорганизации, должна представлять дискретную, периодическую картину, либо аттракторного типа с траекториями, устремленными к точке равновесия, либо серию параллельных линий, либо несколько замкнутых кривых, либо других видов: все в зависимости от выбранного инвариантного параметра которым выбирается та или иная характеристика горения системы «Ti – W – N».

Найдено, что 56 значений располагаются по 14 траекториям, представляющих собой 14 прямых с ограничениями кривыми солидус и ликвидус (канода). Они означают, что при постоянной температуре определяемой пересечением каноды с кривыми солидус и ликвидус в расплаве образуются интерметаллидные соединения ($W_i Ti_j$) одной и той же формулы при любом изменении исходного содержания титана и вольфрама. Экспериментально установлено, что вдоль каноды

располагаются значения соответствующие одной и той же формуле нитрида титана. Такое построение и целостный анализ позволяет по измеренному количеству поглощенного азота определить набор температур горения, полноту превращения, брутто формулу всех возможных нитридов и интерметаллидов. В данной СВС системе «W – Ti – N» возможно образование 14 типов нитридов титана, согласно 14 канодам.

Литература:

1. О.А.Шкода, Л.Г. Расколенко Журнал «Проблемы эволюции открытых систем» (ПЭОС), Алматы, Казахстан, 2008, вып.10, том 2, с.63 – 70.
2. L.G. Raskolenko, O.A. Shkoda, Eurasian Physical Technical Journal. Volume 7, No. 2(14), 2010, pp. 49 - 52

ПРИМЕНЕНИЕ ЦЕЛОСТНОГО ПОДХОДА ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПОВЕДЕНИЯ ДИСПЕРСНОЙ СИСТЕМЫ «ТИТАН - НИКЕЛЬ» ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА

Шкода О.А., Расколенко Л.Г.

*Отдел структурной макрокинетики Томского научного центра СО РАН, Россия
caryll@english.tsc.ru*

Работа представляет собой целостный и системный подходы к экспериментальному исследованию процессов, происходящих в самосогласованной системе “механоактивация смеси Ti-Ni – волна теплового взрыва – синтезированный продукт”. Исследуемая система рассматривалась как самоорганизующаяся, где происходит самосогласование многих факторов на разных уровнях. Применен целостный анализ, где система не разбивается на нормированные фрагменты. Одна цель объединяет эти три подсистемы - это формирование продукта в волне теплового взрыва.

Порошковую смесь титан – никель стехиометрического состава активировали в планетарной мельница от 0,5 до 10 минут с отношением массы порошка к массе шаров составляло 1 : 5. Затем проводили самораспространяющийся высокотемпературный синтез в режиме теплового взрыва на установке постоянного объема в среде аргона. Показания термопары фиксировали и из термограмм определяли температуру начала тепловыделения, критическую температуру теплового взрыва и максимальную температуру. Структуру и состав исследуемых порошковых смесей и продуктов синтеза исследовали помощью рентгенофазового анализа на установке ДРОН –2, методами растровой электронной микроскопии (Philips SEM515) и оптической металлографии (Axiovert200M).

Установлено, что характеристики подсистем воздействует на поведение всей системы. Особенности формирования внешней и внутренней структуры слоистых агломератов, формирующихся во время

2. Методология физической мезомеханики материалов с иерархической структурой

механической активации, происходят в те же временные интервалы, что и скачкообразные изменения в характеристических температурах теплового взрыва и колебания фазового состава синтезированного продукта.

Применен целостный, синергетический подход для описания поведения сложной, нелинейной, диссипативной, системы через построение экспериментальных фазовых портретов, используя анализ огибающих «облаков» данных. Динамические структуры строились тремя способами: либо аттракторного типа [1], либо через огибающие «облака» экспериментальных данных [2], либо через самоподобие диаграммы в испытаниях Бернулли [3]. Выявлена глубокая связь между полученными характеристическими температурами и диаграммой состояния системы « $T_i - N_i$ ». Найдены особые точки, в которых происходит смена поведения системы. Найдены физические явления, объясняющие такое поведение системы.

Литература:

1. Шкода О.А., Расколенко Л.Г. Исследование изменений блоков когерентного рассеяния при механической активации с использованием целостного метода. Журнал «Проблемы эволюции открытых систем» (ПЭОС), Алматы, 2008, вып.10, том 2, с.120 - 122
2. Расколенко Л.Г., Шкода О.А. О построении динамических структур при экспериментальном исследовании поведения сложноорганизованных систем. Материалы 7-й Международной научной конференции «Хаос и структуры в нелинейных системах. Теория и эксперимент», Казахстан, Караганда, 23 – 25 сентября, 2010, с.54-56
3. R.I. Zainetdinov. Applied synergetics, fractals and computer structures simulation. ed.by Oksogoev A.A. Tomsk State university, 2002. 384 p.

Секция 3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

MORPHOLOGICAL FEATURES OF THE COPPER SURFACE LAYER UNDER SLIDING WITH ELECTRIC CURRENT OF HIGH DENSITY

Aleutdinova M.I.^{1,2}, Fadin V.V.¹, Rubtsov V.E.¹

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

²*Seversk Technological Institute –*

branch National Research Nuclear University «MEPhI», Russia,

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia*

aleut@ispms.ru

The aim of the present work is to get an initial idea of changes of contact characteristics and changes of surface layer parameters at change of copper hardness and at change of the area of heat outflow in friction unit.

Copper specimens (99,95 %Cu) were tested in conditions of dry sliding current collection at pressure $p_a=0,13$ MPa, sliding velocity $v=5$ m/s on tribometer CMT-1 using pin-on-ring type wear testing. Quenched steel AISI 1045 served as counterbody. Specimen holder in one case had the heat outflow square value $S=32$ cm² (weak heat outflow) and the heat outflow square value $S=157$ cm² (good heat outflow) for copper (hardness $HB_1=0,9$ GPa and $HB_2=0,4$ GPa).

It is shown that specific surface electric conductivity $r_s^{-1}=j/U$ has a maximum in its current dependence $r_s^{-1}(j)$. This maximum corresponds to sharp increase of wear intensity, i.e. to begin of catastrophic wear. The hard copper ($HB_1=0,9$ GPa) being under weak heat outflow and soft copper ($HB_2=0,4$ GPa) being under good heat outflow transit to regime of catastrophic wear at current density $j \approx 330$ A/cm². Hard copper being under good heat outflow, transit to mode of catastrophic wear at $j \approx 400$ A/cm². I.e. strength of hard copper surface layer is higher than that of soft copper during friction.

Sliding of copper under every heat outflow with a contact current density higher 200 A/cm² is accompanied by structure change of surface layer and the sliding surface has signs of viscous liquid formation on all square of nominal contact. The layer with such friction induced structures (FIS) contains copper, FeO oxide and α -Fe particles transferred from a counterbody. The main morphological feature of sliding surface of copper is the traces absence of adhesive interaction at every regime of wear.

It allows assume that atoms of SL can be in high-excited state [1], i.e. there are new possibilities for stress relaxation by plastic deformation. It means that stresses in SL will relax well and I_h will be low. Low thickness of a FIS layer shows that SL deformation during friction doesn't propagate deeply owing to a satisfactory relaxation of stresses by plastic deformation.

Conclusion. The stress relaxation in surface layer of copper happens due to plastic deformation and at the realization of a plastic flow on the mechanism of viscous liquid under dry sliding on steel 1045 at every contact current density higher 100 A/cm². Deformation of copper surface layer causes structure changes

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

in it. Hard copper under good heat outflow shows catastrophic deterioration of surface layer at the increased current density of (about 400 A/cm²).

The work was carried out according to Project No. III.23.2.4 of SB RAS Fundamental Research Program III.23.2 and supported by Russian Foundation for Basic Researches project No.13-08-00076.

References:

1. V.E. Panin and Yu.V. Grinyaev et al., Structural levels of plastic deformation and destruction (Novosibirsk: Science. Siberian office, 1990), 255 p.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СИЛУМИНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Алсараева К.В.¹, Коновалов С.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.²

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru

Целью настоящей работы является анализ формирования и эволюции структурно-фазовых состояний в поверхностном слое эвтектического силумина, подвергнутого обработке высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в различных режимах и многоцикловым усталостным испытаниям до разрушения.

Выполненные усталостные испытания показали, что при параметрах облучения (20 Дж/см²; 150 мкс; 0,3 с⁻¹; 1 имп.) количество циклов до разрушения составляет ≈132000; при (20 Дж/см²; 150 мкс; 0,3 с⁻¹; 5 имп.) – 574000. Первый режим обработки лишь незначительно увеличивает число циклов до разрушения, тогда как второй ~ в 3,5 раза увеличивает усталостный ресурс (число циклов до разрушения исходного материала составляло 130000).

Плавление поверхностного слоя силумина интенсивным импульсным электронным пучком и последующая высокоскоростная кристаллизация (не зависимо от используемых в работе режимов облучения) приводят к формированию эвтектики, имеющей столбчатое строение, выявляемое методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Столбчатая структура имеет двухфазное строение и сформирована слоями твердого раствора на основе алюминия, разделенными прослойками кремния. Весьма часто столбчатая структура имеет ячеистое строение. Средние размеры ячеек 450 нм, поперечные размеры прослоек кремния 80 нм.

Усталостные испытания при числе циклов нагружения 132000 не приводят к разрушению структуры столбчатой (ячеистой) кристаллизации. Однако существенным образом преобразуется структура прослоек кремния, которые разбиваются на отдельно расположенные частицы с размерами (15-30) нм. В пользу вывода о том, что прослойки кремния не фрагментируются, а именно разрезаются на отдельно расположенные

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

частицы, указывает формирование на микроэлектроннограмме дифракционных колец кремния. При этом микроэлектроннограмма алюминия является точечной. Наноразмерные частицы кремния выявляются как на границе раздела ячеек алюминия, так и в объеме ячеек, что может указывать на вынос кремния в атомарном виде или в виде наноразмерных частиц из прослоек в объем ячеек.

После 574000 циклов нагружения в поверхностном слое формируется структура, лишь отдаленно напоминающая структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Во-первых, в 2-3 раза увеличивается толщина прослоек, разделяющих ячейки алюминия. Во-вторых, микроэлектроннограммы, полученные с прослоек, приобретают ярко выраженный кольцевой характер, тогда как микроэлектроннограммы, полученные с объема ячеек, остаются точечными. В-третьих, прослойки фрагментируются, т.е. разбиваются на разориентированные полосы, в объеме которых выявляется наноразмерная (в пределах 10 нм) субструктура.

Таким образом, установлено, что многоцикловые усталостные испытания силумина, подвергнутого облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, приводят к преобразованию структуры ячеистой кристаллизации, заключающемуся в разрушении прослоек кремния и формировании протяженных двухфазных слоев, оконтуривающих ячейки алюминия и содержащих наноразмерные частицы кремния.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

СКЛАДКООБРАЗОВАНИЕ В ОБЛАСТИ ВОГНУТОСТИ ПРИ СЖАТИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Алфёрова Е.А.¹, Лычагин Д.В.^{1,2}

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
katerina525@mail.ru, dvl-tomsk@mail.ru*

Вопросы складкообразования, также как и поведение под нагрузкой объектов с концентратором напряжений интересует исследователей, как с практической, так и с фундаментальной точек зрения. Процесс складкообразования является нежелательным при обработке металлов давлением и его изучение может способствовать отработке технологических режимов. Оценка работы деталей с концентраторами напряжений является важной при решении технических задач.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Целью настоящей работы является установление закономерностей формирования складок в областях со сложной схемой напряженного состояния на основе анализа деформационного рельефа и кристаллографических ориентаций локальных областей на разных масштабных уровнях.

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 растровом электронном микроскопе Tescan Vega II LMU с EBSD-приставкой для определения величины разориентации локальных областей.

В работе представлены результаты, полученные для [111]-монокристаллов в области макроизгиба образца и для [001]-монокристаллов в области U-образного концентратора напряжений. В области вогнутости [111]-монокристаллов складкообразование формируется в первую очередь и идет наиболее интенсивно по сравнению с другими областями кристалла. Переориентация, при величине деформации 16% идет от исходного направления [111] (относительно оси сжатия) в сторону [110], наблюдается чередование указанных областей. Величина разориентации в областях переориентированных к направлению [110] внутри полосы составляет $1^\circ \dots 1,5^\circ$ максимальная не превышает 4° , внутри полос с ориентацией близкой к исходной [111] – $1^\circ \dots 1,5^\circ$, максимальная $4,5^\circ \dots 5^\circ$.

Деформационный рельеф на внутренней поверхности концентратора состоит из систем пересекающихся следов, которые создают сложную систему ступенек и складок.

Сопоставление наблюдаемых с помощью EBSD-анализа величин разориентации, с разориентациями на уровне дислокационной подсистемы показало связь между ними. Выявлено, что накопленная ориентация обеспечивается примерно одиннадцатью дислокационными ячейками.

Результаты работы показали качественное подобие морфологии складчатых структур, сформировавшихся в области макроизгиба образца и внутри концентратора напряжений, кроме того именно в вогнутой части деформированного образца складки образуются в первую очередь. Следовательно, схема напряженного состояния оказывает влияние на закономерности формирования складок.

Формирование складчатых структур сопровождается разориентацией локальных областей в объеме кристалла. При этом наблюдается периодичность пространственного процесса развития разориентаций. Переориентация приводит к увеличению величины фактора Шмида.

Полученные результаты показали взаимосвязь деформационных процессов на разных масштабных уровнях. Характер изменения и накопления разориентировок находится в согласии с развитием и накоплением разориентации в дислокационной структуре.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ
ПРИ ИХ ОТКОЛЬНОМ РАЗРУШЕНИИ В ЗАВИСИМОСТИ
ОТ ВЕЛИЧИНЫ ДЕЙСТВУЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ
В НАНОСЕКУНДНОМ ДИАПАЗОНЕ ВРЕМЕН НАГРУЖЕНИЯ**

Макаров П.В.¹, Бакеев Р.А.²

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

pvm@ispms.tsc.ru, rustam@ispms.tsc.ru

Исследование особенностей откольного разрушения материалов до настоящего времени остается единственным методом изучения долговечности и механизмов разрушения материалов в микро, нано и пикосекундных диапазонах времен нагружения материалов растягивающими напряжениями. Несмотря на долгую историю вопроса до сих пор не предложено удовлетворительных моделей разрушения, охватывающих указанный диапазон характерных времен действия напряжений. Показано также, что кинетическая теория прочности в области долговечности $\Delta t \approx 10^{-5} - 10^{-9} c$ не работает, так как процесс разрушения в этой области является атермическим [1]

В работе показано, что феноменологическая модель, основанная на идеях многомасштабного характера процесса разрушения материалов как нелинейных динамических систем, удовлетворительно описывает долговечность материалов в указанной области. Скорость накопления повреждений в модели полагается равной

$$\frac{dN}{dt} = a(\sigma, T^*) N^\alpha, \quad a(\sigma, T^*) = \frac{(\sigma_{деісм} - \sigma_0)^2}{(\sigma^* (1 + \lambda))^2 T^*} \quad (1)$$

где $a(\sigma, T^*)$ – функция действующего напряжения σ и вида напряженного состояния, определяемого параметром Лоде-Надаи λ . Вводится мера поврежденности $0 \leq D \leq 1$, равная $D = N / N^*$, где N^* – некоторое критическое значение числа повреждений, при котором $D = 1$. Таким образом, получаем:

$$D = \int_0^{t^*} \frac{(\sigma_{деісм} - \sigma_0)^2}{(\sigma^* (1 + \lambda))^2 T^* (N^*)^{1-\alpha}} D^\alpha dt = \int_0^{t^*} \frac{(\sigma_{деісм} - \sigma_0)^2}{C (1 + \lambda)^2} D^\alpha dt, \quad (2)$$

где α и $C = (\sigma^*)^2 T^* (N^*)^{1-\alpha}$ – параметры модели, а t^* – реализованная долговечность под действием напряжений σ в (2).

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

На рисунках 1 и 2 показаны расчеты долговечности при откольном разрушении, выполненные по предложенной модели, в сравнении с экспериментами [1,2].

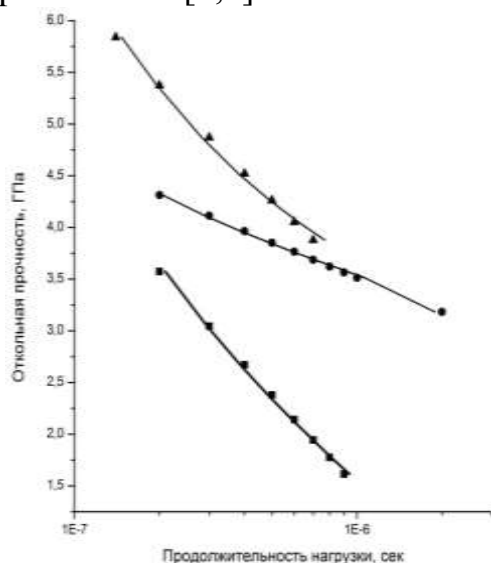


Рис.1. Зависимость откольной прочности в сплаве армо-железо (квадратные точки), сталь 12Х18Н10Т (круглые) и сталь 08 (треугольные) от времени действия нагрузки [1]; сплошные линии – результат моделирования.

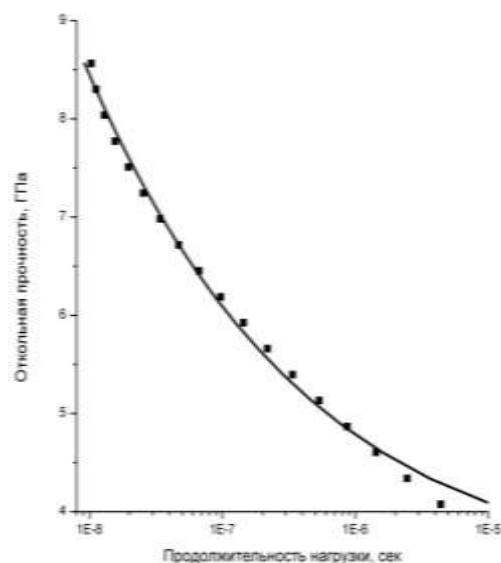


Рис.2. Зависимость откольной прочности в сплаве ВТ14 от времени действия нагрузки [2,3]; сплошная линия – результат моделирования.

Литература:

1. Глушак Б.Л., Куропатенко В.Ф., Новиков С.Л. Исследование прочности материалов при динамических нагрузках. Новосибирск: Наука, 1992. 294 с.
2. Механические свойства вещества при больших скоростях деформирования, вызванного действием лазерной ударной волны. Батани Д., Вовченко В.И., Канель Г.И., Кильпио А.В., Красюк И.К., Ломоносов И.В., Пашинин П., Семенов А.Ю., Фортов В.Е., Шашков Е.В. // Доклады Академии наук, 2003, Т. 389, № 3, С. 328-331.
3. Новиков С.А. Разрушение материалов при воздействии интенсивных ударных нагрузок // Соросовский образовательный журнал, 1999, №8, с. 116-121.

РАСЧЕТ КРИВЫХ ТЕЧЕНИЯ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ НА ОСНОВЕ МОДЕЛЕЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ КИНЕТИКИ СДВИГОВ И НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ХОДЕ ИХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Бакеев Р.А.¹, Макаров П.В.^{1,2}, Щербаков И.В.²

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
rustam@ispms.tsc.ru, pvm@ispms.tsc.ru, scherbakov_ilja@mail.ru

Методика расчета кривых течения ряда металлов (железо, стали, сплавы алюминия) на основе дислокационной кинетики пластических сдвигов и определяющих уравнений релаксационного характера была развита в работах [1,2]. Особенности деформационного упрочнения,

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

обусловленные эволюцией дислокационной структуры и формированием деформационных структур (ячеистых, полосовых и т.д.) подробно изучены в работе [3]. В представленной работе этот подход применен для описания кривых течения, включая закритическую стадию пластического течения, включая ниспадающую ветвь. Основное внимание в работе сосредоточено на процессе накопления повреждений в ходе пластического деформирования и моделировании критического состояния как режима с обострением, при котором в нагружаемом материале структуры разрушения развиваются в сверхбыстром автокаталитическом режиме. Выбор скорости деградации механической прочности материала позволяет правильно описать предельную макроскопическую пластическую деформацию, в то время как локальная пластическая деформация на мезо уровне (например, в полосах пластического сдвига) существенно в разы и даже на порядки превышает среднюю предельную пластическую деформацию.

Определяющие уравнения для вычисления текущего значения напряжения течения записаны в релаксационной форме:

$$Y_{\text{тек}} = 3G(\dot{\varepsilon}_{\text{эф}}^{\text{T}} - \dot{\varepsilon}_{\text{эф}}^{\text{P}}),$$

где $\dot{\varepsilon}_{\text{эф}}^{\text{T}}$ - полная скорость деформации, $\dot{\varepsilon}_{\text{эф}}^{\text{P}} = gbNfU$, здесь g - ориентационный множитель, b - модуль вектора Бюргерса. Кинетика, определяющая значения N - общей плотности дислокаций, f - текущие доли подвижных дислокаций и их средние скорости U подробно описаны в работах [1-3]. Скорость накопления повреждений задана через меру поврежденности $D = N/N^*$, где N^* - предельная плотность дислокаций, равная $\approx 10^{12} \text{ см}^{-2}$, причем полагается, что плотность дефектов нарастает со скоростью $\frac{dN}{dt} = \alpha(\varepsilon^{\text{P}}, \sigma)N^{\alpha}$, где $\alpha = 0 \div 2$, что характерно для нелинейных динамических систем. В терминах меры поврежденности среды получим уравнение

$$D = \int_0^{t^*} \frac{(\sigma - \sigma_0)^2 D^{\alpha} dt}{[\sigma^*(1+\lambda)]^2 T^*},$$

здесь λ - параметр Лоде-Надаи, определяющий вид НДС, σ^* - параметр модели, t^* - долговечность нагружаемого образца при заданной скорости деформирования. В численном эксперименте изучалось влияние параметров α , T^* и σ^* на величину предельной макроскопической деформации и на особенности закритического деформирования.

На рисунках 1 и 2 приведены расчетные $\sigma \sim \varepsilon$ диаграммы в зависимости от параметров α и времени долговечности T^* .

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

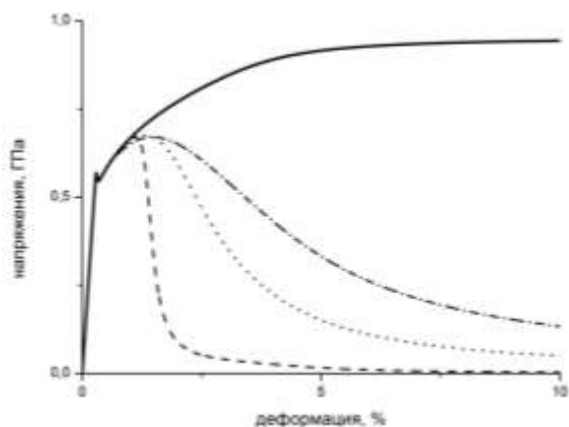


Рис.1 Расчетные σ - ϵ диаграммы: сплошная линия – в отсутствие деградации, пунктирная, точечная и штрих-пунктирная – для разных значений $\alpha_1 > \alpha_2 > \alpha_3$

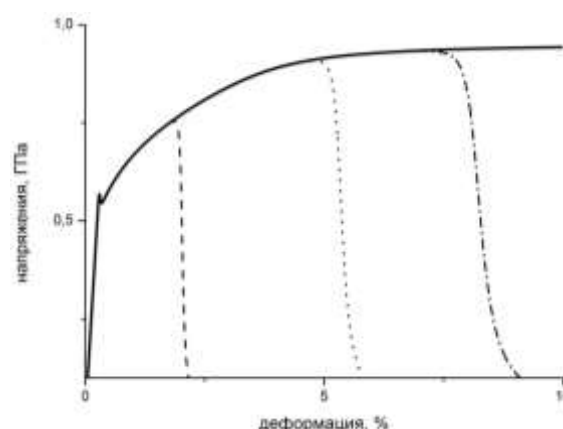


Рис.2. Расчетные σ - ϵ диаграммы: сплошная линия – в отсутствие деградации, пунктирная, точечная и штрих-пунктирная – для разных значений долговечности $T_1^* > T_2^* > T_3^*$.

Литература:

1. Макаров П.В. Математическая многоуровневая модель упруго-пластического деформирования структурно-неоднородных сред: дис. на соиск. уч. ст. д-ра. физ.-мат. наук /Макаров П.В. – Томск, 1995. – 248 с.
2. Балохонов Р.Р. Иерархическое моделирование деформации и разрушения материалов композиционной структуры: дис. на соиск. уч. ст. д-ра физ.-мат. наук / Балохонов Р.Р. – Томск, 2008. – 306 с.
3. Макаров П.В., Еремин М.О. Явление прерывистой текучести как базовая модель исследования неустойчивостей деформационных процессов // Физическая мезомеханика, 2013, Т.16, № 4, С. 109-128.

ЭФФЕКТ РЕБИНДЕРА ПРИ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ АРМКО-ЖЕЛЕЗА

Банников М.В., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
naimark@icmm.ru*

Универсальность проявлений эффекта Ребиндера как обратимого (некоррозионного) влияния среды на механические свойства твердых тел и материалов при контакте с поверхностно-активными веществами (ПАВ) установлена для широкого класса материалов: металлов и неметаллов, аморфных и пористых материалов [1-3]. Степень проявления этого эффекта зависит от совокупности физико-химических условий. Известны примеры аварий и катастроф [4], вызванных эффектом Ребиндера: уменьшение долговечности при использовании жидких металлов как теплоносителей в ядерной энергетике, снижение ресурса в подшипниках железнодорожных вагонов при контакте с ПАВ и ряда других. Понимание механизма разрушения металлов при адсорбционном снижении прочности имеет первостепенное значение при проектировании оборудования для

работы в присутствии ПАВ и приводящих к охрупчиванию материалов. В работе приводится исследование влияния ПАВ - жидкого металла на усталостную прочность и долговечность металлов при нагружении в режиме, так называемой, гигацикловой усталости [5], когда при высокой частоте нагружения амплитуда напряжений, воздействующих на материал, очень мала. Данные условия нагружения соответствуют режимам эксплуатации материалов в авиационной и автомобильной промышленности, в энергетической отрасли.

Исследуется адсорбционное понижение прочности чистого железа под действием жидкого эвтектоидного сплава на основе галлия с оловом и индием при нагружении в режиме гигацикловой усталости. Анализ результатов испытания образцов из армко-железа для образцов на воздухе и при контакте с жидким металлом позволяет сделать вывод о том, что для рассматриваемого материала на воздухе существует предполагаемый предел усталости на базе испытаний $3 \cdot 10^9$ при напряжении 160 МПа. Однако, при поверхностном контакте образца с тонким слоем жидкого галлия усталостная долговечность снижается более чем на 2-3 порядка: $6 \cdot 10^6$ - $2,3 \cdot 10^7$ циклов до разрушения. При этом жидкая фаза влияет на механизм образования усталостной трещины, но механизм ее распространения остается традиционным. Эффект Ребиндера кардинально изменяет механизм зарождения трещины при гигацикловом режиме нагружения, что приводит к образованию трещины с поверхности образца, а не в объеме материала, что характерно для гигациклового усталостного разрушения на воздухе.

Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ № 15-08-08921, № 14-01-31193, № 13-08-96025, № 14-01-00842.

Литература:

1. Щукин Е.Д., Ребиндер П.А. О влиянии изменений поверхностной энергии на спайность, твердость и другие свойства кристаллов // Сб. VI Съезд русских физиков. М., 1928. С. 29.2. Коллоидн. ж. 1958. 20. С. 645.
2. Шевеля В.В., Костецкий Б.И. Влияние поверхностноактивных сред на формирование дислокационной структуры при усталости металлов // доклады академии наук, 1967, т. 175, №6, 1270-1272
3. Lynch SP. Effect of environment on fracture – mechanisms of liquid–metal embrittlement, stress-corrosion cracking and corrosion-fatigue. // Int Conf Fract 1977;1:859–66.
4. Е.Д. Щукин Влияние активной среды на механическую устойчивость и повреждаемость поверхности твердого тела // Вестн. Моск. Ун.-та. Сер. 2. Химия. 2012. Т. 53. № 1
5. Bathias, C. Paris P. C., Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice // Marcel Dekker Publisher Co. – 2005. – 328 p.

АНИЗОТРОПНАЯ МОДЕЛЬ ТВЕРДОГО ТЕЛА С ДЕФЕКТАМИ

Баяндин Ю.В., Житникова К.А., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

Реальные конструкционные материалы, используемые в различных ответственных конструкциях, обладают сложной внутренней иерархической структурой, приводящей к необходимости учета эффектов анизотропии физико-механических и прочностных характеристик. Предсказание поведения таких материалов в широком диапазоне интенсивностей нагружения и скоростей деформации является актуальной задачей. Многие из этих материалов обладают значительной анизотропией свойств, а тела, изготовленные из них, имеют механические характеристики, зависящие от температуры. Эта зависимость часто является нелинейной, а проявление нелинейности усиливается с ростом деформаций. Необходима разработка адекватных математических моделей деформирования и разрушения анизотропных неупругих материалов, учитывающих как особенности при сложном нагружении, так и температурные эффекты, которые в том числе могут оказывать решающее значение на сценарии развития поврежденности, и, как следствие, макроскопического разрушения всего образца (элемента конструкции).

Целью представленного исследования является разработка широкодиапазонных определяющих соотношений для описания деформирования и разрушения твердых тел с дефектами, учитывающих температурные и диссипативные эффекты, а также анизотропию физико-механических свойств. Математическая модель, основанная на обобщении разработанной в лаборатории физических основ прочности ИМСС УрО РАН статистической модели среды с типичными мезоскопическими дефектами (микротрещины, микросдвиги), позволила установить связь механизмов деформирования твердых тел с коллективными свойствами дефектов (структурно-скейлинговыми переходами). Предложены определяющие соотношения упруговязкопластического материала с учетом диссипативных эффектов (накопления и диссипации энергии) для анизотропного случая.

В данной работе рассматривается динамическое нагружение образцов из композиционных материалов. Композиты представляют собой неоднородные структуры, образованные сочетанием армирующих элементов и изотропного связующего. Армирующие элементы в виде тонких волокон, нитей или ткани определяют высокую прочность и жесткость материала, а связующее обеспечивает совместную работу армирующих элементов. Данные материалы применяются во многих областях промышленности, например авиастроении, металлургии, строительстве и т.д..

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Задачами работы являются экспериментальное и теоретическое исследование поведения композиционных материалов и численное моделирование деформирования и разрушения анизотропных композиционных материалов. Одной из задач при разработке математической модели является ее идентификация, которая будет проведена по данным квазистатических и динамических натурных испытаний (растяжение-сжатие стандартных образцов, динамическое нагружение при воздействии ударника). Представлены результаты численного моделирования динамического нагружения цилиндрического корпуса внутренним давлением в изотропном и анизотропном случае. Приводится сравнение результатов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 14-19-01173).

ОБ ОДНОМ СПОСОБЕ ОПИСАНИЯ ИЕРАРХИЧЕСКИХ СТРУКТУРНЫХ БЛОКОВ МАССИВА ГОРНЫХ ПОРОД

Чанышев А.И., Белоусова О.Е.

*Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия
a.i.chanyshv@gmail.com*

Существует множество работ, посвященных описанию иерархии структуры массива горных пород, начиная от работ М.А. Садовского [1]. Одни авторы говорят о коэффициенте вложения одних размеров блоков в другие как о $\sqrt{2}$ [2], другие говорят о золотом сечении [3]. Некоторые авторы разрабатывают новый математический аппарат [4] для описания «иерархии структуры».

В данной работе предлагается для этих целей использовать неоднородность среды, выражающуюся в зависимости от координат точки упругих и неупругих характеристик, включая пределы упругости и прочности. Показывается, что таким образом легко определяются размеры блочной структуры и более того иерархия размеров структурных блоков при разрушении – в начале в неупругое состояние переходят наименее прочные элементы среды, затем по мере увеличения нагрузки в зависимости от соотношения скоростей упрочнения неупругих элементов и изменения прочностных свойств в это состояние переходят другие элементы, образуя иерархию структуры массива пород. Приводятся расчетные зависимости, иллюстрирующие высказываемое положение.

Литература:

1. Садовский М.А. О распределении размеров твердых отдельностей. Доклады Академии наук. 1983. Т. 269. № 1. С. 69.
2. Опарин В.Н., Тапсиев А.П., Розенбаум М.А., Рева В.Н., Бадтиев Б.П., Тропп Э.А., Чанышев А.И. Зональная дезинтеграция горных пород и устойчивость подземных выработок. -Новосибирск: Изд-во СО РАН. -2008г., 300с.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

3. Макаров П.В. Самоорганизованная критичность деформационных процессов и перспективы прогноза разрушения. Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 5. С. 97-112.

4. Ревуженко А.Ф. Теория пластичности и математический анализ на неархимедовой прямой. Физическая мезомеханика. 2001. Т. 4. № 3. С. 73-83.

ЧИСЛЕННОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕУСТОЙЧИВОСТЕЙ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

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 численному моделированию и экспериментальному исследованию процесса динамического деформирования специальных металлических образцов типа «сдвиг-сжатие» с целью изучения механизмов локализации пластической деформации и формирования полос адиабатического сдвига.

На разрезном стержне Гопкинсона-Кольского (эксперимент на сжатие) испытывались образцы «сдвиг-сжатие» [1]. Это цилиндрические образцы, имеющие прямоугольные вырезы под углом 45° , расположенные с двух сторон. В данных образцах, в силу их геометрии, при эксперименте на сжатие реализуется напряжённо-деформированное состояние, близкое к чистому сдвигу.

В ходе эксперимента режиме реального времени боковая поверхность образцов снималась высокоскоростной инфракрасной камерой CEDIP Silver 450M. Полученное распределение поля температур позволило судить о развитии процесса локализации деформации. После эксперимента сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5010.

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 [2]. Результаты численных расчётов качественно 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 изменениями в материале. Измеренная температура в зоне локализации (70°C) не подтверждает традиционные представления о

механизмах локализации деформации, как автокаталитического температурного контроля вязкопластических явлений. Структурный анализ показал коррелированное поведение ансамбля микродвигов, которое может быть классифицировано, как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ № 13-08-96025 р_урал_а, № 14-01-31193 мол_а, № 15-08-08921 А.

Литература:

1. D. Rittel, G. Ravichandran, A. Venkert The mechanical response of pure iron at high strain rates under dominant shear. *Materials Science and Engineering*, 2006, no. A 432, pp. 191–201.

2. О.Б. Наймарк Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физическая мезомеханика*. – 2003. – Т. 6, №4. – С. 45-72.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Бочкарёва А.В.^{1,2}, Лунёв А.Г.^{1,2}, Баранникова С.А.^{1,3},
Горбатенко В.В.¹, Шляхова Г.В.¹, Зуев Л.Б.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

avb@ispms.tsc.ru, agl@ispms.tsc.ru bsa@ispms.tsc.ru

Широкое применение алюминиевых сплавов предполагает возможность воздействия на них различных факторов окружающей среды, которые инициируют утонение защитной оксидной пленки, что приводит к развитию коррозионных процессов и снижает общую безопасность конструкций. Несмотря на исследования процесса пластической деформации при прерывистой текучести в алюминиевых сплавах к настоящему моменту времени [1, 2], полные данные о неоднородности пластической деформации сплавов, подвергнутых водородному охрупчиванию, до сих пор отсутствуют, что существенно тормозит разработку принципов создания конструкционных коррозионно-стойких сплавов и их обработки.

В настоящей работе для исследований выбран дисперсионно-твердеющий сплав Д1. Водородное насыщение образцов проводилось электролитическим методом при постоянном контролируемом катодном потенциале в 1N растворе серной кислоты в течение 24...120 ч в трехэлектродной электрохимической ячейке [3]. Для анализа структуры использовалось несколько методик: оптическая, растровая электронная, просвечивающая электронная и атомно-силовая микроскопия. Механические испытания образцов проводились при 300 К по схеме

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

одноосного растяжения на испытательной машине LFM-125, снабженной автоматизированным комплексом ALMEC-tv для анализа цифровых спекл-изображений для изучения неоднородности деформации и разрушения в реальном времени.

Увеличение времени насыщения водородом приводит к сокращению продолжительности стадий деформационного упрочнения на диаграммах растяжения. Обработка полученных цифровых спекл-изображений позволила наблюдать зарождение одиночных фронтов локализованной деформации, подобных полосам Чернова-Людерса, и их перемещение во всем интервале деформаций. Наличие дефектов на поверхности наводороженных образцов в результате расслаивающей коррозии не являются препятствием для распространения фронтов локализованной деформации, однако приводит к снижению их скорости перемещения.

Результаты фрактографических исследований, проведенных на приборе LEO EVO 50, показали, что для образцов сплава в исходном состоянии характерно формирование вытянутых ямок сдвига, тогда как поверхность разрушения наводороженных образцов, представляет собой преимущественно систему ямок отрыва. Анализ состава сплава вблизи зоны среза показал наличие граничных зон, обогащенных медью в образцах, насыщенных водородом 120 часов. Основным процессом водородной коррозии и охрупчивания является электрохимическое локальное растворение материала.

Таким образом установлено, что водород усиливает неоднородность пластической деформации алюминиевого сплава Д1 и изменяет количественные параметры локализации пластической деформации.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013-2020 гг.

Литература:

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Известия РАН. Серия физическая, 1, 2012.
2. Danilov V.I., Vochkaryova A.V., Zuev L.B., Metal Physics and Metal Science, 6, 2009.
3. Баранникова С.А., Надежкин М.В., Мельничук В.А., Зуев Л.Б., Письма в ЖТФ, 17, 2011.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ16

Грабовецкая Г.П., Раточка И.В., Мишин И.П.,
Лыкова О.Н., Забудченко О.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия;
grabg@ispms.tsc.ru*

Результаты многочисленных исследований показывают, что высокие механические свойства ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов,

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), обусловлены не только малым размером зерна, но и фазовым составом, высокой плотностью деформационных дефектов, неравновесным состоянием границ зерен и наличием дальнедействующих полей напряжений. Указанные параметры структуры могут существенно изменяться в процессе выдержке УМЗ материалов при повышенных температурах.

В работе проведены исследования влияния исходного фазового состава на формирование УМЗ структуры, а также последующих отжигов в интервале температур 673-873 К на эволюцию структурно-фазового состояния, развитие деформационных процессов и разрушение УМЗ двухфазного ($\alpha+\beta$) титанового сплава ВТ16.

Установлено, что фазовый состав УМЗ сплава ВТ16 определяется в основном его элементным составом и режимом ИПД. В процессе отжигов в интервале температур 623-723 К длительностью до 30 часов не происходит заметного изменения среднего размера элементов зеренно-субзеренной структуры УМЗ сплава ВТ16, но имеет место немонокотное изменение механических свойств и склонности сплава к локализации пластической деформации. После отжигов в указанном интервале температур в течение 6-12 часов прочностные характеристики сплава снижаются, а затем, с увеличением времени выдержки, постепенно повышаются до значений, близких к соответствующим значениям для исходного УМЗ состояния.

В УМЗ сплаве в состоянии после ИПД практически вся пластическая деформация локализуется в двух макрополосах шириной 0,2-0,3 мм, образующихся одна за другой под углом $\sim 120^\circ$ друг к другу. После отжигов в течение 6-12 часов на поверхности образцов первоначально образуются мезополосы локализованной деформации и слабо выраженная шейка, в области которой затем формируются две макрополосы локализованной деформации. При этом на кривой растяжения УМЗ сплава ВТ16 наблюдается увеличение продолжительности стадии и эффекта деформационного упрочнения. Дальнейшее увеличение времени отжига приводит к уменьшению плотности мезополос локализованной деформации и продолжительности стадии и эффекта деформационного упрочнения.

Характер разрушения УМЗ сплава ВТ16 практически не зависит от времени дорекристаллизационного отжига. Зарождение трещины в УМЗ сплаве происходит в месте пересечения макрополос локализованной деформации. Трещина развивается как трещина нормального отрыва. При этом на первой стадии разрушения на фронте распространения трещины образуется пористая структура. Далее распространение трещины происходит вдоль макрополос локализованной деформации. В этой части трещины поверхность имеет вид хрупкого чашечного излома.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Предполагается, что повышение прочностных характеристик и склонности ультрамелкозернистого сплава VT16 к локализации пластической деформации с увеличением времени отжига до 30 часов обусловлено тремя наблюдаемыми факторами: уменьшением объемной доли β фазы и повышением ее прочностных характеристик за счет увеличения содержания легирующих элементов, а также фазовом наклепе, возникающим при $\beta \rightarrow \alpha$ превращении.

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

ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni₃Al ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ

Давыдов Д.И., Степанова Н.Н., Казанцева Н.В., Пилюгин В.П.

Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

davidov@imp.uran.ru

Интерметаллическое соединение Ni₃Al со сверхструктурой типа L1₂ является основной упрочняющей фазой жаропрочных никелевых сплавов, представляющих важную группу высокопрочных материалов. Эти сплавы применяются для изготовления турбинных лопаток, ответственных и наиболее нагруженных деталей авиационных и стационарных газотурбинных установок.

Для ряда интерметаллических соединений характерно изменение магнитного состояния при деформации. Характерной чертой таких интерметаллидов является то, что ферромагнитные элементы в упорядоченной структуре сильно изолированы друг от друга атомами неферромагнитных элементов. При увеличении степени деформации эффект возрастает, так как увеличивается степень разупорядочения в структуре, при этом атомы ферромагнитных элементов сближаются и могут взаимодействовать друг с другом.

Деформация может привести как к росту, так и к уменьшению значений магнитной восприимчивости сплавов на основе Ni₃Al. Различие в поведении сплавов объясняется различной структурой сплавов, возникающей в результате деформации.

Рассмотрено влияние различных видов деформации на магнитные свойства сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al для выяснения связи структурного состояния сплава с характером изменения его магнитной восприимчивости. Влияние деформации на магнитные свойства неоднозначно. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) кручением под давлением приводит к значительному понижению магнитной восприимчивости. После холодной прокатки (40%) магнитная восприимчивость уменьшается. После испытаний на растяжение,

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

проведенных при температуре 880°C, магнитная восприимчивость возрастает.

Проведено исследование магнитных свойств интерметаллида Ni_3Al , двойного и легированного железом и кобальтом, после интенсивной пластической деформации кручением под давлением. Для всех исследованных образцов деформация (10 оборотов, 10 ГПа) приводит к формированию нанокристаллического состояния. После деформации происходит значительное снижение степени дальнего порядка, что приводит к уменьшению магнитной восприимчивости сплава Ni_3Al , и намагнитченности интерметаллида Ni_3Al-Co . Исходно ферромагнитный сплав Ni_3Al-Fe становится парамагнитным при комнатной температуре.

Различие в поведении магнитных свойств объясняется различным характером структуры сплава после деформации. Происходящее при интенсивной пластической деформации образование нанокристаллической структуры (размер зерен в среднем 20 нм) сопровождается появлением многочисленных дефектов внутри кристаллитов, большого числа границ и, соответственно, приграничных искаженных объемов. Результатом является падение степени дальнего порядка в сплаве в целом. Этот процесс сопровождается понижением магнитной восприимчивости интерметаллида.

При высокотемпературной деформации вблизи зоны разрушения были видны полосы деформации, внутри которых повышена плотность дефектов. Можно видеть большое количество пересекающихся дефектов упаковки. В месте их пересечения возникает объемный комплекс дефектов, представляющий собой область с повышенной концентрацией атомов никеля и нарушенным дальним порядком. Такой комплекс дефектов, локально образовавшийся в сплаве с высокой степенью дальнего порядка, выступает в качестве ферромагнитного кластера в парамагнитной матрице.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-03-31499.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЙ ПЕРЕХОД В МАТЕРИАЛЕ С РЕЗКИМ ПРЕДЕЛОМ ТЕКУЧЕСТИ

Горбатенко В.В.¹, Данилов В.И.^{1,2}, Зуев Л.Б.¹

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

²*Северский технологический институт Национального исследовательского
ядерного университета «МИФИ», Россия
gvv@ispms.tsc.ru, dvi@ispms.tsc.ru*

Существует проблема упругопластических переходов в конструкционных материалах, как при обработке давлением, так и при эксплуатации в упругой и упругопластической областях нагрузок. Задачей исследования являлось установление физических механизмов

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

упругопластического перехода реализующихся на макро-, мезо- и микроскопических масштабных уровнях с учетом взаимовлияния процессов, протекающих на этих уровнях. Объектом исследования являлись материалы с резким пределом текучести. Известно, что в этом случае упругопластический переход происходит путем зарождения и распространения полос Чернова – Людерса (ПЧЛ). Установлено, что процесс зарождения ПЧЛ начинается с формирования у одного края образца клинообразной деформированной области, которая в дальнейшем расширяется и распространяется к противоположному краю. При этом инициировать зарождение полосы в заданной точке путем идентифицирования или воздействия силовым пучком не удается. Скорость движения фронта полосы на этом этапе составляла 0.4...1.2 мм/с, при скорости перемещения подвижного захвата нагружающего устройства $3.3 \cdot 10^{-3}$ мм/с. Прораствание полосы в виде клина происходит на восходящей и на ниспадающей ветвях зуба текучести, поэтому моменту, когда зародыш полосы пересекает все сечение образца, соответствует нижний предел текучести. Этот факт ставит под сомнение известную модель Коттрелла формирования зуба текучести в железоуглеродистых сплавах, как напряжения необходимого для отрыва дислокаций от облака примесных атомов углерода. После прораствания полосы через все сечение образца формируется пара подвижных фронтов. Наблюдать один фронт можно только в том случае, когда зарождение полосы происходит вблизи захвата, поэтому расширение ПЧЛ возможно только в одну сторону. Определены пределы вариации скоростей фронтов (0.08...1.0 мм/с). Скорости пары фронтов одной полосы одинаковы, однако, если один из них останавливается, то второй начинает перемещаться с удвоенной скоростью. Обычным является зарождение двух ПЧЛ у обоих захватов нагружающего устройства. В этом случае характер изменений скоростей более сложный. Он зависит от числа распространяющихся ПЧЛ и от числа подвижных в данный момент фронтов ПЧЛ. Изучен характер эволюции формы и ориентации фронта в процессе движения. Тонкая структура фронта меняется в процессе движения. Фронт может расщепляться, у него могут наблюдаться предвестники, При встрече фронтов ПЧЛ вначале происходит их взаимопроникновение только затем аннигиляция. Пространство между встречно движущимися фронтами может разбиваться на фрагменты ПЧЛ более мелкого масштаба. Все перечисленные результаты свидетельствуют о том, что фронт ПЧЛ может перемещаться по уже продеформированной области образца. Следовательно, общепринятое представление, согласно которому фронт ПЧЛ является границей между деформированной и недеформированной областями объекта, а сама полоса – это деформированная к данному моменту времени часть образца не соответствует действительности.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ 12ГБА

Деревягина Л.С.¹, Панин В.Е.¹, Корзников А.В.², Гордиенко А.И.¹

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

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

lsd@ispms.tsc.ru korzников@imsp.ru

Для практического использования низкоуглеродистых трубных сталей важна высокая прочность для уменьшения металлоемкости конструкций и информация о ее пластических свойствах и характере разрушения в области низких температур. Поэтому целью настоящей работы является исследование механических свойств трубной стали 12ГБА с исходной крупнозеренной (КЗ) феррито-перлитной структурой и улучшенной воздействием интенсивной теплой прокатки (ТП).

Для этого проведены испытания стали на растяжение в интервале температур от $T=20^{\circ}\text{C}$ до $T=-196^{\circ}\text{C}$, построены температурные зависимости характеристик прочности и пластичности, изучены микромеханизмы разрушения стали, позволяющие качественно судить о вязкости ее разрушения.

Обнаружено, что при комнатной температуре предел текучести $\sigma_{0.2}$ стали после обработки почти в два раза превышает $\sigma_{0.2}$ стали в исходном КЗ состоянии (рис.1, а). Повышение предела прочности σ_B стали после ТП составляет 22%. В то же время характеристики пластичности снизились почти вдвое (рис.1, б).

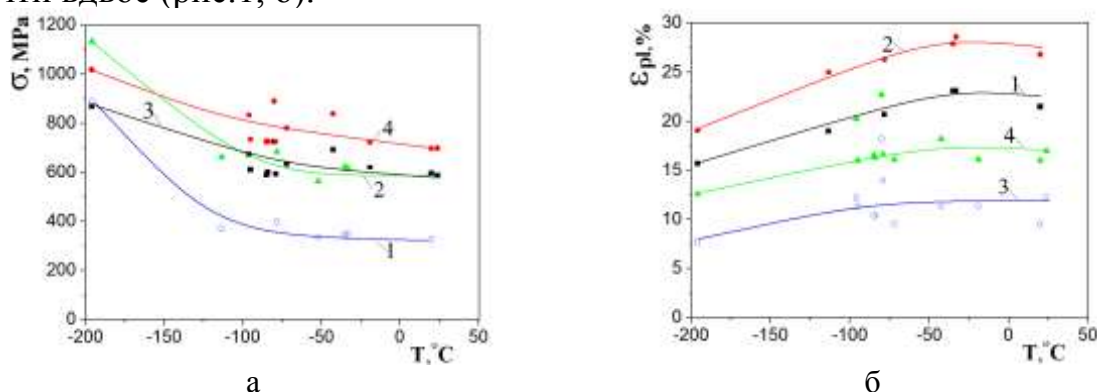


Рис.1. Температурные зависимости стали 12ГБА: а) предела текучести $\sigma_{0.2}$ (1, 3) и предела прочности σ_B (2, 4); б) равномерного удлинения δ_p (1, 3), деформации до разрушения δ_k (2, 4); 1, 2 – КЗ состояние, 3, 4 – состояние после ТП

С понижением температуры испытания пластичные характеристики обработанной стали δ_p и δ_k незначительно уменьшаются на 21% и 24% соответственно, а прочностные – возрастают на ~50%. Более значительный рост прочностных характеристик с понижением температуры испытания (в 2-2.5 раза) наблюдали в стали с исходным КЗ состоянием, при этом δ_p и δ_k уменьшаются на 24% и 34% соответственно.

Микромеханизмы разрушения, выявленные на изломах образцов стали в КЗ состоянии, испытанных при комнатной температуре, – вязкие (рис. 2, а). Ямки воронкообразного типа, размер диаметра ямок ~ 25мкм

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

сопоставим с размером зерен. С ростом отрицательных температур вязкий, ямочный микромеханизм сохраняется, но плотность ямок уменьшается, появляются низкоэнергетичные микромеханизмы типа расслоения и трещины с «ручьистым» изломом на их берегах. При $T=-196^{\circ}\text{C}$ вязкий микромеханизм разрушения полностью заменяется транскристаллитным хрупким сколом, с характерными фасетками скола и типичными картинами «ручьистого» узора (рис.2, б).

Изломы стали 12ГБА после ТП при комнатной температуре также вязкие (рис. 2, в). Размер ямок (2-5мкм) сопоставим со средним размером зерен. С понижением температуры испытания на фоне ямок появляются трещины (рис. 2, г, д), плотность которых возрастает при приближении к $T=-196^{\circ}\text{C}$. Стенки трещин вплоть до достижения $T=-196^{\circ}\text{C}$ покрыты периодически расположенными ступеньками соскальзывания, что свидетельствует о раскрытии вязких трещин путем развития зон пластичности в их вершинах.

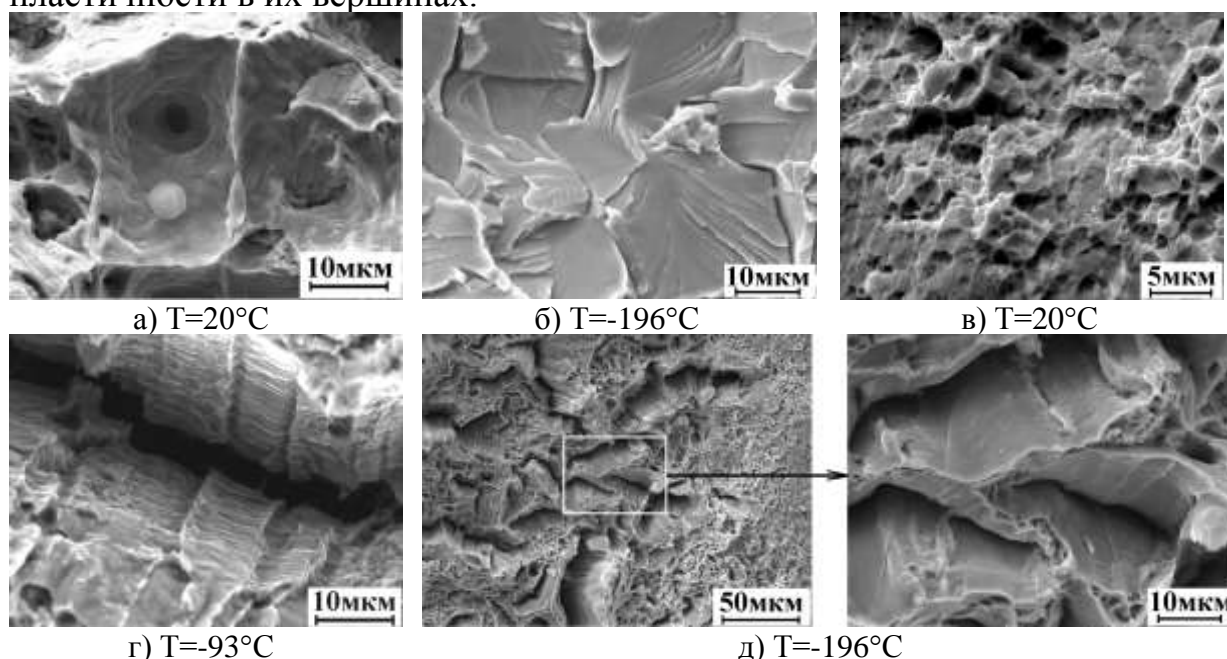


Рис. 2. Микромеханизмы разрушения стали 12ГБА в КЗ состоянии (а, б) и после ТП (в-д) при разных температурах испытания

Выводы

После термомеханической обработки и измельчения зеренно-субзеренной структуры в стали 12ГБА был достигнут высокий уровень прочности при сохранении достаточно высокой пластичности ($\delta_p=10\%$). Зависимости характеристик прочности и пластичности от температуры обработанной стали изменяются слабо. Как следствие этого, в изломах растянутых образцов вплоть до $T=-196^{\circ}\text{C}$ сохраняются вязкие, высокоэнергетичные микромеханизмы разрушения. Сталь в исходном состоянии, напротив, демонстрирует сильную температурную зависимость, что отражается в смене вязкого ямочного микромеханизма разрушения на хрупкий транскристаллитный скол.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 13-01-00403А.

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ В ШЕЙКЕ ПЛОСКОГО ОБРАЗЦА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Дерюгин Е.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

dee@ispms.tsc.ru

Определение напряжений в образцах на стадии формирования шейки является актуальной проблемой для инженерных приложений. Как правило, известные решения ограничиваются предсказаниями концентрации напряжений с учетом уменьшения поперечного сечения и кривизны боковой поверхности в зоне формирования шейки [1]. При этом не учитываются особенности неоднородного распределения пластической деформации. Кроме того, в литературе пренебрегается роль несовместной пластической деформации в распределении напряжений, что требует своего обоснования. Известно, что несовместная пластическая деформация обусловлена присутствием в объеме материала деформационных дефектов различного масштаба [2]. Пластическая составляющая ϵ^p полной деформации ϵ^e оказывается несовместной в некоторых локальных областях, где присутствуют деформационные дефекты. Эта несовместность компенсируется упругой деформацией ϵ^e . Таким образом, дефекты, вызывающие локальные несовместности пластической деформации, оказываются источниками поля напряжений.

В данной работе представлен результат расчетов пространственного распределения напряжений, соответствующего характеру распределения пластической деформации в шейке плоского образца при растяжении с учетом влияния несовместной пластической деформации на концентрацию напряжений.

В плоском образце аналитическим способом, описанном в работе [3], задавали гладкое поле пластической деформации в зоне X-образной формы, что качественно соответствует экспериментально наблюдаемым распределениям пластической деформации на стадии формирования шейки в виде связки 2-х сопряженных макрополос, ориентированных под углом максимальных скалывающих напряжений.

Без учета несовместной пластической деформации распределение напряжений качественно повторяет особенности распределения пластической деформации.

Чтобы вычислить внутренние напряжения, расчетное поле с заданным распределением несовместной пластической деформации разбивали квадратной сеткой. При достаточно мелком разбиении считали, что в каждом квадрате существует однородное поле пластической деформации. Аналитически было определено поле внутренних напряжений элемента релаксации квадратной формы с однородным полем пластической деформации. В каждый квадрат помещали элемент релаксации с

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

соответствующей величиной пластической деформации. Полное распределение напряжений получали суммированием полей от всех элементов релаксации.

Показано, что несовместная пластическая деформация составляет незначительную долю общей деформации образца. Тем не менее, она существенно влияет на качественные и количественные характеристики напряженного состояния образца в зоне формирования шейки.

Работа поддержана РФФИ, проект № 13-08-01404.

Литература:

1. Остсемин, А.А. К анализу напряженного состояния в эллиптической шейке образца при растяжении // Проблемы прочности № 4 (2009) 19-28.
2. Лихачев В.А., Волков А.Е., Шудегов В.Е. Континуальная теория дефектов. Л.: Из-во Ленингр. ун-та. (1986) 232 с.
3. Дерюгин, Е.Е. Аналитическое описание распределения пластической деформации в шейке плоского образца при растяжении // Письма о материалах. Т. 1 (2011) 231-23.

ИНЖЕНЕРНЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПО ДАННЫМ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ С ШЕВРОННЫМ НАДРЕЗОМ

Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И., Кибиткин В.В.

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

Способ измерения трещиностойкости на образцах с шевронным надрезом обосновал в 1979 году Баркер Л.М. в работе [1]. Такая конфигурация позволяет проводить измерения для малоразмерных образцов. В образцах с шевронным надрезом не требуется перед испытаниями наводить усталостную трещину, расходовать много материала и иметь мощное нагружающее устройство. Геометрия шевронного надреза позволяет фиксировать и продлевать стадию стабильного распространения трещины и тем самым более точно рассчитать начало катастрофического разрушения образца. Как правило, в экспериментах используют короткие образцы круглого сечения. Недостатком указанного метода измерения является то, что испытание требует режима «нагрузка-разгрузка», чтобы определить изменение податливости образца в процессе распространения трещины. Кроме того, в расчетные формулы входят подгоночные коэффициенты, учитывающие нелинейное поведение материала и сложную геометрическую форму образца.

В данной работе представлен новый инженерный метод определения трещиностойкости материалов, разработанный в лаборатории физической мезомеханики ИФПМ СО РАН для малоразмерных образцов с шевронным надрезом. Испытания проводят на образцах удлиненной формы

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

прямоугольного сечения. Это позволяет рассматривать образец как миниатюрную конструкцию двухконсольного типа. Методами механики деформируемого твердого тела получены аналитические выражения, описывающие напряженное состояние образца с учетом сложной геометрии шевронного надреза. В качестве основной характеристики трещиностойкости материала определяется удельная энергия разрушения G (скорость высвобождения упругой энергии при распространении трещины).

С помощью зеркальной фотокамеры PENTAX K-5 через каждые 2с фиксируются изображения боковой поверхности нагружаемого образца, по которым измеряются длина и раскрытие шевронного надреза. Во многих случаях невозможно визуально определить место расположения вершины трещины. Для решения этой проблемы используются возможности метода корреляции цифровых изображений. Другим способом определения длины трещины является аналитический расчет по величине раскрытия трещины, зародившейся на конце шевронного надреза.

В отличие от подходов линейной механики разрушения (ЛМР), данная методика не накладывает жестких ограничений на размеры пластической зоны у вершины трещины. В расчетной формуле нет никаких эмпирических констант. Все необходимые параметры определяются экспериментально.

Показано, что измеряемое смещение λ концов шевронного надреза содержит вклад λ_p , который не связан с увеличением длины трещины, а обусловлен только пластической деформацией образца в целом. В общем $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$, где λ_e – вклад, связанный только с увеличением длины трещины. Предложено в качестве дополнительной характеристики трещиностойкости материала использовать отношение λ_p/λ_e .

Приведены данные измерений трещиностойкости ряда конструкционных материалов.

Работа поддержана РФФИ, проект № 13-08-01404.

Литература:

1. Barker L.M. Theory for determining K_{Ic} from small, non-LEFM specimens, supported by experiments on aluminum // Int. J. of Fracture, 15, No. 6 (1979) 515-536.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421

Землякова Н.В., Разов Е.Н.

*Институт проблем машиностроения ИЦ РАН, Нижний Новгород, Россия
serti222@ya.ru*

Термомеханическая обработка (ТМО) легких алюминиевых сплавов с литием позволяет создавать оптимальные для аэрокосмической области свойства материалов. К ТМО обработке относят методы интенсивной пластической деформации (*severe plastic deformation*) при квазистатическом или динамическом равноканальном угловом прессовании РКУП и высокоскоростное деформирование при сжатии. Важным требованием к микроструктуре листов из Al - Li сплавов после деформации состоит в уменьшении анизотропии механических свойств, которая определяется кристаллографической текстурой прокатки, расположением избыточных фаз и структурой зерна. Для понимания процессов, происходивших в микроструктуре ультрамелкозернистого алюминиевого сплава, после РКУП обработки и высокоскоростного сжатия, проводилась данная работа.

Цель работы: изучить влияние РКУП обработки и динамического сжатия на изменения микроструктуры алюминиевого сплава 1421 с ультрамелким и крупным зерном.

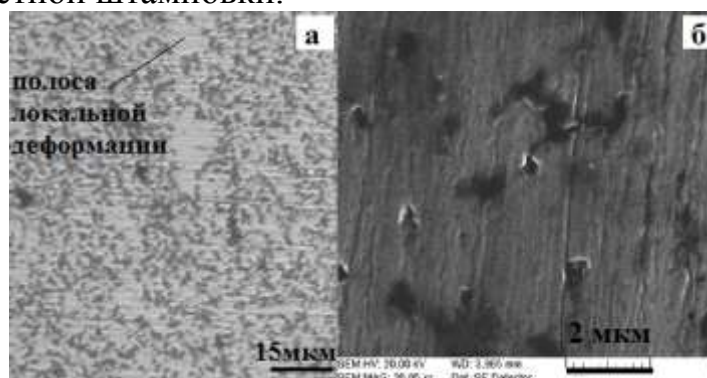
В работе исследовано влияние термомеханической обработки на структурную анизотропию алюминиевого сплава 1421 с разным размером зерна. Для получения изотропного распределения структурных составляющих сплава использовали квазистатическую деформацию методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту Вс: 8 проходов при температуре 420°C и далее 4 прохода при 350°C и динамического деформирование на сжатие по методу Кольского - Гопкинсона при комнатной температуре и постоянной скорости ударника 14 м/с, скоростью деформации $3 \div 6 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$.

Исследование проводили комплексными методами на металлографическом микроскопе Neophot - 32 и сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA II. Энергодисперсионный микрорентгеноспектральный анализ образцов сплава проводился на приставке Oxford Instruments INCA Energy 250. Фазовые превращения исследовали по термограммам, полученным методом дифференциально - сканирующей калориметрии (DSC) на установке NETZSCH DSC 204 F1 Phoenix.

Показано, что в сплаве с крупным (15 мкм) и ультрамелким (1.8 мкм) зерном после динамического сжатия получают развитие одинаковые процессы пластического деформирования образования полосовой структуры, расстояние между полосами составляют 2 мкм и 0,5 мкм

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

соответственно. Появление полосовой структуры при динамическом сжатии является следствием процессов фрагментации сплава. Изменения происходят в структурно - фазовом составе сплава: с зерном 1,8 мкм - частичное механическое растворение строчечной S' (Al_2MgLi) - фазы, а в сплаве с размером зерна 15 мкм - дополнительные выделения S' - фазы. Проведенные исследования могут быть полезны для изготовления изделий методом скоростной штамповки.



Микроструктура сплава 1421 после РКУП обработки (а) и динамического сжатия (б)

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТРУКТУРУ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Астафуров С.В., Шилько Е.В., Колубаев Е.А., Псахье С.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
svastafurov@gmail.com

Развитие современного машиностроения невозможно без создания современных методов производства неразъёмных соединений. Одним из ярчайших прорывов в области сварки является создание в конце двадцатого века технологии сварки трением с перемешиванием (СТП). Использование данной технологии позволяет сваривать материалы, в том числе разнородные, без их плавления. Следствием этого является огромное количество преимуществ СТП по сравнению с традиционными методами сварки. Среди них можно выделить отсутствие изменения свойств материала в связи с его перегревом, горячих трещин и другие.

Основной сложностью при реализации технологии СТП является оптимальный подбор технологических параметров процесса. Среди них можно выделить скорость сварки, частоту вращения инструмента, форму инструмента и другие. Экспериментальный подбор данных параметров является крайне трудоёмкой и дорогостоящей задачей. При этом некорректный выбор параметров сварки может негативно сказываться на качестве получаемых сварных соединений. В связи с этим целью настоящей работы являлось теоретическое изучение влияния частоты вращения инструмента и скорости сварки на структуру формируемого

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

сварного соединения. Исследование проведено с помощью компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов. Выбор данного метода определяется рядом его преимуществ при решении подобных сложных динамических задач. Среди них можно выделить возможность напрямую моделировать процессы масс опереться и перемешивания масс, формирования повреждений и формирование новых химических связей между фрагментами материала.

Для решения поставленных задач была разработана двухмерная структурная модель, в рамках которой рассматривалось сваривание двух пластин сплава Д16Т в процессе СТП. При моделировании процесса сварки трением с перемешиванием рассматривалось движение вращающегося абсолютно жесткого неразрушающегося инструмента с заданными угловой и поступательными скоростями. При этом в работе рассматривались различные скорости вращения рабочего тела и скорости сварки.

Анализ результатов компьютерного моделирования показал, что качество формируемого сварного соединения, определяемое, в частности его пористостью и однородностью распределения свариваемых материалов в объеме шва, в значительной степени зависит от отношения скорости вращения рабочего инструмента к скорости сварки. Так для рассматриваемой модельной системы при высоких значениях данного отношения (более 30) имеет место формирование однородного шва с минимальным объемным содержанием пор (около 4 об.%). Снижение величины данного отношения (путем увеличения скорости сварки или снижения частоты вращения инструмента) приводит к увеличению пористости сварного соединения и более неоднородному распределению свариваемых материалов в объеме шва. При малых значениях отношения скорости вращения к скорости сварки (менее 10 для рассматриваемой модельной системы) имеет место непровар и сварное соединение теряет свою сплошность. Таким образом, синхронизация частоты вращения инструмента и скорости сварки является важнейшим условием для получения качественных однородных сварных соединений с минимальным содержанием пор.

Работа выполнена по гранту РФФИ №14-08-31662.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ЭФФЕКТЫ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ В АЛЮМИНИЕВО – МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В., Колубаев Е.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

plotnikov@phys.asu.ru

Характерным откликом алюминиево - магниевых сплавов на механическое нагружение является эффект прерывистой текучести, проявляющийся в формировании полос деформации, которые представляют

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

собой области локализации пластической деформации [1]. Прерывистая текучесть на зависимости напряжение – деформация представляет собой скачки (зубцы) напряжения, причем полоса деформации, ответственная за акт прерывистой текучести, является макроскопическим объектом и развивается из критического зародыша полосы. Каждый акт прерывистой текучести связан с появлением одной полосы деформации, которому соответствует импульс акустической эмиссии [2].

Если же фиксировать деформацию в зависимости от времени нагружения возрастающей нагрузкой образцов из сплава АМгб, то, как показано на рис. 1, наблюдается монотонное и скачкообразное накопление деформации, сопровождающееся акустической эмиссией. Монотонное накопление деформации величиной до 4 % сопровождается формированием пика акустической эмиссии. Макроскопические скачки сопровождаются единичными акустическими импульсами аномально большой амплитуды. Основной вклад в накопление деформации вносят макроскопические деформационные скачки, суммарная величина которых достигает 10 % при общей деформации 14 %.

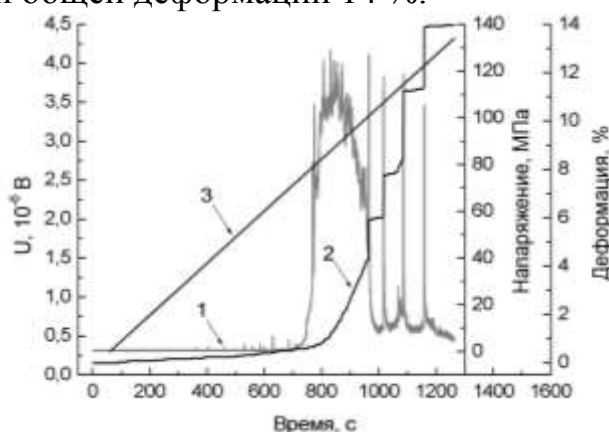


Рис. 1. Цикл изотермического нагружения образца при 25 °С: 1 –среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии как функция времени цикла; 2 – накопление деформации в цикле; 3 – механическое напряжение в цикле; все параметры синхронизированы в одном временном масштабе.

Трансформация монотонной акустической эмиссии в единичные акустические сигналы может свидетельствовать о высокой корреляции элементарных деформационных актов на скачкообразных участках накопления деформации, выход которых на поверхность кристалла формирует систему когерентных первичных акустических сигналов. Интерференция первичных сигналов акустической эмиссии приводит к появлению единичного сигнала аномально большой амплитуды.

Литература

1. Криштал М.М. Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести // ФММ, 1993, т. 75, №5, с. 31-35.
2. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. Взаимосвязь макролокализации деформации, прерывистой текучести и особенностей акустической эмиссии при деформировании алюминий-магниевого сплава // ФММ, 1996, т.81, №1, с.156-162.

THEORETICAL STUDY OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL FRICTION STIR WELDING PARAMETERS ON WELD STRUCTURE

Astafurov S.^{1,2}, Shilko E.^{1,2}, Kolubaev E.^{1,3}, Psakhie S.^{1,3}

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

²*National Research Tomsk State University, Russia,*

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia*

svastafurov@gmail.com, shilko@ispms.tsc.ru, eak@ispms.tsc.ru, sp@ispms.tsc.ru

Abstract. Computer simulation by the movable cellular automaton method was performed to study the dynamics of friction stir welding of duralumin plates. It is shown that the ratio of the rotation rate to the translational velocity of the rotating tool has a great influence on the quality of the welded joint. A suitably chosen ratio of these parameters combined with additional ultrasonic impact reduces considerably the porosity and the amount of microcracks in the weld.

Introduction

Progress in modern industry requires the development of new technologies for the production of non-detachable joints. A technological breakthrough in welding was the development and industrial implementation of the friction stir welding (FSW) technique [1], which was patented in the end of 1991 by The Welding Institute UK and found wide industrial application in the middle of the 1990s [1-4]. During FSW the welded components are joined by mixing the material of the welded edges with a special rotating tool plunged into the material and moving along the joint line [2-4]. The material mixed by the rotating tool stays within a zone limited by the tool shoulders where the weld is formed. In so doing, the welded materials are in the non-melted plastic state. The FSW technology has a number of important technological advantages. These are the absence of hot cracks, pores, possibility to join dissimilar alloys and materials (including those that were earlier considered unweldable by fusion welding) [2,3,5].

The practical application of FSW faces some serious difficulties associated with the choice of technological parameters such as the tool shape, penetration depth, rotation rate and tool speed, and so on [2,5,6]. A non-optimal choice of the FSW parameters often reduces the weld quality due to the formation of a large number of different-scale defects in the weld. As a result, the weld strength is reduced. The above FSW parameters are rather difficult to determine experimentally. Therefore it seems promising to use modern computer simulation methods to solve this problem. Since friction stir welding is accompanied by an intensive formation of damages and structural defects on different scales, by mass transfer, heating, and other processes, a discrete approach seems to be the most efficient to simulate this technology. This paper studies the dynamics of friction stir welding of duralumin plates based on computer simulation by the movable cellular automaton (MCA) method [7-8]. This method is a representative of the family of discrete element methods used to simulate the mechanical response of materials on different scales.

Problem statement

A two-dimensional structural model was developed to study the dynamics of FSW on the mesoscale within the MCA method framework (Fig. 1). The motion of a rotating absolutely rigid disc (hereinafter referred to as a working body or tool) along the interface of two metal plates (Fig. 1a) was considered. The plate dimensions were 10×25 mm. The diameter of working body was 3 mm. The working body was initially placed at a distance of 8 mm from the left lateral surface of the simulated system (Fig. 1a). This position of the tool was chosen so that to minimize the influence of the lateral faces (particularly, elastic wave reflection) on the dynamics of the FSW process.

A three-stage loading scheme was used. On the first stage the initial stress state of the system was simulated by its hydrostatic compression. This stage was necessary because we simulated a relatively small fragment of the joined materials. In this case, a large number of elastic waves can propagate in the plane of really joined plates as well as high elastic stresses can arise during the tool motion. These stresses within the considered model can be simulated by applying initial pressure. On the second stage the lateral, upper and lower faces of the simulated system were fixed, and the system was kept until the force equilibrium was reached. On the third stage the FSW process was simulated by the tool motion with translational velocity V_{trans} along the joint line between the two plates and its rotation about the disc axis with angular velocity ω (the instantaneous linear velocity of rotation on the disc surface was $V_{rot}=\omega R$, where R is the tool radius).

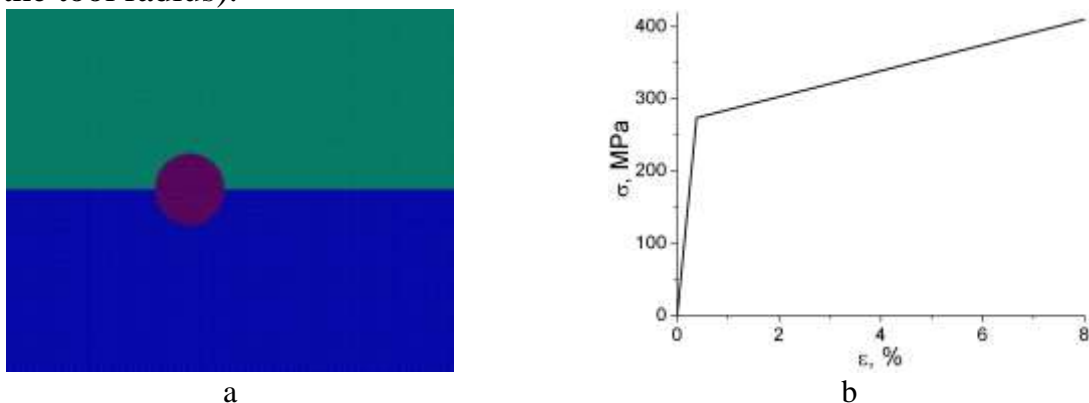


Figure 1. Structure of the simulated system (a) and response function of duralumin plates (b).

The inelastic deformation of moveable cellular automata was described using the plastic flow theory with the von Mises yielding criterion [7-8]. The input parameters of moveable cellular automata within the used MCA method formalism are the elastic characteristics and uniaxial loading diagram of the simulated material which determine the response function of a moveable cellular automaton. The response function of the cellular automata that simulated the welded plates was described by the elastic-plastic loading curve with linear hardening (Fig. 1b) plotted by approximating the uniaxial tension curve of macroscopic duralumin samples. An essential advantage of the MCA method, like in all discrete element methods, is that a discrete element can change its

neighborhood. This allows one to explicitly take into consideration the breaking and reformation of chemical bonds between material fragments simulated by individual elements. Bond breaking in the MCA method is simulated by switching the state of a pair of interacting discrete elements from chemically linked to unlinked state. Pairs of unlinked discrete elements can experience only contact interaction that includes the compression resistance force of a pair and dry/viscous friction force. The switching from linked to unlinked state is criterial. The MCA simulation of friction stir welding processes was conducted using a two-parameter Drucker–Prager fracture criterion. The chemical bond formation in pairs of unlinked (contacting) moveable cellular automata was also simulated using a special criterion. The criterion of new bond formation between elements was the value of work of plastic deformation.

Discussion of results

In this paper, the dynamics of friction stir welding was analyzed. The computer simulation results have shown that when the rotating tool starts to move materials of the plates adhere to the tool surface, during which fragments of matter in the contact region between the joined plates and the tool are torn off and intensively stirred (Fig. 2a). As the tool advances, materials of the plates continue to stir and the stirred material is transferred from front (region to the right from the rotating tool in Fig. 2) to back around the tool (Fig. 2b) to form the weld (Fig. 2c). It is seen from Fig. 2c that the region behind the tool includes at least two zones. Directly behind the tool is observed an area in which take place processes of mixing of the substance and which are characterized by relatively high porosity. At a distance of about 1/6 of the tool radius, starting the area in which the mixing processes are completed. This zone is characterized by a relatively uniform distribution of the welded materials. The produced weld is slightly asymmetric relative to the joint line between the plates. The width of the weld zone below the joint line is by about 7% larger than that of the upper zone (Fig. 2c). This result agrees well with the available experimental data [5,6].

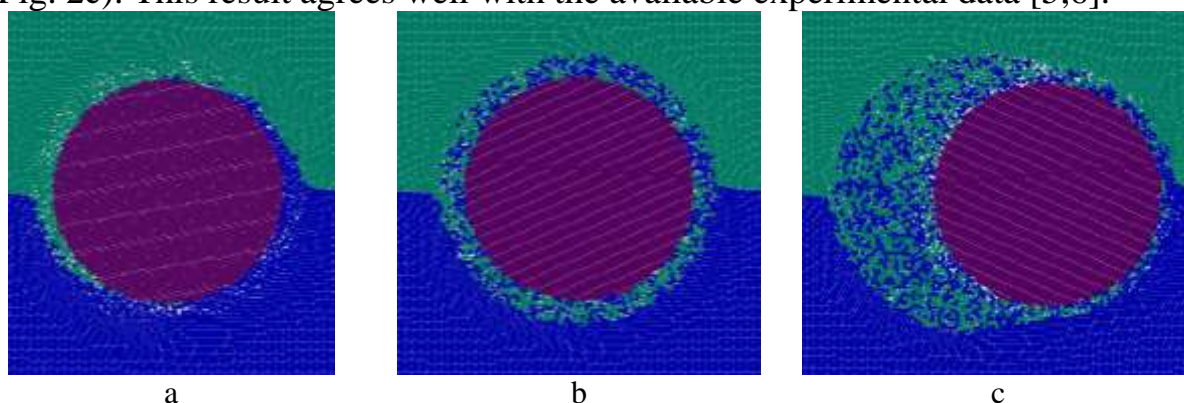


Figure 2. Structure of the material in the vicinity of the rotating tool at different points of time, $V_{trans} = 0.2$ m/s and $V_{rot} = 7.6$ m/s: $t=0.0004$ s (a), $t=0.015$ s (b), $t=0.07$ s (c).

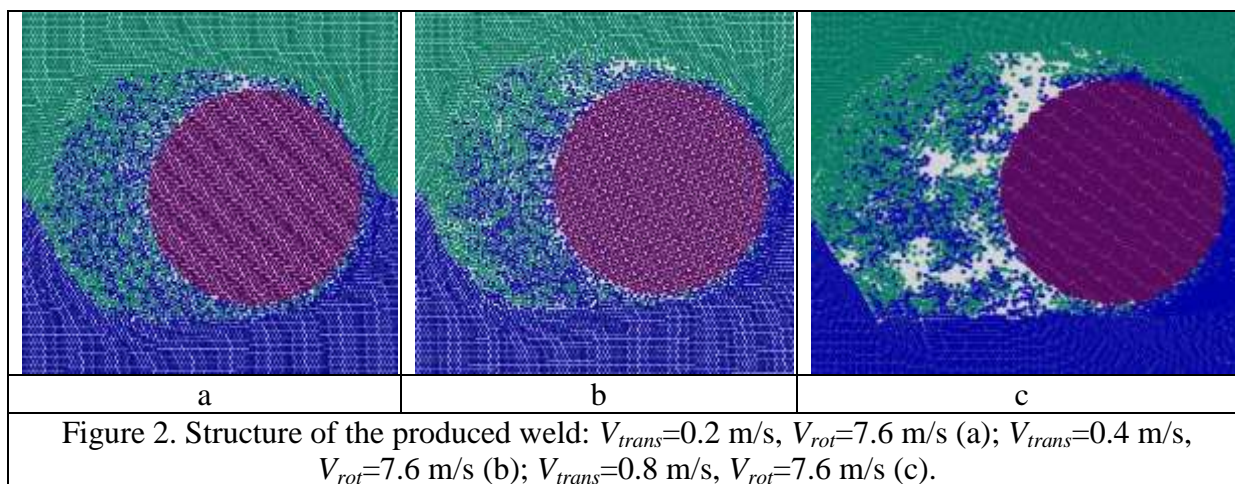
Analysis of the computer simulation results showed that the weld quality, which is determined by its porosity, uniform volume distribution of welded materials, and other factors, greatly depends on the tool motion regime (on the

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

ratio of instantaneous linear velocity of rotation on the tool surface V_{rot} to translational velocity V_{trans}). Figure 3 illustrates the structure of the produced weld for three different tool motion modes. It is seen from the figure that with the decreasing value of V_{rot}/V_{trans} (due to increasing velocity V_{trans}) the weld quality decreases. For example, at $V_{rot}/V_{trans}=38$ ($V_{rot}=7.6$ m/s, $V_{trans}=0.2$ m/s, Fig. 3a) the weld joint has rather low porosity (4.2 vol %, Table 1) and a small number of planar defects (microcracks). A two-fold decrease in V_{rot}/V_{trans} ($V_{rot}=7.6$ m/s, $V_{trans}=0.4$ m/s, Fig. 3b) leads to weld porosity increase (more than 1.5-fold, Table 1). In this case, the weld has a large number of long microcracks. With the further decrease in the ratio V_{rot}/V_{trans} ($V_{rot}=7.6$ m/s, $V_{trans}=0.8$ m/s, Fig. 3c) the weld loses its continuity. As one can see from Fig. 3c, the weld contains macropores and macrocracks even at a large distance from the rotating tool. The porosity value in the back region amounts to 23.4 vol % (Table 1). Consequently, the synchronization of the rotating and translational velocities of the tool is a necessary condition for producing welds with low amount of pores, microcracks, and uniform volume distribution of welded materials in the weld.

Table 1. Weld porosity versus tool motion mode.

V_{rot}/V_{trans}	Porosity, vol %
38 ($V_{rot}=7.6$ m/s, $V_{trans}=0.2$ m/s)	4.2
19 ($V_{rot}=7.6$ m/s, $V_{trans}=0.4$ m/s)	6.5
9.5 ($V_{rot}=7.6$ m/s, $V_{trans}=0.84$ m/s)	23.4



A possible way of weld quality improvement during friction stir welding is application of additional ultrasonic impact to the rotating tool. Analysis of literature [9,10] shows that such additional treatment can increase the fatigue strength of the welded joint, provides microcrack and pore healing, and increases the weld microhardness. In this paper, we theoretically studied the influence of vibrational treatment on the welded joint properties. Ultrasonic vibration was simulated by applying, along with the translational and rotational velocities, additional sign-alternating velocity V_{us} , which is characterized by amplitude (A_{us}) and frequency (ν_{us}) of oscillation. Different values of amplitude and frequency of this ultrasonic impact were considered. Analysis of the

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

obtained results revealed that the application of additional ultrasonic vibration to the rotating tool increases the quality (reduces porosity) of the produced weld. For all the considered vibration amplitudes and frequencies, the weld porosity is lower than in the case of welding without ultrasonic treatment (comparison data are given in Table 2). The lowest weld porosity value (1.2 vol %) was obtained at $A_{us} = 6.28$ m/s and $\nu_{us} = 33$ kHz. This welding mode provided the most uniform distribution of the welded materials over the weld volume.

Table 2. Weld porosity versus ultrasonic vibration amplitude and frequency ($V_{rot}=7.6$ m/s and $V_{trans}=0.2$ m/s).

A_{us} , m/s	ν_{us} , kHz	Porosity, vol %
0	0	4.2
6.28	33	1.2
12.56	33	1.6
6.28	66	1.9
12.56	66	2.2

Conclusion

MCA computer simulation was performed to theoretically study the dynamics of friction stir welding of duralumin plates. It is shown that synchronizing the rotational and translational velocities of the tool is one of the necessary conditions for the production of welded joints with a small number of pores, microcracks, and uniform volume distribution of welded materials in the weld. The application of additional ultrasonic impact to the rotating tool reduces the weld porosity without significant increase in the weld width.

Acknowledgments

The work was carried out at the financial support of the RF Ministry of Education and Science (Contract No. 02.G25.31.0063) in the framework of the RF Government Decree No. 218. Astafurov S.V. and Shilko E.V. acknowledge financial support from The Tomsk State University Academic D.I. Mendeleev Fund Program in 2015 (research grant No. 8.2.19.2015)

References:

1. W.M. Thomas, E.D. Nicolas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Templesmith and C.J. Dawes, GB Patent No. 9125978.8 (6 December 1991).
2. V.A. Frolov, A.N. Ivanyukhin, A.N. Sabantsev, S.A. Didenko, V.Yu. Konkevich and V.V. Belotserkovets, *Welding International* 24(5), 358-365 (2010).
3. E.V. Sergeeva, *The Paton Welding J.* 5, 56-60 (2013).
4. W.M. Thomas, E.D. Nicholas, *Materials & Design* 18(4-6), 269-273 (1997.)
5. E.A. Kolubaev, *Rus. Phys. J.* 57(10), 1321-1327 (2015).
6. R. Nandan, T. DebRoy, H.K.D.H. Bhadeshia, *Progress in Mat. Sci.* 53, 980-1023 (2008).
7. S.G. Psakhie, E.V. Shilko, A.S. Grigoriev, S.V. Astafurov, A.V. Dimaki, A.Yu. Smolin, *Eng. Fract. Mech.* 130, 96-115 (2014).
8. E.V. Shilko, S.G. Psakhie, S. Schmauder, V.L. Popov, S.V. Astafurov, A.Yu. Smolin, *Comp. Mat. Sci.* 102, 267-285 (2015).
9. P. Kwanghyun, "Development and analysis of ultrasonic assisted friction stir welding process," Ph.D. thesis, University of Michigan, 2009.
10. L. Shi, C.S. Wu, X.C. Liu, *J. Mat. Proc. Techn.* 222, 91-102 (2015)

ФОРМИРОВАНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ СУБСТРУКТУР И РАЗРУШЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu-Mn

Конева Н.А.¹, Тришкина Л.И.¹, Черкасова Т.В.^{1,2}, Козлов Э.В.¹

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
koneva@tsuab.ru

Целью настоящего исследования было электронно-микроскопическое изучение эволюции дефектной структуры с деформацией поликристаллических твердых растворов Cu-Mn и установление взаимосвязи разрушения сплавов с формирующимися субструктурами. Особое внимание уделялось разориентированным дислокационным субструктурам (ДСС), проведена их классификация. Были проведены качественные и количественные исследования разориентированных дислокационных субструктур (ДСС), микродвойников и микротрещин, которые формируются в сплавах при разных размерах зерен $\langle d \rangle$.

Концентрация легирующего элемента марганца в меди варьировалась в пределах 0.4...25 ат.%. Плоские образцы с размером рабочей части $100 \times 12 \times 2$ мм³ подвергались растяжению на машине «Instron» со скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹ при температурах испытания 293 К. Для исследования были взяты поликристаллические сплавы с размерами зерен $\langle d \rangle$ от 10 до 240 мкм. Проведены измерения различных параметров ДСС: средней скалярной плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle$), кривизны-кручения кристаллической решетки (χ), плотности разориентированных границ ($P_{p.g}$), микродвойников и микротрещин (ρ_{tp}).

При небольших степенях деформации ($\epsilon_{ист}$) в сплавах с добавками марганца до 6 ат.% наблюдаются следующие типы ДСС: хаотическое распределение дислокаций и ячеистая ДСС. При повышении содержания Mn до 25 ат.% реализуется следующая последовательность превращения ДСС при небольших деформациях: дислокационный хаос \rightarrow скопления из дислокаций \rightarrow сетчатая и ячеисто-сетчатая ДСС. При развитой пластической деформации в сплавах Cu+0.4, 2.4 и 6 ат.% Mn формируется разориентированная ячеистая ДСС, а в сплавах Cu+10, 13, 19 и 25 ат.% Mn – разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС и микрополосовая. Эти последовательности превращений ДСС в процессе деформации наблюдаются при разных размерах зерен во всех исследованных сплавах. Отличие имеется в количественных параметрах ДСС. Скалярная плотность дислокаций во всех сплавах увеличивается с ростом степени деформации и уменьшением размера зерен.

Пластическая деформация вызывает в локальных местах появление изгиба-кручения кристаллической решетки χ , что сопровождается возникновением внутренних полей напряжений. Увеличение $\epsilon_{ист}$ приводит

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

к росту величины χ . Источниками этого процесса являются границы зерен, уступы на них, тройные стыки зерен, а также микротрещины, которые возникают в материале при развитой пластической деформации.

Развитая пластическая деформация сопровождается возникновением и развитием разориентированных субструктур и микротрещин. Микротрещины в сплавах с ячеистой ДСС образуются вдоль границ разориентированных ячеек. В сплавах с повышенной концентрацией легирующего элемента, в которых формируется микрополосовая субструктура, микротрещины распространяются в основном вдоль микрополос. Во всех исследованных сплавах микротрещины наблюдаются и по границам зерен. Разрушение материала для сплавов до бат.% Mn наступает при достижении степени деформации $\epsilon_{ист} = 0.60$, а для сплавов, содержащих более бат.% Mn – при степени деформации $\epsilon_{ист} = 0.80$. Обсуждаются причины различия пластичности сплавов, содержащих разное количество Mn.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России № 3.295.2014/К

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ И ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Костина А.А., Плехов О.А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

kostina@icmm.ru

В процессе пластического деформирования металлов часть механической энергии, затраченной на изменение формы образца, преобразуется в тепловую энергию, связанную с движением и аннигиляцией структурных дефектов, оставшаяся же часть представляет собой накопленную энергию, аккумулируемую в упругих полях дефектов различных структурных уровней. В 1937 году Тэйлором и Квинни [1] была предпринята, по-видимому, первая попытка экспериментального определения доли накопленной энергии в процессе деформирования поликристаллической меди. В результате было выдвинуто предположение, что доля диссипированной энергии представляет собой постоянную величину и составляет более 90% от величины работы, затраченной на формоизменение образца. В настоящее время данное предположение широко используется при построении различных моделей пластического деформирования и разрушения металлов. Современные экспериментальные исследования, выполненные, в том числе, с использованием метода инфракрасной термографии, показали, что данная величина является функцией процесса деформирования и может быть сравнительно малой по отношению к работе пластической деформации [2].

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

В данной работе предложено развитие статистической модели эволюции ансамбля структурных дефектов в материале, разработанной в Институте механики сплошных сред УрО РАН [3]. Эта модель учитывает стохастические свойства процесса эволюции дефектов, их нелинейное взаимодействие и связь между процессами микропластичности и накоплением микроповреждений в материале. Определяющие соотношения, полученные на основе данного подхода, позволяют построить модель накопления и диссипации энергии в процессе пластического деформирования и разрушения металлов. Полученные соотношения адаптированы для использования в пакете конечно-элементного моделирования Abaqus для решения трёхмерных задач локализации деформации, накопления микроповреждений и распространения трещин в металлах.

Возможности модели проиллюстрированы при решении задачи о балансе энергии в процессе пластического деформирования стали 03X18H11. Проведен расчёт доли накопленной энергии в процессе квазистатического растяжения, рассчитаны максимальные величины энергии, накопленной в материале в процессе деформирования, получена связь между скоростью накопления энергии и коэффициентом упрочнения материала.

С использованием гипотезы энергетического подобия процессов плавления и пластической деформации [4], предложен критерий разрушения металлов на основе расчёта величины накопленной энергии. Показана эффективность данного критерия при моделировании процесса зарождения трещин в стали 03X18H11 и их распространения в условиях сложного напряжённо деформированного состояния. Результаты численного моделирования имеют хорошее количественное совпадение, как с оригинальными экспериментальными результатами, так и с опубликованными результатами других авторов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-01-96005 и №14-01-00122.

Литература:

1. Taylor G.I. //Proc. R. Soc. A., 1934, 849, 307-326
2. Mason J.J. //Mech.Mater., 1994, 17, 2-3, 135-145
3. Наймарк О.Б. //Физ.Мезомех., 2003, 6, 4, 45-72
4. Федоров В.В.-Ташкент: ФАН УзССР, 1979, 168

**АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ
В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ
В РЕЗУЛЬТАТЕ ВЗРЫВНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ
НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ**

Викторов С.Д., Кочанов А.Н.

*Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия
kochanov@mail.ru*

Проблема прочности и разрушения твердых тел связана с развитием дефектов их структуры на различных масштабных уровнях, наиболее типичными из которых являются микро- и макротрещины. В настоящей работе выполнено экспериментальное изучение образования дефектов данного масштаба при взрывном воздействии на примере образцов гранита. Гранит представляет собой природный поликристаллический материал, состоящий из зерен натриево-калиевого полевого шпата (35-46%), кварца (20-27%), плагиоклаза (18-20%), которые отличаются различной прочностью. Кварц имеет по сравнению с другими минералами гранита очень высокие прочностные показатели, но низкие значения коэффициента трещиностойкости. При проведении исследований образцы гранита подвергались взрывному воздействию по двум различным схемам нагружения. В первом случае для изучения развития микротрещиноватости осуществлялось разрушение (дезинтеграция) образцов под действием взрывных волн высокой интенсивности, которые помещались в специальные ампулы сохранения. Во втором случае осуществлялось взрывное воздействие без видимых поверхностных разрушений образцов больших размеров, что позволяло проследить характер структурных изменений с расстоянием от центра взрыва. Анализ структурных изменений в граните, обусловленных взрывным воздействием, выполнен с применением методов оптической, сканирующей конфокальной лазерной и электронной микроскопии, а также с помощью ультразвуковых измерений.

Получены изображения микротрещин при увеличении до $75000\times$ и определены их параметры. Важной характеристикой микротрещин является величина их раскрытия, минимальная величина которой составляла примерно 0,1 мкм. По данным оптической микроскопии при анализе шлифов при реализации второй схемы нагружения величина раскрытия микротрещин составляла от 10 до 50-100 мкм. Зерна кварца и полевого шпата, несмотря на существенное различие в прочности, подвержены в равной степени образованию микротрещин. Преобладают внутрикристаллические трещины, а также микротрещины по границам раздела зерен. Большинство микротрещин имеют характер трещин растяжения. Макротрещины в образцах, образовавшихся после взрывного воздействия, имели сложную конфигурацию в виде извилистых каналов,

имеющих три характерных размера, ширина раскрытия которых была максимальна на некотором расстоянии от центра взрыва. Такой характер распространения макротрещин от центра взрыва обусловлен, очевидно, природной неоднородностью гранита как поликристаллического материала, состоящего из минеральных зерен различной прочностью. Применительно к условиям эксперимента размер ширины кончика макротрещины составлял примерно 10 мкм. Полученные экспериментальные результаты расширяют представления и имеют значение для понимания механизмов формирования дефектов в твердом теле на различных масштабных уровнях. Простейшие представления о макротрещине, перенесенные с трещины макромасштаба, требуют серьезной корректировки и переосмысления. Можно отметить разные механизмы зарождения и роста микро- и макротрещин в условиях взрывного воздействия.

**ПОЗИТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЕФЕКТОВ
ВАКАНСИОННОГО ТИПА В ФОЛЬГАХ МОНОКРИСТАЛЛА
АЛЮМИНИЯ С ТВИДОВЫМИ СТРУКТУРАМИ НА ПОВЕРХНОСТИ**

Cizek J.¹, Hruska P.¹, Anwand W.², Кузнецов П.В.^{3,4},
Миронов Ю.П.³, Бордулев Ю.С.⁴, Лидер А.М.⁴

¹*Faculty of Mathematics and Physics, Charles University in Prague, Czech Republic,*

²*Institut für Strahlenphysik, Helmholtz-Zentrum Dresden-Rossendorf, Germany,*

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

⁴*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
kpv@ispms.tsc.ru*

При циклическом растяжении фольг монокристаллов алюминия кубической ориентации, наклеенных на плоские образцы высокопрочных сплавов, наблюдаются самоподобные твидовые структуры, механизм образования которых не выяснен до настоящего времени. В [1] показано, что образование обсуждаемых структур может быть связано с нестабильностью Гринфелда. Предполагается [1], что перераспределение материала и образование структур может быть обеспечено собственными точечными дефектами, образующимися в приповерхностном слое алюминия при циклическом растяжении. Для проверки этого предположения необходимы методы прямого исследования дефектов в объеме и приповерхностных слоях твердых тел. Таким возможностями обладает метод аннигиляции позитронов (АП).

Целью настоящей работы являлось исследование дефектов вакансионного типа, образующихся в объеме и в приповерхностных слоях фольг монокристалла алюминия (100)<001> при циклическом растяжении с помощью метода АП и пучка позитронов с регулируемой энергией.

Исследовали фольги монокристалла алюминия (100)<001> после разного числа циклов, методики изготовления и циклических испытаний

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

которых описаны в [1]. Аннигиляционные характеристики позитронов получали путем измерения спектров времени жизни (СВЖ) позитронов и доплеровского уширения аннигиляционной γ -линии (ДУАЛ). Временное и энергетическое разрешение составляло 145 пс и 0.88 кэВ соответственно. В качестве источника позитронов использовали изотоп ^{22}Na .

Для послойного исследования дефектной структуры фольг путем измерения ДУАЛ использовали управляемый магнитным полем низкоэнергетический пучок позитронов.

В СВЖ позитронов в объеме алюминиевых фольг выделены две компоненты, связанные с АП в квазисвободном состоянии (τ_1) и захваченных дислокациями (τ_2). С ростом числа циклов растяжения (N) доля позитронов (I_2) захваченных дислокациями растет и достигает максимума при $N=10000$ циклов. С дальнейшим ростом числа циклов I_2 уменьшается и после $N=70000$ циклов становится близкой к соответствующей величине для фольг в исходном состоянии.

S и W параметры, зависящие от типа и концентрации дефектов вакансионного типа и получаемые из анализа ДУАЛ, ясно показывают, что позитроны вначале аннигилируют на поверхности, затем, при более высокой энергии позитронов $E \sim 1-2$ кэВ, в слое окисла толщиной $\sim(15-45)$ нм и, наконец, при $E \sim 35$ кэВ в объеме кристалла алюминия на максимальной глубине ~ 4.4 мкм. Установлено, что плотность дефектов вакансионного типа в деформированных фольгах неоднородна, она постепенно уменьшается по мере удаления от окисной пленки на поверхности фольги в объем кристалла. Полученные методом АП результаты о дефектах вакансионного типа в фольгах монокристалла алюминия обсуждаются с учетом литературных данных и данных, полученных другими методами.

Таким образом, в настоящей работе получены прямые экспериментальные свидетельства об образовании повышенной концентрации дефектов вакансионного типа под окисной пленкой в приповерхностном слое монокристалла алюминия при циклическом растяжении.

Литература:

1. П.В. Кузнецов, Ю.И. Тюрин, И.П. Чернов. I. Sigfusson. Нестабильность Гринфелда как механизм образования самоподобных структур на фольгах монокристалла алюминия при циклическом растяжении. Физика твердого тела, 2012, том 54, вып. 1, с.2110-2117.

**ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ИЕРАРХИИ
ТВИДОВЫХ СТРУКТУР НА ФОЛЬГАХ ВЫСОКОЧИСТЫХ
ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ
РАСТЯЖЕНИИ**

Кузнецов П.В.¹, Власов И.В.¹, Склярова Е.А.², Смекалина Т.В.²

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*
kpv@ispms.tsc.ru

Среди специфических усталостных явлений, традиционно наблюдаемых на поверхности чистых металлов, таких как образование экструзий и интрузий, устойчивых полос скольжения, зарождение и рост усталостных трещин, сравнительно менее изучено образование твидовых структур. Твидовые структуры представляют собой упорядоченную систему периодических возмущений поверхности, образующих на поверхности моно- и поликристаллов алюминия квадратные решетки со сторонами, ориентированными под углом около 45° к оси растяжения. Образование твидовых структур на поверхности фольг монокристаллов алюминия кубической ориентации связано со специфическим механизмом релаксации упругой энергии нагруженных фольг в результате неустойчивости Гринфелда. Эта неустойчивость развивается в различных граничных условиях, что обуславливает образование твидовых структур различного масштаба и их самоподобие.

В настоящей работе исследованы особенности образования твидовых структур различного масштаба на поверхности фольг высокочистого поликристалла алюминия А999 при циклической деформации. Толщина фольг составляла около 200 мкм, размер зерна в фольге составлял ~200 мкм. Фольги наклеивали специальным клеем на образцы-подложки из технического алюминия, которые подвергали циклической деформации до различного числа циклов. Поверхность фольг исследовали с помощью атомно-силового микроскопа и интерферометра белого света NewView, позволяющих получать трехмерные изображения поверхности образцов.

На поверхности деформируемых фольг в интервале $0 < N < 4300$ числа циклов наблюдали хорошо известные эффекты развивающиеся при циклической деформации: одиночное скольжение, обрывающееся на границах зерен, двойное скольжение, а также зерна, в которых следы пластической деформации не наблюдаются. В интервале $12000 < N < 24000$ циклов наблюдали образование экструзий и интрузий, полос локализованной деформации проходящих через границы зерен, и локализацию деформации в форме поверхностных гофров вблизи границ в отдельных зернах.

В интервале $18000 < N < 80000$ циклов, в отдельных зернах на поверхности фольги наблюдали твидовые структуры различного масштаба.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Профили поперечных сечений твидовой структуры микронного диапазона имеют синусоидальную форму. Средний период твидовой структуры составляет около $T \sim 3$ мкм, а средняя высота выступов твидовой структуры – около 0,5 мкм. В отдельных зернах была обнаружена твидовая структура субмикронного диапазона с периодом около 80 нм, наложенная на выступы твидовой структурой микронного диапазона.

В интервале $42000 < N < 90000$ циклов наблюдали эффекты разрушения твидовой структуры микронного диапазона, которые происходят либо вследствие прохождения полос локализованной деформации, типа солитонов кривизны, либо путем уменьшения амплитуды шаровидных выступов твидовой структуры с ростом числа циклов вплоть до ее полного исчезновения с поверхности фольги.

Таким образом, в результате исследования установлено, что при циклической деформации фольг поликристаллов высокочистого алюминия, закрепленных на образцах высокопрочного сплава алюминия, возникают условия для образования иерархии твидовых структур микронного и субмикронного диапазона. Полученные результаты обсуждаются с позиций различных граничных условий, формирующихся на фольгах поликристалла алюминия при циклической деформации и обеспечивающих образование обсуждаемых структур различного масштаба в результате неустойчивости Гринфельда.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВЕ

Бакеев Р.А.¹, Стефанов Ю.П.^{1,2}, Кузнецова Н.С.³, Юдин А.С.³

¹Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия,

²Институт нефтегазовой геологии и геофизики, Новосибирск, Россия,

³Институт физики высоких технологий Национального исследовательского Томского политехнического университета, Россия

tevn@hvd.tpu.ru

Взрывное воздействие, оказываемое расширяющимся плазменным каналом, сформированным в толще твердого тела, используется в технологиях фрагментации материалов, шпурового откола от массива, разрушения горных пород и искусственных материалов. Разрушающее действие взрыва в этих технологиях определяется комплексом параметров, включающим характеристики разрядного контура, электрофизические и физико-механические свойства разрушаемых материалов. Одним из способов инициирования электрического пробоя конденсированных сред в электроразрядных технологиях обработки и разрушения является взрыв проводника в полиэтиленовом патроне, расположенном в предварительно пробуренном в разрушаемом твердом материале шпуре. Достоинство данного способа заключается в возможности управления интенсивностью и длительностью импульса

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

давления, генерируемого образующимся после взрыва проводника каналом и действующего на стенки шпура. Амплитуда и энергия излучаемой при электровзрыве волны давления определяются характеристиками разрядного контура импульсного генератора, длиной и материалом проводника и физико-механическими свойствами среды, окружающей проводник. В связи с этим возникает задача о выборе оптимального режима воздействия, зависящего от механических свойств породы, а также геометрии разрушаемого блока.

В работе представлены результаты численного исследования развития необратимой деформации и образования трещин, при динамическом воздействии на стенки шпура. Изучено влияние формы импульса и свойств породы на особенности разрушения. Показано, что характер разрушения существенно зависит от соотношения прочности на сдвиг и на отрыв, а также длины и интенсивности импульса. Это связано с тем, что пластическая деформация, которая зависит от сдвиговой прочности и внутреннего трения, меняет форму волн нагружения и соотношение компонент напряжений во фронте. В результате, в зависимости от свойств среды, а также интенсивности и формы действующего импульса возможно образование откольных трещин, развитие трещин, распространяющихся от стенки шпура по механизму отрыва, а также смешанный характер разрушения, в котором важное значение имеет пластическая деформация. В последнем случае образование фрагментов разрушения происходит после прихода к пластически деформированной области волн, отраженных от поверхности.

Моделирование процессов осуществлялось в 2D и 3D постановках, в рамках упруго-хрупкопластической модели. Упругопластическая деформация описывалась с использованием модифицированной модели Друккера-Прагера-Николаевского с неассоциированным законом течения. Образование трещин рассчитывалось на основе комбинированного критерия, включающего растягивающие напряжения и накопление повреждений в ходе пластической деформации. Расчеты выполнялись с использованием явной конечно-разностной схемы.

Работа выполнена при поддержке ФЦП RFMEFI57514X0059, соглашение № 14.575.21.0059.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВРЕМЕН ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ ХРУПКИХ ОБРАЗЦОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ДЕЙСТВУЮЩЕЙ НАГРУЗКИ В ОПЫТАХ НА СЖАТИЕ И ТРЕХТОЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ

Кульков А.С.^{1,2}, Макаров П.В.^{1,2}, Еремин М.О.^{1,2},
Скрипняк В.А.², Козулин А.А.²

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
727@ispms.tsc.ru, pvm@ispms.tsc.ru, eremin@ispms.tsc.ru, kozulyan@ftf.tsu.ru,
skrp@ftf.tsu.ru

В работе представлены данные экспериментов по определению характерных времен предразрушения для хрупких образцов ряда горных пород (песчаник, габбро, мрамор, алевролит) в зависимости от приложенной нагрузки в опытах на трехточечный изгиб и сжатие при достаточно высоком уровне напряжений в области долговечности от десятых долей секунд до нескольких минут. В таком диапазоне разброс экспериментальных данных минимален, что позволило верифицировать модель накопления повреждений для этих материалов.

На рисунке 1 представлены экспериментальные результаты по разрушению образцов мрамора при трехточечном изгибе. t_{ave} означает среднее время разрушения различных образцов при одном уровне нагрузки.

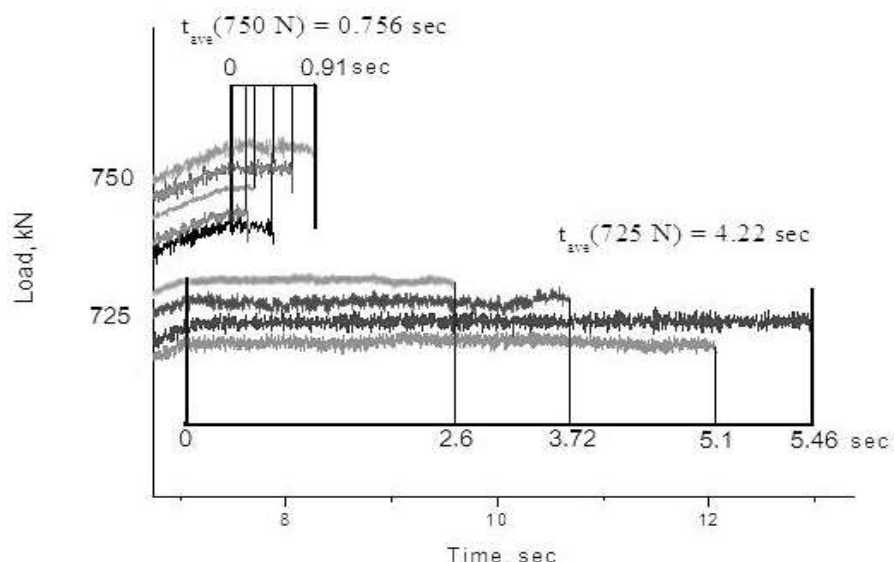


Рисунок 1. Долговечность образцов мрамора при различных уровнях нагрузки в экспериментах на трехточечный изгиб.

Математическая модель описывает кинетику накопления повреждений в материалах, в зависимости от уровня прилагаемой нагрузки (локального значения напряжений $\sigma(t)$ в каждой частице нагружаемой среды), вида НДС, определяемого локальным значением параметра Лоде-Надаи λ , и позволяет рассчитать долговечность t^* нагружаемого материала в зависимости от эволюции НДС. Модель описывает как медленную квазистационарную стадию накопления повреждений (длительность этой

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

стадии и составляет время предразрушения), так и лавинообразное разрушение – режим с обострением [1]. Количество единичных актов разрушения в модели полагается пропорциональным уже произошедшим событиям в степени α . Таким образом, скорость накопления повреждений $dN/dt \approx a(\sigma, \lambda)N^\alpha$. Такого вида уравнения характерны для процессов с обострением, а их решения имеют степенную асимптотику. Подобное поведение является типичным для нелинейных динамических систем, обладающих свойством самоорганизованной критичности. При $\alpha \approx 1$ скорость накопления повреждений приводит к их экспоненциальному росту, при $\alpha > 1$ и $\alpha \rightarrow 2$ все более существенную роль играют взаимодействие и кооперативное поведение, отвечающее состоянию самоорганизованной критичности. Информационный обмен в материале как нелинейной динамической системе обеспечивается волнами напряжений, передающими возмущения от единичных актов разрушения. Феноменологическая модель сформулирована в терминах меры поврежденности D . При $D = 1$ соответствующая локальная область нагружаемой среды считается разрушенной, $D = N_{\text{тек.}}/N^*$, где N^* некоторая предельная величина дефектов

$$D = \int_0^{t_*} \frac{(\sigma - \sigma_0)^2 (N^*)^{\alpha-1} D^\alpha dt}{[\sigma^*(1+\lambda)]^2 T^*} = \int_0^{t_*} \frac{(\sigma - \sigma_0)^2 D^\alpha dt}{C(1+\lambda)^2},$$

Здесь σ_0 и $C = (\sigma^*)^2 (N^*)^{1-\alpha} T^*$ – параметры модели.

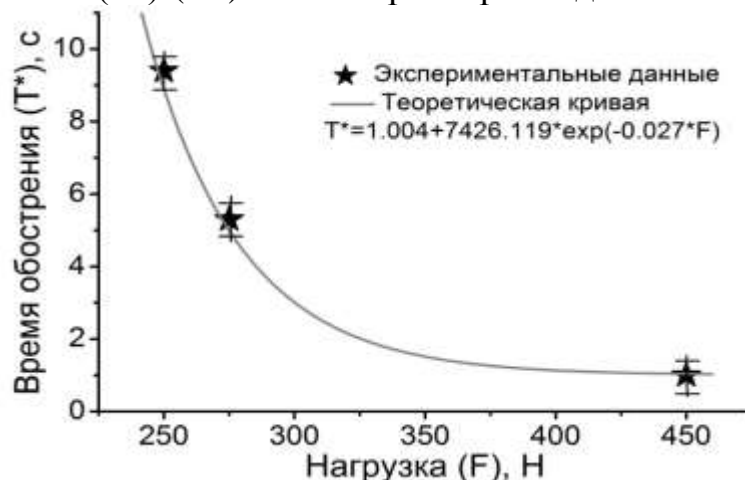


Рисунок 2. Данные численного моделирования разрушения габбро образцов при трехточечном изгибе (сплошная линия) в сравнении с данными эксперимента (звезды).

На рисунке 2 приведены теоретические кривые, полученные при моделировании разрушения образцов из габбро при трехточечном изгибе в сравнении с экспериментальными данными о характерных временах предразрушения.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 14-17-00198.

Литература:

1. П.В. Макаров, М.О. Еремин, Ю.А. Костандов Определение времени предразрушения для образцов из габбро в модели накопления повреждений // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16. – № 5. – С. 35-40.

**СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИТА
ОКСИД ЦИРКОНИЯ/МНОГОСТЕННЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ
НАНОТРУБКИ, ПОДВЕРГНУТОГО МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЮ**

Ляпунова Е.А.^{1,2}, Уваров С.В.^{1,2}, Наймарк О.Б.¹,
Григорьев М.В.³, Кульков С.Н.³

¹*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия,*

²*Пермский государственный национальный исследовательский университет, Россия,*

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

lyapunova@icmtt.ru

Использование углеродных нанотрубок в керамиках позволяет создавать нанокомпозиты с уникальными механическими свойствами, обусловленными способностью нанотрубок выдерживать экстремальные сдвиговые напряжения и блокировать скольжение границ зерен при деформировании [1]. Однако открытыми остаются вопросы создания оптимальной конфигурации нанотрубок в керамической матрице, обеспечения максимального взаимодействия их как между собой, так и с керамическими кристаллитами, а также влияния структуры на закономерности развития разрушения в таком композите. Настоящая работа посвящена исследованию механических свойств композита оксид циркония/многостенные углеродные нанотрубки, полученного методом гидротермального синтеза из раствора прекурсора керамики с диспергированными в нем углеродными нанотрубками [2].

Исследование механических свойств производилось на основе системы микро- и наноиндентирования NanoTest. Было проведено два типа экспериментов: по однократному индентированию с различной величиной прикладываемой нагрузки и по многократному индентированию. Результаты измерения микротвердости сопоставляются с результатами структурных исследований композита в областях вблизи следа от индентирования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 14-19-01173).

Литература:

1. G. D. Zhan, A.K. Mukherjee. Carbon nanotube reinforced alumina-based ceramics with novel mechanical, electrical and thermal properties // International journal of applied ceramic technology. 2004. Vol. 1. No. 2. P. 161-171.

2. Ляпунова Е.А., Уваров С.В., Лунегов И.В., Манохин С.С., Наймарк О.Б. Структурные особенности композита диоксид циркония/многостенные углеродные нанотрубки – VIII Научно-практическое совещание «Актуальные проблемы физики конденсированных сред»: Тез. докл. 8-10 октября 2014, г. Пермь. - С. 26-27.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АА-СТЕКИРОВАННОГО ДВУСЛОЙНОГО ГРАФЕНА ВО ВНЕШНИХ ПОЛЯХ И НА ПОДЛОЖКЕ

Мищук Б.Р.¹, Решетняк А.А.²

¹Томский государственный педагогический университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
mbogdan@tspu.edu.ru, reshet@ispms.tsc.ru

Помимо двухслойного сложенного по Берналлю или АВ -графену (билэйеру) существует иная нестабильная разновидность двухслойного графена, со слоями стекированными точно друг над другом – АА-графена, который также является уникальным представителем 2d систем в физике конденсированного состояния вещества обладающими выдающимися механическими и транспортными свойствами [1]. 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 построена. Отсутствие Дираковских точек приводит к наличию основного вклада в проводимость типа Друде, вычисленную недавно в [2].

Представлены результаты теоретического изучения влияния разных видов основных состояний вблизи нейтральных зарядовых точек Дираковских K и K' точках в спектре квазичастиц на продольную и поперечную (Холловскую) оптические проводимости АА-билэйера. Получены точные аналитические выражения для оптических проводимостей в электрическом (без энергетической щели и с щелью порядка 10-20 мэВ) и магнитном (3-10 Тесла) полях с использованием низкоэнергетических 2- и 4-хзонных гамильтонианов [2, 3] адаптированных к случаю АА-графена. Калибровочно-инвариантный относительно $U(1)$ локальной группы гамильтониан Дираковского типа линеен по ковариантным производным, включающим потенциал магнитного поля перпендикулярного к листам графена. Для получения проводимостей 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 в зависимости от температуры и химического потенциала. Результаты значительно отличаются от случая АВ-билэйера [3].

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 излучения через листы билэйера на подложке. Рассматривается влияние

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

спин-орбитального взаимодействия для открытия энергетической щели, полезной для создания управляемых оптоэлектронных устройств. Также рассмотрен случай ААА-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, A.A. Reshetnyak, and S.G. Sharapov, в печати (2015)

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Морозов К.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю. Ф.²,
Алсараева К.В.¹, Коновалов С.В.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru, yufi55@mail.ru

Целью настоящей работы являлся анализ эволюции структуры, фазового состава и дефектной субструктуры головки рельсов Р65 при длительной эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. брутто тонн).

Увеличение пропущенного тоннажа рельсов в 2 раза приводит к существенному (в ~1,5 раза) увеличению микротвердости поверхностного слоя толщиной до 10 мм. При этом в рельсах после пропущенного тоннажа 1000 млн. т. формируется структура с явно выраженным упрочненным поверхностным слоем. Исследование изломов после 1000 млн. т. брутто пропущенного тоннажа выявило формирование в результате эксплуатации рельсов многослойной структуры: поверхностного слоя толщиной до 20 мкм и переходного слоя толщиной (200-300) мкм, переходящего в основной объем материала. Структура переходного слоя характеризуется сравнительно малым (0,5...1 мкм) размером фасеток излома. Размер фасеток излома основного объема стали (4-5) мкм. Поверхностный слой характеризуется наличием большого количества микротрещин, микропор и выбоин, а переходный слой не содержит дефектов структуры деформационного происхождения.

Установлено, что после 500 и 1000 млн. т. брутто пропущенного тоннажа на расстоянии 10 мм от поверхности выкружки наблюдается структура, представленная зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна перлита.

Наиболее существенные преобразования структуры рельсов при эксплуатации на железной дороге происходят в поверхностном слое, различие в микротвердости материала достигают 1,5 крат. Основным

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

типом структуры поверхностного слоя является фрагментированная субструктура с размерами фрагментов (субзерен) (250-300) нм для рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. т. брутто и еще более мелкая, наноразмерного уровня, (100-150 нм) – для рельсов после 1000 млн. т. брутто.

На расстоянии 2 мм от поверхности катания структура стали после эксплуатации (независимо от тоннажа) по морфологическому признаку близка к структуре объема материала: выявляются зерна пластинчатого перлита, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита.

Эксплуатация рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. т. брутто привела к эволюции состояния выявленных структурных составляющих рельсов. Во-первых, в 1,5-2 раза повысилась скалярная плотность дислокаций, расположенных в объеме ферритной составляющей материала. Во-вторых, были зафиксированы фрагментация и разрушение цементита пластинчатой морфологии. В-третьих, наблюдалось формирование наноразмерных частиц карбидной фазы. Наноразмерные частицы выявлялись во всех структурных составляющих рельсов, что указывает на протекание при эксплуатации рельсов многоступенчатого процесса: растворение частиц цементита исходного состояния, переход атомов углерода на дислокации (в атмосферы Коттрелла и ядра дислокаций), перенос дислокациями атомов углерода в объем ферритных зерен или ферритных прослоек, повторное выделение атомов углерода с образованием наноразмерных частиц цементита округлой формы.

После пропущенного тоннажа 1000 млн. т. брутто обнаружены зерна перлита с частичным или полным растворением пластин цементита. В этом случае на месте пластин цементита формируется некоторая совокупность частиц карбидной фазы округлой формы с размерами (15...30) нм. В зернах структурно-свободного феррита выявлены субзерна, размеры которых изменяются в пределах (0,3...0,6) мкм.

Таким образом, установлено, что кратное увеличение твердости поверхностного слоя обусловлено формированием наноразмерной зеренной структуры, содержащей включения карбидной фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4166.2015.2 и – докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов №№ 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ВЗРЫВОУПРОЧНЕННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Москвитина Л.В.

*Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия
Horo48@yandex.ru*

Термомеханическая обработка стали, применяемая для улучшения механических свойств, основана на эффекте наследования дислокационной структуры в железе и стали при $\alpha \rightarrow \gamma$ фазовых перекристаллизациях. Механизм наследственности обоснован в работах Садовского В.Д., Бернштейна Л.М., Счастливецова В.М. и связан с взаимодействием карбидов с дислокационными построениями. При этом высокой устойчивостью, внесенных дефектов обладают стали в закаленном состоянии.

Эффективным методом повышения трещиностойкости стали с мартенситной структурой является обработка взрывом с последующим термоциклированием. Взрывное нагружение глубоко воздействует на всю иерархию структурных уровней. В закаленных сталях ударное нагружение оказывает интенсивное влияние на распад пересыщенного α -твердого раствора, сопровождающийся выделением углерода из тетрагональной решетки мартенсита по механизму деформационного старения.

Фрактальным анализом можно оценить эффективность регулирования мартенситной структуры взрывной обработкой при последующем сварочном термоцикле. При этом анализируются корреляционные связи мультифрактального параметра как хорда межкарбидных расстояний (d), длин мартенситных пакетов, диаметров зерен исходного аустенита с усредненной длиной фасеток излома, характеризующих энергоемкость замедленного разрушения.

Образцы Имплант диаметром 6 мм изготовлены из закаленной стали 14Х2ГМР диаметром 8 мм, предварительно обработанных цилиндрическими зарядами ВВ 10 Гпа. Исследования проводились при содержаниях диффузионного водорода ($[H]_D=5,0-5,5 \text{ см}^3/100\text{г}$, определенного хроматографическим методом в наплавленном металле.

Испытания показали, что наиболее высокой сопротивляемостью замедленному разрушению (один из образцов не разрушился, а два других разрушились через 3,5 и 4 часа) отличаются образцы, предварительно обработанные взрывом (ПВЗО). Исходные образцы «Имплант» разрушились через 30, 40 и 110 минут.

Стереографические исследования излома образцов «Имплант» при 25-кратном увеличении проведены с целью построения проекции в плоскости. Вдоль линий наблюдения прилегающим к профилям, изломы и микроструктуры изучены на растровом электронном микроскопе РЭМ- JEOL-UXA-5M в режиме сканирования при увеличении 300 раз. Для

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

мультифрактальной параметризации использован сканирующий (туннельный) микроскоп - СММ-2000Т. Секущие линии ориентированы от края очаговой зоны вкрест линиям зон разрушения.

По фрактографическим признакам в изломах контрольных и образцах с ПВЗО выделены следующие типы поверхности разрушения: транскристаллитный излом с номинально плоским профилем излома – P_1 ; квазискольный с криволинейным профилем излома – P_2 ; ямочный излом – P_3 . В соответствии с указанными типами поверхности рассчитаны площади P_1, P_2, P_3 на проекции на плоскость.

Статистический анализ стереометрических параметров изломов показал существенное различие характера замедленного разрушения образцов с ПВЗО и контрольных образцов.

В образцах с ПВЗО транскристаллитный излом (P_1) наблюдается только в очаговой зоне- 7%, а бóльшую часть площади занимает более энергоемкий квазискольный тип разрушения (P_2) с криволинейным типом профилей - 83%, ямочный излом- P_3 - 10%.

В контрольных образцах в очаговой зоне и в зоне стабильного роста трещины преобладает транскристаллитный тип излома P_1 - 46%, участки кристаллического квазискольного излома P_2 - 39% и с ямочным изломом P_3 - 15%. Участки с вязким ямочным изломом в обеих сериях образцов характеризуют зоны долома по металлу шва.

Статистическим анализом в микроструктуре зоны нормализации образцов с ПВЗО показана размерная гомогенность хорды между карбидами, длины мартенситных пакетов. При этом пик частоты встречаемости межкарбидных расстояний совпадает с пиком частоты длин фасеток излома, что указывает о протекании деформации по субструктурным блокам отпущенного речного мартенсита. Энергоемкость продвижения трещины, по всей вероятности, связана с разориентированностью субграниц блоков.

В исходных образцах «Имплант» характерна размерная неоднородность длин мартенситных пакетов, длин фасеток излома. Независимость пиков межкарбидных расстояний с пиками частоты длин фасеток излома показывает о распространении деформации по свежезакаленным рейкам мартенсита. Изгиб мартенситных пластин, вызывает накопление диффузионного водорода, реализуется замедленное разрушение с развитием деформации по схеме сдвиг-поворот.

**ПАРАМЕТРЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА
Al-4%Cu ОБРАБОТАННОГО ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ
ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ**

Надежкин М.В.^{1,2}, Лунев А.Г.^{1,2}, Тересов А.Д.³, Петрикова Е.А.³

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

mvn@ispms.ru

Использование алюминиевых конструкционных сплавов в автомобильной, авиационной, космической и других областях, является весьма перспективным, ввиду повышенных требований, предъявляемым к массе и стоимости конечных изделий. Однако при их изготовлении и эксплуатации следует учитывать все возникающие при этом сложности. Одной из которых, является эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ), в результате которого образуется рельеф на поверхности формируемых изделий, а также снижается пластичность при обработке [1,2]. Существует ряд методов подавления локализации деформации путем модификации поверхностных слоев материала. Одним из перспективных методов является электронно-пучковая импульсная обработка (ЭПО)[3]. Поэтому целью данной работы является исследование зависимости параметров локализации деформации в алюминиевом сплаве Al-4%Cu в зависимости от режимов ЭПО.

ЭПО поверхности образцов сплава Al-4%Cu выполнялась на установке «СОЛО», разработанной в ИСЭ СО РАН, использующей электронный источник с плазменным катодом на основе импульсного дугового разряда низкого давления с сеточной стабилизацией границы катодной плазмы [3]. Исследование локализации пластической деформации при одноосном растяжении образцов с постоянной скоростью при комнатной температуре проводилось в режиме реального времени методом цифровой спекл фотографии на установке ALMEC-TV, разработанной в ИФПМ СО РАН [4].

В результате исследований было установлено влияние ЭПО на критическую деформацию появления эффекта ПЛШ. Построены зависимости скоростей фронтов локализации от деформационного упрочнения, которые носят линейный характер. Отмечено неоднозначное влияние режимов ЭПО на скорость распространения фронтов локализации деформации при нагружении образцов.

Литература:

1. Zuev L.B., Barannikova S.A. //Sol. St. Phen.–2011.–V.172-174.– P. 1279-1283.
2. Manach P.Y., Thuillier S., Yoon J.W., Coër J., Laurent H. // International Journal of Plasticity.– 2014.– V. 58.– P. 66-68

3. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. и др. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой.– Минск: Беларус. Навука, 2013.– 287 с.

4. Zuev L. B., Gorbatenko V. V., Pavlichev K. V. // Measurement Science and Technology.– 2010.– V. 21.– N 5.– 5 p.

ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Сарычев В.Д.¹, Гагарин А.Ю.¹, Черемушкина Е.В.¹, Невский С.А.¹,
Молотков С.Г.², Грановский А.Ю.², Громов В.Е.¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*

²*Новокузнецкий филиал-институт Кемеровского
государственного университета, Новокузнецк, Россия*

sarychev_vd@mail.ru

Ранее в работах [1,2] были обнаружены наноструктурные слои в градиентных структурах при воздействии гетерогенных потоков плазмы. Для объяснения полученных экспериментальных фактов был предложен новый механизм и математическая модель формирования нанослоев, основанные на развитии неустойчивости границы раздела расплавленных материалов, движущихся относительно друг друга (неустойчивость Кельвин-Гельмгольца). В настоящей работе для формирования градиентных структур с наноструктурными слоями предлагается использовать магнитное импульсное поле, созданное в специально разработанной установке. Установка включает ёмкостный накопитель энергии, построенный на импульсных высоковольтных конденсаторах, одновитковый плоский индуктор. Максимальная запасаемая энергия установки порядка 20 кДж. Такое импульсное воздействие приводит к расплавлению металла и возникновению неоднородной по толщине электромагнитной силы, приводящей к развитию магнитно-гидродинамической (МГД) неустойчивости диапазоне длин волн порядка 100 нм. После кристаллизации в обработанном металлическом изделии образуется градиентная структура с наноструктурным подслоем порядка 1 мкм и общей глубиной до 100 мкм [3]. Она обеспечивает высокую прочность всего изделия и специальные поверхностные свойства. Известные результаты по МГД неустойчивости [4] для объяснения формирования градиентных структур, наблюдаемых в наших экспериментах, использовать затруднительно, так как МГД-неустойчивость практически не изучалась в наноразмерном диапазоне. Для закрытия этого пробела предлагается математическая модель, являющаяся развитием работ [1, 2]. Она включает в себя уравнения Навье-Стокса, Максвелла, уравнения состояния и условия на границе «расплав – твердое тело». Проведен поиск решения в виде бегущей волны и получено

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

дисперсионное уравнение. Анализ этого уравнения показал, что в диапазоне длин волн порядка 100 нм существует максимум инкремента неустойчивости, что объясняет наблюдаемые закономерности.

Полученные из разработанной математической модели условия создания поверхностных нанослоев будут основой для определения диапазона параметров МИВ. А само получение нанослоев на деталях из технически чистого титана позволит использовать новый подход в изготовлении имплантатов. Кроме того, создание упрочняющего слоя на поверхности изделия позволит отказаться от предварительной упрочняющей обработки заготовок, что приведет к значительному удешевлению имплантатов. Параметром, определяющим положительные показатели остеоинтеграции и последующей функциональной нагрузки имплантируемых конструкций, являются качество взаимодействия биологических тканей с поверхностью имплантата и прочность имплантируемых конструкций. В нашем подходе повышение этих показателей достигается за счет создания требуемых наноструктурных поверхностей на технически чистом титане с помощью МИВ исходя из специфических свойств конкретных типов костной ткани, их биофизических характеристик. Поэтому появляется ещё один фактор новизны, связанный с изучением вживляемости изделий поверхностно наноструктурированного в опытах на животных.

Исследование выполнено при финансовой поддержке в рамках научных проектов РФФИ №№ 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411а, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

Литература:

1. V.D. Sarychev, E.S. Vashchuk, E.A. Budovskikh, V.E. Gromov Nanosized structure formation in metals under the action of pulsed electric-explosion-induced plasma jets. *Technical Physics Letters* . 36 (2010) 656-659.
2. A. Yu. Granovskii, V. D. Sarychev, V. E. Gromov. Model of formation of inner nanolayers in shear flows of material, *Technical Physics*. 58 (2013), 1544-1547.
3. Володин В.Л., Хасанов О.Л., Володин Т.В. и др. Формирование структурно-фазовых состояний металлических сплавов при магнитно-импульсной обработке. Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс». 2011. 221 с.
4. Волков Н.Б., Зубарев Н.М., Зубарева О.В. Крупномасштабная магнитогидродинамическая неустойчивость поверхности проводящей жидкости. *Письма в Журнал технической физики*. 2001. Т. 27. № 22. С. 38-44.

**РАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ,
ПОДВЕРГНУТОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, Никитина Е.Н.³, Громов В.Е.³

¹*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

³*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
Nikitina_EN@mail.ru

Целью настоящей работы является анализ распределения атомов углерода в структуре бейнитной стали, как в исходном, так и в деформированном состоянии.

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2Н2МФА [1]. Аустенизацию стали проводили при температуре 960 °С, 1,5 час.; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ столбиков размерами 4x4x6 мм³ на испытательной машине типа «Инстрон». Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Деформация стали сопровождается следующими процессами. [2-5]. Во-первых, ростом скалярной плотности дислокаций в пределах от $7,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $12,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При этом тип дислокационной субструктуры (дислокационные сетки) не изменяется. Во-вторых, фрагментацией пластин бейнита. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению средних продольных размеров фрагментов от 450 нм до 200 нм и увеличению степени их разориентации от 3 град. до 17 град. В-третьих, допревращением остаточного аустенита с образованием α -фазы и частиц цементита. В-четвертых, снижением объемной доли частиц цементита, расположенных в пластинах бейнита, от 1,8 % до 0,1 %. В-пятых, увеличением объемной доли частиц цементита, расположенных на границах пластин бейнита от 0,3 % до 1,2 %. В-шестых, увеличением параметра кристаллической решетки α -фазы.

Установлено, что с ростом степени деформации [6-8] количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе α - железа, формирующих частицы цементита, расположенные на внутрифазных границах, и количество атомов углерода, расположенных на дефектах кристаллической структуры, увеличивается; количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объеме пластин бейнита, и расположенных в твердом растворе на основе γ - железа, снижается.

Литература:

1. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали: Справочник. М.: Металлургия, 1980. 288 с.
2. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, -1977. –236 с.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

3. Bhadeshia H.K.D.N. Bainite in Steels. 2nd ed. The Institute of Materials London, 2001. - 460 p.

4. Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в легированных сталях. – Екатеринбург: УрО РАН, 2014. - 236 с.

5. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. - 584 с.

6. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. - М.: Металлургия, 1973. -232 с.

7. Белоус М.В. Распределение углерода по состояниям при отпуске закаленной стали // Металлофизика. Респ. межвед. сб. -1970. - №32. -С.79-82.

8. Белоус М.В., Шаталова Л.А., Шейко Ю.П. Состояние углерода в отпущенной и холоднодеформированной стали. Первое превращение при отпуске// ФММ. –1994. –Т.78, вып.2. –С.99-106.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО БИКРИСТАЛЛА

Никонов А.Ю.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
nikonov@usgroups.com*

В целом ряде современных приложений состояние поверхностного слоя, его твёрдость, износостойкость, прочностные свойства, качество обработки и другие характеристики имеют ключевое значение и во многом определяют эксплуатационные свойства различных узлов и деталей машин. Поэтому вопросу изучения физико-механических свойств поверхности и улучшению её характеристик путём применения различных способов обработки уделяется пристальное внимание. Несмотря на постоянное совершенствование методов экспериментального изучения, особенности эволюции структуры, при которых происходят эти изменения, по-прежнему остаются малоизученными. Указанные трудности вызваны одновременным наложением большого числа побочных факторов, протекающих на различных масштабах в условиях контакта индентора с материалом нагружаемой поверхности. Эффективным решением поставленной задачи, прослеживаемым в современной литературе, является применение, в сочетании с экспериментом, различных методов численного моделирования. Метод молекулярной динамики для большинства задач атомного масштаба, по-прежнему, остаётся основным инструментом теоретического описания поведения моделируемой системы. Он позволяет изучать эволюцию атомной подсистемы в условиях динамического нагружения с явным заданием внутренней структуры поликристаллического материала. Таким образом, целью настоящих исследований было изучение с помощью метода молекулярной динамики

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

особенностей зарождения и развития структурных дефектов в кристаллическом материале, содержащем межзёренную границу, в условиях локализованного поверхностного пластического деформирования.

В качестве объекта исследования был выбран фрагмент поликристалла меди, исходно состоящий из двух зёрен, разделённых плоским дефектом типа большеугловой границы специального типа $\Sigma=5$ (210)[001]. Локализованное сдвиговое нагружение реализовывалось путём моделирования контакта поверхности микровыступа с контртелом, в качестве которого выступал абсолютно жёсткий индентор. Рассматривалось 2 случая расположения границы: параллельно свободной поверхности и перпендикулярно свободной поверхности и направлению движения микровыступа.

Результаты компьютерного моделирования на масштабе отдельных атомов позволили выявить механизмы пластического деформирования материала с внутренней структурой в условиях локального сдвигового нагружения. Согласно полученным результатам этот процесс может происходить, путём формирования системы многочисленных пересекающихся плоских дефектов – дефектов упаковки. Это приводит к формированию отдельных фрагментов материала нанометрового масштаба, разделённых между собой интерфейсным слоем. Установлено, что смещения атомов в формирующихся фрагментах могут носить ротационный характер. Таким образом, результирующей структурой модифицированного поверхностного слоя является система разориентированных наноблоков.

С помощью компьютерного моделирования было показано, что наличие межзёренной границы в кристаллите ограничивает распространение дефектов в объём образца в условиях сдвигового нагружения и может приводить к рекристаллизации только отдельных зёрен. Несмотря на то, что было исследовано только два предельных случая расположения границы зёрен в материале, можно предположить, что поведение кристаллита с дефектом, расположенного под произвольным углом к свободной поверхности является комбинацией процессов, протекающих в рассмотренных случаях.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КОЛЛАПСА ПОЛОГО ТОЛСТОСТЕННОГО ЦИЛИНДРА

Никонов А.Ю.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
nikonov@usgroups.com*

Несмотря на достигнутый определённый прогресс, связанный с использованием, как современных экспериментальных методов исследования, так и новых теоретических подходов, вопросу изучения особенностей локализации пластической деформации в кристаллических материалах по-прежнему уделяется пристальное внимание. Повышенный интерес вызван тем, что понимание основных механизмов пластического деформирования кристаллических тел напрямую связано с возможностью управления их прочностными и деформационными характеристиками. Следует отметить, что чаще всего явление локализации деформации рассматривается для случаев больших степеней, высоких скоростей и температур деформирования. Это проявляется в виде формирующихся стационарных полос, называемых также термином «shear bands» и представляющих собой области материала, в которых скорости деформации намного выше скоростей деформации в остальных объёмах. Образование «shear bands» играет решающую роль при дальнейшем деформировании, поскольку в большинстве случаев они являются предвестником разрушения материала. В то же время известно, что по мере роста деформации масштаб проявления её локализации изменяется от блока к зерну, от зерна, к комплексу зёрен и далее к образцу в целом. Таким образом, этот процесс является многоуровневым. Следовательно, начальный этап зарождения и развития процесса локализации деформации неразрывно связан с особенностями отклика материала на нагрузку на микромасштабе. При переходе на микромасштаб большое значение приобретают исследования, проводимые на монокристаллах. Поскольку для экспериментального решения данной задачи необходима трудоёмкая подготовка соответствующих монокристаллических образцов, то с учётом малости их пространственных масштабов данный вопрос может быть эффективно исследован с использованием современных методов компьютерного моделирования. Таким образом, целью настоящей работы являлось теоретическое исследование зарождения и развития процесса локализации деформации на масштабе отдельных атомов в полном цилиндрическом образце в условиях высокоскоростного осесимметричного нагружения.

Обнаружено, что сжимающая деформация при достижении определённого значения приводит к образованию на внутренней поверхности цилиндра дефектов упаковки. По мере нагружения

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

моделируемого образца число дефектов упаковки растёт, и они распространяются от внутренней свободной поверхности, где достигаются максимальные значения деформации, в объём материала. Была проведена оценка величин деформаций, при которых в кристаллитах возникают локализованные атомные смещения. Согласно приведённым результатам деформация различных частей цилиндра до момента зарождения полос согласованных атомных смещений носит преимущественно однородный характер. Поведение областей кристаллита вблизи внутренней свободной поверхности в большей степени определяется особенностями структурной перестройки кристаллической решётки вследствие осесимметричного сжатия.

Разработанная компьютерная модель осесимметричного динамического нагружения кристаллита меди на масштабном уровне отдельных атомов показала хорошее согласие результатов моделирования с экспериментальными данными по взрывному нагружению монокристаллов меди. Таким образом, предложенная численная модель может быть использована для исследования особенностей зарождения и развития пластической деформации в кристаллических материалах.

ОСОБЕННОСТИ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ОЦК И ГЦК МЕТАЛЛОВ

Никонов А.Ю.^{1,2}, Дмитриев А.И.^{1,2}, Абрикосов И.А.³

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия
nikonov@usgroups.com

Известно, что контактное взаимодействие кристаллических материалов приводит к микроструктурным изменениям вблизи границы раздела, вызванным взаимным влиянием атомных подсистем взаимодействующей пары. Ситуация осложняется тем, что эти изменения связаны между собой и могут влиять друг на друга. Это обуславливает значительный интерес использования различных методов экспериментального изучения, а также методов вычислительного подхода для изучения и анализа процессов, протекающих в поверхностных слоях твёрдого тела. Результаты, полученные в ходе моделирования, позволяют лучше понять механизмы контактного взаимодействия, что даёт возможность целенаправленного воздействия на структуру и состав поверхностных слоёв фрикционных материалов с целью повышения и совершенствования их эксплуатационных характеристик. Целью настоящей работы было изучить особенности развития процессов деформации и разрушения тонких поверхностных слоёв, реализуемых в условиях фрикционного контакта на наноскопическом масштабе.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Рассматривался образец, содержащий границу раздела между кристаллитами меди (ГЦК) и железа (ОЦК). Моделировалось проскальзывание вдоль интерфейса с постоянной скоростью. Исследования показали, что результатом такого взаимодействия является перестройка нескольких слоёв атомной ГЦК структуры меди в ОЦК и достраивание кристаллической решётки железа. При дальнейшем нагружении происходит проскальзывание между слоями ГЦК и ОЦК меди с незначительным достраиванием ОЦК решётки. Для проверки стабильности полученной структуры были проведены исследования с использованием *ab initio* расчётов.

С использованием методов компьютерного моделирования выявлены особенности контактного взаимодействия на атомном масштабном уровне. Показано, что в результате фрикционного контакта в области интерфейса формируется особый слой со структурой, отличной от структуры в объёме материалов. Результаты исследований хорошо согласуются с *ab initio* расчётами и могут быть использованы для понимания процессов, определяющих прочностными свойствами интерфейсного слоя в материалах с покрытиями, а также для контроля свойств поверхностного слоя в контактных задачах.

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА АМГ6 ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Оборин В.А., Банников М.В., Соковиков М.А., Билалов Д.А., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

oborin@icmm.ru

В работе проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в сплаве алюминия и магния АМГ6 в режиме гигацикловой усталости при предварительном динамическом деформировании. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов авиационного моторостроения. Предварительное нагружение образцов осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского при скоростях деформации до $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$, после чего образцы нагружались в режиме гигацикловой усталости на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000 с последующим изучением фрактографии изломов с помощью интерферометра-профилометра New View 5010. Ультразвуковая испытательная машина Shimadzu USF-2000 позволяет испытывать циклическое нагружение частотой 20 кГц с амплитудой до нескольких десятков микрон, что позволяет проводить испытания на базе 10^8 - 10^9 циклов.

При усталостных испытаниях наблюдались два типа разрушенных образцов. Первый, когда образцы разрушались за число циклов, соответствующее многоциклового усталости (10^6 - 10^7), трещина образовывалась с поверхности образца. Второй, когда образцы разрушались на базе 10^8 - 10^9 циклов, трещина образовывалась внутри образца и на поверхности разрушения наблюдалась характерная для такого типа разрушения область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикроструктурной) структурой.

В качестве метода количественного анализа для установления корреляций между механическими свойствами и масштабнo-инвариантными (скейлинговыми) характеристиками дефектных структур, формирующихся в процессе динамического нагружения и гигацикловой усталости, использовался интерферометр-профилометр New View 5010 высокого структурного разрешения. Полученные оптические изображения макро- и микрорельефа, образующегося на поверхности разрушения алюминиевых образцов в результате нагружения, исследовались по методике фрактального анализа [1].

Анализ данных морфологии поверхности позволил установить автомодельный сценарий и получить соотношение, описывающее распространение усталостной трещины в режиме гигацикловой усталости.

Сравнительный анализ скейлинговых характеристик образцов, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости, позволил установить существенное уменьшение диапазона пространственных масштабов, на которых показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов в зоне «fish-eye» 0,5-10,9 мкм. Этот результат подтверждает наше предположение о роли критических масштабов в списке переменных для кинетического уравнения роста усталостной трещины [2].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 13-08-96025, № 14-01-31193, № 14-01-00842, №15-08-08921).

Литература:

1. Bouchaud E. Scaling properties of cracks // J. Phys. Condens. Matter. – 1997. – 9. – P. 4319– 4344.
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. – P. 1061-1063.

ДЕФОРМАЦИЯ РАЗРУШЕНИЕМ ПЕНОСТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРОИТЕЛЬНЫХ ПЕНОМАТЕРИАЛОВ

Опаренков Ю.В.¹, Семухин Б.С.^{1,2}

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

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
sprite@sibmail.com

В качестве объекта исследования был выбран пеностеклокристаллический материал. В случае нашего исследования были определены ключевые по ГОСТ свойства - механическая стойкость материала к нагрузкам и пластичность. Согласно классическим работам пеностекло, как типичный представитель аморфных материалов не может содержать дефектов типа дислокаций или им подобных. Таким образом, его деформация по теории пластической деформации металлов и сплавов или невозможна или должна происходить по иному механизму. Для пеностекла характерна следующая последовательность на кривых нагружения- вся кривая деформации может быть разделена на три стадии. Первая стадия подобна упругой стадии для поликристаллических твердых тел. Вторая стадия характеризуется наличием большого количества малых и больших скачков. Мы предлагаем считать вторую стадию деформации не стадией пластической деформации, а стадией деформации разрушением. Третья стадия соответствует стадии разрушения с образованием магистральной трещины.

В качестве схемы деформации разрушением предлагаем следующую: В процессе нагружения изменение размеров материала происходит за счет схлопывания макропор образца. В качестве элементов деформации выступают макропоры, достигающие размеров 1 мм. В случае пеностекла нет кристаллического строения, нет кристаллических дефектов и аморфная матрица перегородок, испытывая большие нагрузки может только локально разрушаться. Однако это разрушение не приводит к изменению всего объема материала и не может считаться разрушением всего материала. Объяснение того, что разрушение не влияет на объем материала лежит в понятии локализации деформации.

При приложении в определенных местах нагрузки основные напряжения возникают вблизи мест контакта. В нашем случае большие напряжения возникают у границ опор испытательной машины. Именно эти напряжения и приводят к разрушению верхнего слоя пор. Затем некоторое время нагрузки снова растут, достигают таких же и опять происходит разрушение одного слоя пор у мест контакта. Это отчетливо видно, так как в месте контакта образуется плотный темный слой практически в виде спрессованных тонкодисперсных частиц. Часть частиц не уплотняется и осыпается рядом с образцом.

Таким образом, в работе экспериментально исследованы процессы деформации разрушением пеностеклокристаллических строительных материалов. Показано, что нет методической необходимости в изменении способа описания деформации этих материалов и определении механических характеристик.

**МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ И РЕЗУЛЬТАТЫ ЧИСЛЕННОГО
МОДЕЛИРОВАНИЯ «МЕДЛЕННЫХ ДВИЖЕНИЙ» - АВТОВОЛН
НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПЛАСТИЧНЫХ И ХРУПКИХ
МАТЕРИАЛАХ И ГЕОСРЕДАХ**

Макаров П.В.^{1,2}, Перышкин А.Ю.²

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

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

pvt@ispms.tsc.ru, alexb700@yandex.ru

Термин «медленные движения» пришел из геодинамики и отражает деформационные процессы в геосредах, параметры которых можно связать с понятием волна. Скорости распространения подобных медленных деформационных волн на 4-7 порядков ниже скоростей продольных и поперечных волн в среде и на 7-8 порядков выше скоростей тектонических течений в геосредах, которые определяются как по геологическим данным, так и регистрируются данными GPS измерений и составляют от нескольких мм/год до нескольких см/год. В геосредах наблюдаются и более быстрые процессы, трактуемые как волновые, скорости которых варьируются от нескольких км/сутки до нескольких км/час [1,2]. Генерация этих медленных деформационных волн связывается с интенсивными локальными движениями в зонах разломов разных масштабов, которые имеют пульсационный короткопериодический характер [3]. Сгенерированные такими суперинтенсивными локальными деформациями деформационные возмущения тракуются как автоволны [3]. В работе представлена феноменологическая математическая модель формирования и распространения таких медленных деформационных волн. Модель основана на комбинировании подходов механики сплошных сред (численное решение уравнений МДТТ) и дискретного метода клеточных автоматов. Каждая расчетная ячейка (частица) сплошной среды рассматривается как бистабильный клеточный автомат, состояние которого (упругое или пластичное) зависит не только от пороговых значений напряжений в данной частице, но и от состояний в соседних частицах. Этот подход позволил описать процессы формирования и распространения деформационных фронтов как процессов самоорганизации. Выполнены расчеты по формированию и распространению фронтов пластической деформации Людерса в металлах и фронтов неупругой деформации в образцах горных пород и в геосредах.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Как и в соответствующих экспериментах скорости распространения деформационных фронтов оказались пропорциональны скорости нагружения [4].

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы № 23.1.4

Литература:

1. Быков В. Г. Деформационные волны Земли: концепция, наблюдения и модели // Геология и геофизика. – 2005. – Т. 46, № 11. – С. 1176–1190
2. Гольдин С.В., Юшин В.И., Ружич В.В., Смекалкин О.П. Медленные движения миф или реальность? // Физические основы прогнозирования разрушения горных пород: Материалы IX Межд. школы-семинара, Красноярск, 2002. - Новосибирск: Акад. изд-во "Гео", 2002. - С. 213-220.
3. Кузьмин Ю.О. Деформационные автоволны в разломных зонах // Физика Земли. – 2012. - №1. - с. 3-19.
4. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Надежкин М.В. О медленных волновых процессах в горных породах // Материалы Международной научной конференции молодых ученых "Перспективные материалы в строительстве и технике (ПМСТ-2014)". Томск. 2014. - С. 582-589.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И.^{1,2}, Батулин А.А.^{1,3}, Гришков В.Н.¹,
Родионов И.С.¹, Кудияров В.Н.³, Лидер А.М.³

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

²Национальный исследовательский томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский томский политехнический университет, Россия
rodionov231@mail.ru, abat@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе никелида титана, обладающие эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, широко применяются в качестве материалов для медицинских имплантатов, длительное время эксплуатируемых в биологических средах с повышенным содержанием водорода. Исследования влияния водорода, адсорбируемого из биосред, на свойства этих материалов (в первую очередь на механические и функциональные свойства) уделяется большое внимание в связи с обнаруженным развитием при этом водородной хрупкости. Кроме того, на современном этапе расширяется использование в качестве медицинских материалов сплавов на основе TiNi с ультрамелкозернистой (в частности, с субмикроструктурной – СМК) структурой. Однако исследования влияния размеров фрагментов зёрно-субзёрненной структуры этих материалов на адсорбцию водорода вплоть до настоящего времени не проводились.

В работе представлены данные по адсорбции водорода при электрохимическом насыщении (3 ч при плотности тока 20 А/м² в водном растворе NaCl (0,9%)) образцов сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} (ат.%) с крупнозернистой

(КЗ) и СМК структурами (средний размер зёрен 20 и 1 мкм, соответственно) и приведены результаты исследований сверхэластичности и ресурса пластичности при изотермическом (293К) кручении исходных и наводороженных образцов. Обнаружено, что образцы с КЗ структурой в 2,6 раза интенсивнее адсорбируют водород, чем образцы с СМК структурой (450 и 175 ppm, соответственно). При этом водородная хрупкость наблюдается как в образцах с КЗ, так и с СМК структурами: исходные образцы разрушались при деформации кручения 50 и 70%, а наводороженные – при 27 и 21%, соответственно. В наводороженных образцах незначительно (на ~10 МПа независимо от зёрновой структуры) повышается напряжение мартенситного сдвига. Наводороживание приводит к увеличению на ~1% остаточной деформации образцов с КЗ структурой после изотермического цикла «нагружение-разгрузка». В целом, при внешних напряжениях менее 600 МПа сверхэластичность образцов после наводороживания по данному режиму сохраняется на высоком уровне (15-17%).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (Проект № 15-08-99489), Программы фундаментальных исследований Академии наук на 2013-2020 гг. (проект № III.23.2.2) и в рамках программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета.

A MICROMECHANICAL MODEL FOR THE DEFORMATION BEHAVIOR OF TITANIUM POLYCRYSTALS

Romanova V.^{1,2}, Balokhonov R.^{1,2}, Shakhidjanov V.³, Zinovieva O.^{1,3}

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

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

³*National Research Tomsk State University, Russia*

varvara@ispms.tsc.ru, rusy@ispms.tsc.ru, emelyanova@ispms.tsc.ru

A three-dimensional numerical analysis of the deformation-induced roughening in polycrystalline titanium with and without modified surface layers is performed. Three-dimensional microstructural constitutive models have been developed in terms of crystal plasticity theory and used in the finite-element and finite-difference calculations of uniaxial tension. The grain structure is shown to be responsible for the free surface roughening under uniaxial tension. Microscale stresses acting in the bulk of the material across the free surface give rise to the formation of surface ridges and valleys. The hardened layers in surface-hardened specimens move the grain structure away from the free surface, thus smoothing out the microscale folds caused by displacements of individual grains. The influence of the surface layer thickness and distribution of mechanical characteristics on the roughening pattern is investigated.

This work is supported by the Russian Science Foundation (14-19-00766) and a program to increase the competence of Tomsk Polytechnic University.

**ШИРОКОДИАПАЗОННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ
УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ФРОНТОВ И РАЗРУШЕНИЯ
ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ**

Савельева Н.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

saveleva@icmm.ru

Целью работы является экспериментальное и теоретическое исследование процессов деформирования и разрушения ванадия при ударно-волновом нагружении. Верификация разработанной модели основывается на сопоставлении результатов численных расчетов с данными оригинальных ударно-волновых экспериментов [1]. На основе разработанной статистической теории твердого тела с мезоскопическими дефектами [2] предложены эволюционные уравнения для двух структурных переменных, характеризующих поведение ансамблей дефектов, – тензора плотности мезоскопических дефектов и структурного параметра скейлинга, определяющего отношение двух характерных масштабов (размера дефектов и среднего расстояния между ними). Определяющие соотношения в терминах введенных переменных были определены для шаровой и девиаторной частей соответствующих тензорных переменных (напряжения и деформации, обусловленные дефектами). Такое представление позволило сформулировать критерий разрушения, связанный с образованием коллективных мод деформации, обусловленных зарождением и развитием дефектов объемного типа, и приводящих к образованию откола в случае плосковолнового нагружения.

На основе широкодиапазонных определяющих соотношений для среды с дефектами разработаны математические модели деформационного поведения и разрушения ванадия, учитывающие связь механизмов релаксации, стадийности разрушения и нелинейной кинетики развития дефектов. Для проверки адекватности модели проведено экспериментальное исследование поведения поликристаллического ванадия при ударно-волновом нагружении. Результаты численных расчетов продемонстрировали расщепление ударной волны на упругий предвестник и пластический фронт. На основе полученных данных проведено исследование эффектов, наблюдаемых при ударно-волновом нагружении. Определенная из численных расчетов зависимость величины динамического предела упругости от расстояния, на которое волна распространилась, позволила оценить релаксацию упругого предвестника. Откольное разрушение отражается на профиле скорости свободной поверхности в виде формирования «откольного импульса» и последующей реверберации волн по откольной пластине. На основе развитых представлений об особенностях кинетики поврежденности в условиях специального типа метастабильности неравновесного термодинамического

потенциала твердого тела с дефектами показано, что в исследуемом ванадии проявляется рост откольной прочности при увеличении скорости деформации.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (14-19-01173).

Литература:

1. Савельева Н.В., Баяндин Ю.В., Савиных А.С., Гаркушин Г.В., Ляпунова Е.А., Разоренов С.В., Наймарк О.Б. Особенности упругопластического перехода и разрушения ванадия при ударно-волновом нагружении // Письма в ЖТФ. – 2015. – Т.41, вып.12. – С.32-39.

2. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 4. – С.45-72.

ПОИСКОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ СИБИРИ И КРАЙНЕГО СЕВЕРА

Сараев Ю.Н.^{1,2}, Безбородов В.П.^{1,2}, Гладковский С.В.³, Голиков Н.И.⁴

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

⁴Институт физико-технических проблем Севера

им В.П. Ларионова СО РАН, Якутск, Россия

litsin@ispms.tsc.ru

В работе рассматриваются вопросы обеспечения эксплуатационной надежности крупногабаритных металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях Сибири и Крайнего Севера. Развиваемое направление исследований основывается на комплексном применении новых технологий сварки и наплавки, современных сварочных и наплавочных материалов, методов ударной механической обработки, способствующей перераспределению остаточных напряжений в зонах неразъемных соединений, что благоприятно сказывается на качественных и прочных свойствах.

Одним из направлений комплексных научных исследований Арктической зоны является надежность и живучесть технических систем ответственного назначения при их эксплуатации в условиях северных и арктических территорий. Это связано с тем, что в этих регионах сконцентрирована большая доля природных ресурсов, добыча которых способствует развитию и укреплению экономического потенциала России. Вместе с тем, как уже хорошо показала практика, исчерпание

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

работоспособности машин и механизмов на Севере имеет ускоренный характер.

Экстремальные погодные-климатические условия значительно влияют на эксплуатацию техники и конструкций. В основном аварии конструкций сопровождаются их хрупким разрушением при отрицательных температурах эксплуатации. По опыту эксплуатации техники на территории Якутии установлено, что поток отказов ряда деталей и узлов машин, большегрузных самосвалов, карьерных и шагающих экскаваторов и металлоконструкций увеличивается в 2-3 раза, по некоторым данным до 4-6 раз, что наносит экономике России большие убытки. В основном это связано с накоплением технологических эксплуатационных повреждений и возникновением хрупких трещин. Помимо длительного воздействия низких температур существуют другие факторы, усложняющие работу машин, механизмов и агрегатов в условиях криолитозоны. В частности, работа горнодобывающего оборудования связана со знакопеременным и ударным нагружением, осложняется вибрациями и дополнительными нагрузками из-за высокой абразивности многолетнемерзлых пород, смерзаемости грунта, его налипания и намерзания на рабочие элементы.

Цель работы: изыскание путей повышения эксплуатационной надежности технических систем ответственного назначения, эксплуатируемых в условиях Сибири и Крайнего Севера.

При проведении исследований изучались образцы, изготовленные с применением как стандартных технологий, так и разрабатываемых на основе технологий, обеспечивающих контроль и учет всех возмущающих воздействий на этапах формирования неразъемных соединений их стали 09Г2С. Были проведены исследования структуры и механических свойств сварных соединений при различных температурах испытаний.

Результаты исследований подтверждают, что преимущественное зарождение разрушений происходит в зоне сварных соединений. Причинами преждевременных отказов сварных соединений являются дефекты сварки, остаточные сварочные напряжения, низкая сопротивляемость зарождению и распространению трещин зоны термического влияния и металла шва.

Проведенные исследования показали, что такой комплексный подход повышения свойств сварных соединений и наплавленных покрытий изделий из низкоуглеродистой стали 09Г2С применением метода модифицирования присадочных материалов ультрадисперсными тугоплавкими частицами и импульсной технологии, обладает новизной и обеспечивает повышение эксплуатационных показателей сварных соединений и наплавленных покрытий.

Выводы

1. Предложен новый комплексный подход для решения проблемы повышения эксплуатационной надежности и живучести технических

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

систем ответственного назначения, предназначенных для работы в условиях низких климатических температур Крайнего Севера и Арктики. Такой подход основывается на повышении усталостной и механической прочности сварных соединений, изготавливаемых из современных марок низкоуглеродистых сталей методами адаптивных импульсных технологий сварки.

2. Исследовано влияние энергетических параметров адаптивной импульсно-дуговой сварки на структуру и механические характеристики сварного соединения низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С: составляющие ударной вязкости, динамическую и циклическую трещиностойкость различных участков соединений.

Установлено, что применение метода адаптивной импульсно-дуговой сварки позволяет получать сварные соединения низкоуглеродистых сталей типа 09Г2С, обладающие мелкозернистой структурой в металле шва и ЗТВ. Достижимый эффект основывается на механизме, влияния СМТ на перемешивание расплава с образованием новых центров кристаллизации, что способствует измельчению структурных составляющих 1.5 раза.

3. Экспериментально доказано, что в результате применения адаптивной импульсно-дуговой сварки, за счет регулируемого ввода тепла в изделие, обеспечивается значительное измельчение структуры металла шва и наиболее подверженной структурным изменениям ЗТВ, в результате чего предотвращается резкое падение микротвердости и прочности в этой зоне, и, тем самым, снижается степень разупрочнения зоны сплавления сварного шва. При этом вторичной нагрев происходит в непосредственной близости к температуре полиморфного превращения, что оказывает заметное влияние на механические характеристики сварных соединений. В совокупности, указанные изменения способствуют снижению послесварочных деформаций и увеличению ударной вязкости сварных соединений.

4. Выявлен механизм роста трещин в зонах шва, термического влияния и основного металла. Определены оптимальные значения энергетических параметров режима, которые обеспечивают наиболее равнопрочные свойства всех зон сварных соединений. При этом изменения соотношений прочностных характеристик отдельных зон сварного соединения не превышают 2.5 % и достигаются наибольшие значения ударной вязкости и показателя динамической трещиностойкости.

Исследования проводились за счет частичного финансирования по госбюджетной тематике Института физики прочности и материаловедения СО РАН, а также комплексной программой фундаментальных исследований Президиума РАН по стратегическим направлениям развития науки на 2014 год № 44 «Поисковые фундаментальные научные исследования в интересах развития Арктической зоны Российской Федерации» (Постановление Президиума РАН от 11.02.2014 г. № 22,

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

проект: «Разработка научных основ повышения эксплуатационных свойств металлоконструкций, используемых в условиях низких температур и арктических льдов, применением адаптивной импульсно-дуговой сварки, модифицирования и механической обработки зон неразъемных соединений»).

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ

Смирнов И.В.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{2,3}, Гриняев К.В.^{1,2,3},
Пинжин Ю.П.^{1,3}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Чернов В.М.⁴

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, 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. акад. А.А. Бочвара", Москва, Россия

smirnov_iv@bk.ru

Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование влияния температуры растяжения на особенности пластической деформации и разрушения сплава V–4,23 Cr–1,69 Zr–7,56 W (вес. %) после комплексной термомеханической плюс химико-термической обработки. Механические испытания образцов активным растяжением проведены при температурах 20 °С, 800 °С, 900 °С и 1000 °С.

Установлено, что при комнатной температуре пластическая деформация характеризуется как хрупким, так и вязким типом разрушения. При высоких температурах (800 – 1000 °С) наблюдается преимущественно вязкое разрушение, отличительной особенностью при этом является формирование трещин, вязко раскрывающихся в направлении растяжения.

В результате анализа карт ориентации, полученных с использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов, выявлено, что микроструктура до деформации растяжением представлена вытянутыми в направлении прокатки крупными зернами (длиной до 200 мкм и шириной до 20 мкм), разделенными прослойками из мелких кристаллитов (длиной 2 – 20 мкм и шириной 2 – 6 мкм). Объемные доли крупных и мелких зерен приблизительно равны.

Установлено, что в области локализации деформации при температурах растяжения 20 °С и 800 °С происходит частичная фрагментация зеренной структуры на мелкие зерна, длиной до 10 мкм и шириной 2 – 5 мкм, с сохранением (до 30 % объемной доли) исходных крупных зерен. Внутри большей части как крупных, так и мелких зерен формируется высокая плотность малоугловых границ с разориентировками непрерывного и дискретного типа. При повышении температуры растяжения до 900 °С фрагментированные зерна вытягиваются в длину до

20 мкм, и при этом объемная доля исходных крупных зерен уменьшается до 20 %. По сравнению с микроструктурой после растяжения при 20 °С и 800 °С, наблюдается уменьшение количества малоугловых границ в объеме зерен. Дальнейшее увеличение температуры растяжения до 1000 °С приводит только к уменьшению объемной доли крупных зерен до 7 %.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета. 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).

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ
НАГРУЖЕНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТА НЕРАВНОВЕСНЫХ
ПЕРЕХОДОВ В СИСТЕМАХ МЕЗОДЕФЕКТОВ**

Соковиков М.А., Чудинов В.В., Билалов Д.А., Оборин В.А.,
Уваров С.В., Плехов О.А, Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
sokovikov@icmm.ru*

Длительное время доминирующим объяснением механизма неустойчивости и локализации пластической деформации при высоких скоростях нагружения было представление о термопластической неустойчивости. Предполагалось, что тепло, выделяемое в процессе пластической деформации, за малые характерные времена не успевает отводиться, что приводит к термическому разупрочнению и дальнейшему росту пластической деформации. Реализуется лавинообразный процесс, приводящий к скачкообразному росту температур в области локализации пластической деформации. Предполагалось, что температуры могут достигать высоких значений, даже температур плавления материала. Экспериментальные исследования микроструктуры полос адиабатического сдвига, проведенные в ряде работ указывают на то, что одним из механизмов формирования полос пластического сдвига являются множественные многомасштабные неустойчивости в системе микросдвигов (дефектов мезоуровня), имеющих следствием пластические ротации и изменение ориентации зерен в узких полосах сдвига.

Работа посвящена экспериментальному и теоретическому изучению неустойчивости и локализации пластической деформации при динамическом нагружении и высокоскоростном пробивании.

Исследовалось поведение образцов в режиме близком к чистому сдвигу при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона –

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

Кольского. Для этого были разработаны образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния. Кроме того исследовались образцы типа “сдвиг-сжатие”, предложенные в [1]

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.

После эксперимента сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5010 и просвечивающего электронного микроскопа.

Изучение поверхности разрушения образцов с помощью просвечивающего электронного микроскопа показало, в областях локализации произошло образование участков полосовой структуры и ячеистой структуры в деформированном слое.

После динамической деформации образцов постоянство показателя Хёрста наблюдается в более широком диапазоне пространственных масштабов.

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, для которых были реализованы различные режимы импульсного нагружения, сопровождающиеся неустойчивостью пластического течения и выносом пробки. С применением доплеровской интерферометрии изучено изменение скорости движения тыльной поверхности в различные моменты времени в процессе выноса пробки. Сохраненные после эксперимента образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа [2].

Обнаружено, что в областях локализации деформации субзерна вытягиваются в полосы и фрагментируются, образуя ультрамикроструктурную структуру с размером зерен ~300 нм. За счет ротационных мод деформации возникают высокоугловые разориентировки зерен.

Проведено численное моделирование появления областей неустойчивости пластического сдвига.

Численное моделирование проводилось с учетом особенностей кинетики накопления микросдвигов в материале.

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 мезодефектов.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ 13-08-96025 р_урал_а, 14-01-00842_а, 14-01-31193.

Литература:

1. Rittel D., Landau P., and Venkert A. // Phys.Rev.Lett. 2008. V.101. 165501. P.1-4.
2. 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 ЖТФ.- 2012.- Т.38, №1.- С.13-20.

РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Zr-1Nb, ЛЕГИРОВАННОМ ВОДОРОДОМ

Степанова Е.Н.¹, Грабовецкая Г.П.², Чернов И.П.¹,
Мишин И.П.², Булышко Д.Ю.³, Винокуров В.А.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
enstepanova@tpu.ru

Проведено сравнительное исследование развития деформационных процессов в субмикрокристаллических сплавах Zr-1Nb и Zr-1Nb-0,22H в условиях растяжения при температуре 293 К.

Установлено, что формирование ультрамелкозернистой структуры в обоих сплавах приводит к существенному (в 1,5–2 раза) увеличению его значений пределов прочности и текучести при одновременном уменьшении деформации до разрушения по сравнению с мелкозернистым состоянием.

На кривых деформации субмикрокристаллического сплава Zr-1Nb в координатах «напряжение-деформация» наблюдается короткая стадия и низкий эффект деформационного упрочнения. Непосредственно за стадией упрочнения следует продолжительная стадия падающего напряжения, на которой выделяются два участка с различной скоростью падения напряжения. Присутствие в субмикрокристаллическом сплаве водорода в твердом растворе приводит к появлению на кривой течения стадии установившейся деформации. Для обоих субмикрокристаллических сплавов Zr-1Nb-0,22H и Zr-1Nb характерно существенное (в 2 и 4 раза, соответственно) уменьшение однородной деформации по сравнению с мелкозернистым состоянием (17 %). Это свидетельствует о повышении склонности исследуемого сплава Zr-1Nb к локализации пластической деформации на макроуровне при формировании в нем субмикрокристаллической структуры.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

В субмикроструктурном сплаве Zr-1Nb локализация деформации на макроуровне развивается в две стадии. Первоначально формируется хорошо выраженная шейка, образование которой совпадает с началом стадии падающего напряжения на кривой растяжения. Затем, по мере развития деформации в области шейки, одна за другой появляются полосы локализованной пластической деформации шириной 0,2–0,3 мм под углом $\sim 120^\circ$ друг к другу. На кривой растяжения появление макрополос локализованной деформации соответствует увеличению скорости падения напряжения.

Присутствие в субмикроструктурном сплаве Zr-1Nb водорода в твердом растворе до 0,22 мас.% подавляет развитие локализации пластической деформации на мезоуровне и повышает устойчивость сплава к локализации деформации на макроуровне. Выделение водорода из твердого раствора в виде гидридов способствует локализации деформации и трещинообразованию в сплаве в процессе растяжения.

Зависимость коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации для субмикроструктурного сплава Zr-1Nb-0,22H в случае присутствия водорода в твердом растворе становится подобной зависимости коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации для сплава в мелкозернистом состоянии с содержанием водорода 0,002 мас.%, деформация которого осуществляется путем движения дислокаций. Такое изменение указанной зависимости, как и повышение устойчивости к локализации деформации, свидетельствует об активизации дислокационного механизма деформации в субмикроструктурном сплаве Zr-1Nb-0,22H в присутствии водорода в твердом растворе.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты №15-08-03823_a и №13-02-98007_p-сибирь_a).

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ УДАРНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Сурикова Н.С.¹, Панин В.Е.¹, Власов И.В.¹, Миронов Ю.П.¹, Суриков Н.Ю.², Толмачев А.И.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
surikova@ispms.tsc.ru

Не ослабевает интерес к деформационным методам структурно-фазовой модификации поверхностных слоев в конструкционных материалах, в том числе в сплавах никелида титана, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) [1, 2]. Несмотря

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

на то, что сплавы TiNi изначально имеют высокие прочностные и антикоррозионные свойства, часто требуется увеличить прочность, износостойкость и химическую инертность поверхности медицинских имплантов из никелида титана. Установлено, что после дробеструйной [2] и ударной [1] ультразвуковой поверхностной обработки (УУПО) никелида титана новая поверхность характеризуется повышенным уровнем микротвердости, связанным с фрагментацией материала при интенсивной пластической деформации, образованием наноструктуры и частичной аморфизацией материала. Однако до сих пор не исследовано влияние УУПО на проявление эффектов памяти формы и сверхэластичности, на стадийность кривых деформации сплавов TiNi. Не достаточно изучены структуры и фазы, определяющие высокие прочностные свойства поверхности после УУПО.

В данной работе методами оптической и электронной просвечивающей микроскопии, рентгеноструктурного анализа, наноиндентирования, определения величины износа, механических испытаний на одноосное растяжение исследовано влияние УУПО на тонкую структуру и механические характеристики поверхностных слоев монокристалла TiNi(Fe, Mo) и деформационное поведение объемных образцов. В исходном состоянии монокристалл имел структуру B2 фазы и температуры мартенситных $B2 \leftrightarrow B19'$ превращений: $M_n = 266$ К, $M_k = 249$ К, $A_n = 271$ К и $A_k = 299$ К. При нагружении ($T_{ком}$), разгрузке и последующем нагреве монокристалл проявлял ЭС и ЭПФ.

Механические испытания монокристаллов на растяжение показали, что в образцах после УУПО, увеличивается напряжение мартенситного превращения (на ~20 %) и общая деформация до разрушения, на кривых σ – ϵ исчезает линейная стадия, связанная со stress-induced мартенситным превращением, изменяется соотношение между величинами ЭПФ и СЭ.

При наноиндентировании установлено, что УУПО приводит к упрочнению поверхностного слоя монокристалла, сопровождающемуся увеличением микротвердости в 2,3 раза, повышением доли упругой составляющей работы индентирования и увеличением эффективного предела текучести.

Трибологические исследования показали, что после УУПО коэффициент трения пары никелид титана–сапфир и коэффициент интенсивности износа уменьшаются, также свидетельствуя об упрочнении и повышении вязкости разрушения приповерхностных слоев.

Электронно-микроскопические исследования тонкой структуры в приповерхностных слоях после УУПО выявили основные механизмы фрагментации – механическое двойникование в B2 фазе и мартенситное превращение под напряжением. Формирование дефектной структуры приводит к упрочнению и изменению точек фазовых переходов материала. Однако даже на обработанной поверхности, как показал

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

рентгеноструктурный анализ, в материале не наблюдается нанокристаллического состояния, в отличие от поликристаллов TiNi [1, 2], что связано с отсутствием границ зерен в исходных образцах.

Важную роль в упрочнении приповерхностных объемов играет образование оксидных фаз TiO₂ и Ni₅TiO₇, а также субоксида Ni₁₆Ti₁₆O₄, формирование которого связано с упорядочением кислорода по междоузлиям матрицы.

Литература:

1. Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н. и др. Дефекты структуры и мезорельеф поверхности никелида титана после интенсивной пластической деформации ультразвуковым методом. //Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – Спец. выпуск. – С. 109-112.
2. Hu T., Wen C.S., Sun G.Y. and others. Wear resistance of NiTi alloys after surface mechanical attrition treatment. // Surface and coatings technology. – 2010. – V. 205. – P. 506-510.

РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ И МАСШТАБНЫЕ ЭФФЕКТЫ ОБРАЗЦОВ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Копаница Д.Г.¹, Устинов А.М.¹, Потекаев А.И.², Клопотов А.А.^{1,2}

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
artemustinov@mail.ru

Изучению эволюции структурных элементов деформации на поверхности кристаллических твердых тел при различных воздействиях посвящено достаточно много внимания [1]. В [2] показано, во-первых, что поверхностные слои в кристаллических твердых телах проявляют себя как примеры мезоскопических уровней пластической деформации при внешних механических нагрузках и, во-вторых, на различных масштабных уровнях проявляются разные механизмы деформации. Все это приводит к тому, что твердое тело под нагрузкой проявляет себя как сложная иерархическая система элементов из разных масштабных уровней, которая эволюционирует в зависимости от внешней приложенной нагрузки, распределения внутренних полей напряжений и взаимодействия структурных элементов деформации на разных масштабных уровнях. Все это приводит к тому, что перераспределение структурных элементов деформации на поверхности твердых тел и их эволюция должна зависеть от формы и размеров образца.

Цель настоящей работы представить результаты исследований перераспределения пространственных структурных элементов деформации в приповерхностных слоях при *in situ* наблюдения деформации сжатием стальных образцов разной геометрической формы с использованием цифровой оптической системы Vic-3D.

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

На рис. 1 приведены примеры распределения локальных деформаций на поверхности образцов вдоль оси приложенной нагрузки. Образцы были деформированы сжатием до $\sim 1,5\%$, что соответствует деформации на площадке текучести деформационной кривой. На этих примерах видно, что структурные элементы пластической деформации имеют принципиально разное распределение.

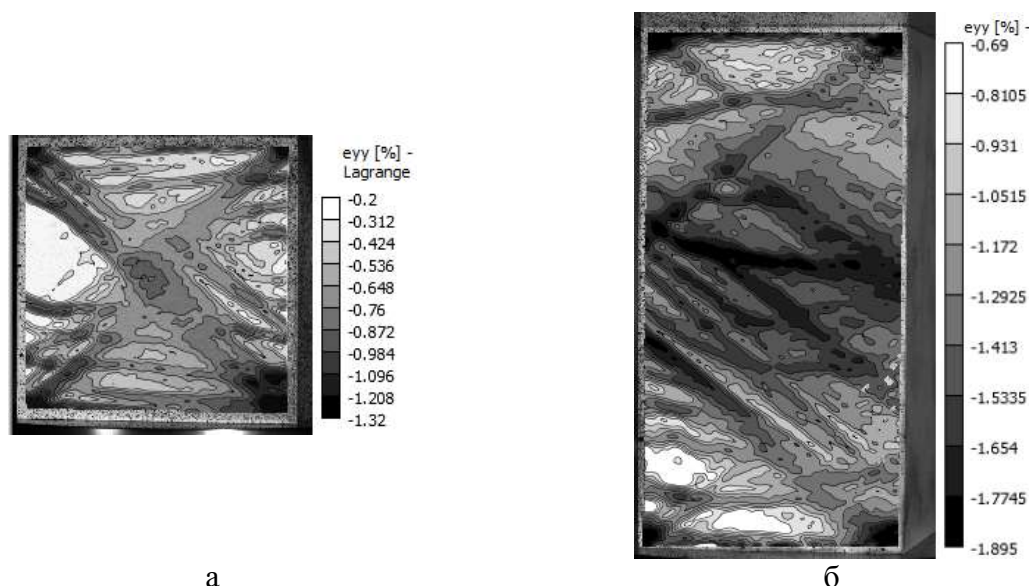


Рис. 1. Картины распределения локальных деформаций на поверхности образцов вдоль оси приложенной нагрузки: *а* – образец 6×6×6 см; *б* – образец 12×6×6 см.

Литература:

1. Алехин В. П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука. 1983. 282 с.
2. Панин В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел // Физическая мезомеханика. – 1999. –Т. 2, №6. – С.5-23.

ABOUT WEAR AND AVERAGE SURFACE TEMPERATURE OF COPPER OR STEEL CONTACTS AT SLIDING CURRENT COLLECTION

Fadin V.V.¹, Aleutdinova M.I.^{1,2}, Rubtsov V.E.^{1,3}

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

²*Seversk Technological Institute-branch National Research Nuclear University «MEPhI», Russia,*

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia*

fvv@ispms.ru

The aim of the present work is the definition of interconnection between average sliding surface temperature and wear intensity of steel and copper under dry sliding at contact current density higher 100 A/cm^2 .

Steel 1020 (AISI) of hardness $HB=2,7 \text{ GPa}$ and copper (99,9 %Cu) of the hardness $HB=0,9 \text{ Gpa}$ served as the specimens loaded by friction and electric current. Specimens were tested on friction in conditions of sliding current collection without lubrication at pressure $p_a=0,13 \text{ Mpa}$, sliding velocity $v=5 \text{ m/s}$

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

on tribometer CMT-1 using pin-on-ring type wear testing. Steel 1045 having a hardness value of 50 HRC was used as counterbody. Linear wear intensity was determined as $I_h=h/L$, where h is a change of the specimen height on sliding distance L .

Temperature T_o of a specimen was measured by the thermocouple at different distances x from a sliding surface at some j chosen randomly. Average sliding surface temperature T_s is determined by extrapolation of $T_o(x)$ dependence on $x=0$ mm value for this friction mode.

Wear intensity increases at current density increasing and the begin of catastrophic wear at contact current density about $j=400$ A/cm². Copper manifests the lowest wear intensity at every current density. It is shown that dependence $T_o(x)$ has approximately linear character and $T_s=T_o(x=0)$ increases at current density increasing. $T_s(Cu)$ is always lower $T_s(steel 1020)$.

Temperature grows in surface layer (SL) owing to plastic deformation caused by friction and due to calorification by Joule heat etc. Cyclic thermal and mechanical stresses cause formation of structural defects of different structural and scale levels. If the SL fragmented material possesses low shear stability so possibility of structure-phase transitions can be realized and a quasiviscous flowing of material can be created between disoriented fragments. Well coordinated hierarchy of gradient rotary deformation modes may be developed in this case [1]. Therefore in these dynamic conditions the structure of copper SL has a lower local shear stability and accordingly higher SL stability and higher wear resistance is realized in comparison with wear resistance of steel. Low specific electric resistance and high heat conductivity of copper cause generation of small amount of Joule heat and its rush outflow from SL that lead to establishment of low T_s .

Conclusion. Scheme “pin-on-ring” causes the linear temperature distribution along specimen axis. Copper sliding surface temperature is lower 250°C at dry sliding with a current density 200-500 A/cm². Temperature of sliding surface of steel 1020 can exceed 300°C because relatively low heat conductivity. The surface layer of copper possesses higher local shear instability than steel 1020 surface layer. These factors cause good stress relaxation in SL, realization of SL deformation on low structure level and lower wear intensity of copper in comparison with wear intensity of steel 1020.

The work was carried out according to Project No. III.23.2.4 of SB RAS Fundamental Research Program III.23.2 and supported by Russian Foundation for Basic Researches project No.13-08-00076

References:

1. V.E. Panin and Yu.I. Pochivalov et al.. Phys. Mesomech., 13(2010), no. 6, pp.27–34 (Russ.).

**КВАНТОВОЕ ВЛИЯНИЕ НА ЗАРОЖДЕНИЕ
НОСИТЕЛЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
И РАЗРУШЕНИЯ В КРИСТАЛЛАХ**

Хон Ю.А., Каминский П.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Khon@ispms.tsc.ru

Задача о механизме зарождения носителей пластической деформации и разрушения в идеальных (бездефектных) кристаллах при реальном значении деформирующего напряжения σ_{sh} удовлетворительного решения до сих не имеет. В рамках существующих подходов и моделей деформируемого кристалла ответ таков: дислокация в кристалле может зародиться лишь при величине упругой деформации порядка 0.1, а микротрещина – при еще более высокой величине деформации. По этой причине всегда требуется либо действующий источник дефектов, происхождение которого часто остается гипотетическим, либо высокая концентрация напряжений, либо то или иное вместе. При этом чаще всего дело ограничивается словесными моделями. Основная причина такого положения дел заключается в неполном учете квантовых свойств кристалла, связанных в первую очередь с электронной подсистемой. Дело в том, что во всех существующих подходах кристалл рассматривается в следующих приближениях.

1. Неявно предполагается, что деформируемый кристалл является изолированной системой, которая находится в одном из чистых состояний. Зарождение дефектов рассматривается как переход кристалла из одного чистого состояния в другое только за счет термически активируемых смещений атомов.

2. Расчеты потенциальной энергии кристалла проводятся в адиабатическом приближении.

На самом деле деформируемый кристалл находится в смешанном состоянии. При деформации кристалла его энергетические уровни смещаются друг относительно друга и могут пересекаться. В этих условиях адиабатическое приближение становится неприменимым. Электронные переходы между уровнями (эффект Ландау-Зинера) приводят к изменению межатомного взаимодействия и возбуждению динамических неупругих смещений атомов [1].

При учете указанных выше квантовых эффектов возбуждение динамических неупругих смещений атомов инициирует возбуждение термически активируемых смещений задолго до теоретической прочности кристалла. Построена феноменологическая теория структурных превращений в деформируемом кристалле. Выделены две неустойчивые моды, связанные с термически активируемыми и динамическими

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

неупругими смещениями атомов. Амплитуды этих мод представляют параметры порядка.

Рассмотрены условия развития сдвиговой деформации и образования микротрещины. Показано, что реализуются различные сценарии сдвиговой деформации: однородный сдвиг; распространение уединенного локализованного сдвига; зарождение и распространение серии локализованных сдвигов, образующих с течением времени сложно меняющуюся картину. После разгрузки кристалла происходит распад неравновесного состояния с образованием устойчивых структур – дефектов кристаллической решетки. Обсуждено влияние поверхности на развитие неустойчивости деформируемого кристалла.

Предложенная модель легко обобщается на случай зарождения деформации фазовым превращением и вязкой моды деформации.

Литература:

1. В.Е. Егорушкин, Н.В. Мельникова. ЖЭТФ. – 1993. – Т. 103. – Вып. 2. – С. 214-226.

INTEGRATED RESEARCH OF THE INTERACTION OF GLASS WITH SPACE DEBRIS

Gerasimov A.V.¹, Kalashnikov M.P.², Sergeev V.P.², Khristenko Y.F.¹

¹*Research Institute of Applied Mathematics and Mechanics, Tomsk State University, Russia,*

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

hrs@niipmm.tsu.ru

Providing resistance of spacecraft glass elements is an important practical problem. The purpose of this work - the study of interaction of glass with flows of man-made and natural debris that is necessary to preserve the integrity of the spacecraft on impact rather large fragments, and to reduce the erosion of the structural elements of the glass under the flow of ultra fine particles. To study the processes of high-velocity interaction was designed, manufactured, installed and launched an experimental stand, which includes a universal base frame, which can be installed in any available in Research Institute of Applied Mathematics and Mechanics throwing units (T-29, PPH 23/8, PPH 34/8, PPH 34/23/8, GDI 50/23 and a new three-stage light-gas installation) and the vacuum chamber. The stand is equipped with instruments to measure the dynamic pressure in the barrels, as well as sensors of muzzle velocity and trajectory velocity of models and projectiles, including original sensors. The stand allows for carry out a variety research of processes of high-velocity collision at speeds up to 8 km / s and higher. The uniqueness of the stand is that the frame for throwing installation and the vacuum chamber are mounted on a single suspension platform. This avoids the negative impact of the shot on the foundation of the building. The experiments were supplemented by numerical calculations. Three-dimensional modeling of the interaction of barriers with high-velocity projectiles based on the equations that describe the spatial

adiabatic motion of a solid compressible medium, which are differential consequences of the fundamental laws of conservation of mass, momentum and energy. As a criterion for the shear fracture of elastic-plastic projectiles used a criterion limiting the equivalent plastic strain. The process of breaking glass was considered as a process of destruction of fragile material, without region of plastic deformation. The natural fragmentation of projectiles and targets is calculated by introducing a probabilistic distribution mechanism of the initial defect structure of the material. To calculate elastic-plastic flows one used the technique implemented on tetrahedral cells and based on joint use of Wilkins method for calculating interior points of the body and Johnson method for calculating contact interactions. Three-dimensional area was sequentially split in to tetrahedrons by means of automatic grid construction subroutines. It was considered the interaction of the bilayer plate K8 glass with particle without strength and with a density of 1 g / cm³ (simulation ball silica gel). Dimensions plates 0,3 × 0,3 × 0,3 mm, ball diameter 50 microns, the collision velocity is taken to be 1, 2, 3 km / sec. Were received two-dimensional cross sections of three-dimensional computational domains with the velocity distribution inside the plate and inside the remains of the ball, and is represented by the plate, the remnants of the ball, fragments of interacting bodies. Upon impact, was observed brittle fracture of the glass and the formation of clouds with partial release it outside the crater. The calculated curve describing the dependence of the depth of the crater when to hit the ball (silica gel) on a glass plate for the above-mentioned range of velocity throwing the projectiles was received. The proposed numerical method allows the calculation of multilayer systems "glass substrate-coating" in order to determine the protective properties of selected coatings.

**ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-
ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ РАЗНОРОДНЫХ
МЕТАЛЛОВ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ЛОКАЛЬНЫХ
ТЕПЛОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ**

Кректулева Р.А.¹, Черепанов О.И.², Черепанов Р.О.³

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

rakrekt@mail.ru, oi_cherepanov@mail.ru, rcherepanov82@gmail.com

Интенсивные локальные тепловые воздействия на разнородные материалы характерны, в частности, для таких процессов как сварка неплавящимся электродом (TIG - сварка), технологии электронно-лучевой и лазерная сварки, а также обработки поверхности различных материалов. Этим процессам присуща высокая мощность и плотность потока энергии при электрическом разряде в дуге, воздействии потока электронов или

3. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

луча лазера, высокая скорость нагрева до температур плавления и испарения металла. Отмеченные особенности определяют актуальность теоретических исследований поведения свариваемых материалов при интенсивных тепловых воздействиях с целью выбора рациональных режимов сварки, обеспечивающих необходимые характеристики сварных соединений. В частности, при выборе режимов воздействия необходимо обеспечить заданную глубину проплавления и отсутствие таких нежелательных эффектов, как сквозное проплавление. Не менее важной задачей является определение границ зоны термического влияния и оценка остаточных термических напряжений, которые существенно влияют на прочность сварных конструкций.

В данной работе предложен метод численного исследования процессов нагрева, охлаждения и развития термических напряжений в разнородных материалах (сталь, алюминий) под действием движущихся концентрированных поверхностных источников энергии. Основой модели являются вариационные уравнения теплопроводности и теории пластичности, которые имеют вид:

$$\begin{aligned} & \iiint_V \left(\lambda_{ij} T_{,j} (\delta\theta)_{,i} + C_\varepsilon \dot{T} (\delta\theta) + T \beta_{ij}^* \dot{\varepsilon}_{ij}^* (\delta\theta) - w(\delta\theta) \right) dV - \\ & - \iint_{S_G} n_j (\lambda_{ij} \bar{G}_{,i}) (\delta\theta) dS_G + \iint_{S_\alpha} \alpha (T - T_E) (\delta\theta) dS_\alpha + \iint_{S_Q} n_j \bar{q}_j (\delta\theta) dS_Q = 0, \\ & \iiint_V (\sigma_{ij}^E + \Delta^* \sigma_{ij}) \delta(\Delta^* e_{ij}) dV^{(n)} - \iiint_V (\bar{P}_i + \Delta \bar{P}_i) \delta(\Delta u^i) dV^{(n)} - \iint_{S_\sigma} (\bar{R}_i + \Delta \bar{R}_i) \delta(\Delta u^i) dS^{(n)} = 0. \end{aligned}$$

где $\bar{G}_{,i}$ – градиент температуры, $\alpha(T - T_E)$ – теплообмен с окружающей средой, \bar{q}_j – 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, $\delta\theta = T dt$, e – 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; $\Delta \sigma_{ij}^E + \Delta^* \sigma_{ij}$, $\Delta^* e_{ij}$ тензоры напряжений и деформаций.

Для решения задачи теплопроводности в двумерной и трехмерной постановке использованы явная схема, а также вариационно-разностный метод. С целью верификации модели выполнено решение ряда тестовых задач, в частности, задачи о не распространяющейся температурной волне, рассмотренной ранее А.А. Самарским, И.М. Соболев.

Расчеты температурных полей и напряжений проведены для случаев сварки стальных и алюминиевых образцов. Неоднородность структуры материала учитывается явно. При расчете температурных полей и напряжений учитывается зависимость физико-механических характеристик от температуры и изменение свойств в результате фазовых переходов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-08-00092.

ПЕРВОНАЧАЛЬНАЯ АНИЗОТРОПИЯ И ЕЕ СВЯЗЬ С БЛОЧНОЙ СТРУКТУРОЙ СРЕДЫ

Чанышев А.И.

Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск, Россия

a.i.chanyshhev@gmail.com

Традиционно блочную структуру среды связывают с характеристиками системы дифференциальных уравнений (если есть характеристики, то они определяют блочность, если их нет, то блочности нет). Между тем характеристики – это результат неоднородного распределения напряжений и деформаций, то есть они находятся путем решения системы дифференциальных уравнений, зависящих от координат рассматриваемой точки x, y, z [1]. При этом в каждой точке предполагается выполненным «однородное напряженно-деформированное состояние». Последнее означает, что в каждой такой точке поведение материала таково как при однородном нагружении образца из данного материала. Однако опыты по однородному нагружению образцов [2] показывают, что здесь происходит также локализация деформаций, но другого уровня, не связанная с наличием характеристик системы дифференциальных уравнений (для однородного состояния система дифференциальных уравнений выполняется автоматически из-за однородности).

Для определения указанной локализации применяются понятия «собственные состояния», «собственные тензоры» [3-6], «содержание», «форма, согласованная с содержанием». Приводятся примеры построения блочной структуры для различных классов первоначально анизотропных сред при «однородном нагружении».

Литература:

1. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. Издательство «Наука», 1969.
2. Райс Дж. Р. Локализация пластической деформации // Теоретическая и прикладная механика. – Тр. III Международного конгресса IUTAM. – М., 1979. С. 439–471.
3. Рыхлевский Я. О законе Гука // Прикл. математика и механика. 1984. Т. 48, вып.3, с. 420-435.
4. Чанышев А. И. О пластичности анизотропных сред // ПМТФ. 1984. № 2. С. 149-151.
5. Чанышев А. И. К решению задач о предельных нагрузках для жесткопластического анизотропного тела // ПМТФ. 1984. № 5. С. 151-154.
6. Ревуженко А. Ф., Чанышев А. И., Шемякин Е. И. Математические модели упруго-пластических тел // Актуальные проблемы вычислительной математики и математическое моделирование. Новосибирск: «Наука», Сибирское отделение, с. 108-119.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6Б ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ

Клименов В.А.^{1,2}, Клопотов А.А.^{1,3}, Гнюсов С.Ф.^{2,4}, Чумаевский А.В.^{1,4}

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

⁴Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

tch7av@gmail.com

Существуют различные методы получения ультрамелкозернистой структуры титановых сплавов. Термическая стабильность в таком состоянии сплавов имеет верхнее пороговое значение. Так, например микроструктура прутков субмикроструктурного титана, полученных комбинированным методом абс-прессования с последующей многоходовой прокаткой, термостабильна до температуры 350°C. В этой связи актуальными являются работы, направленные на изучение изменения микроструктуры в области сварного шва ультрамелкозернистых титановых сплавов после применения различных видов сварки (лазерной, электроннолучевой, электроконтактной и др.). Кроме того, важными являются разработки по установлению влияний различных технологических факторов на прочность получаемых сварных соединений, особенно в условиях усталостного воздействия.

В работе методом оптической и растровой микроскопии производилось изучение структуры и свойств наноструктурного титанового сплава ВТ6 после контактной сварки.

Проведенные исследования структуры сварных соединений методом оптической металлографии показали, что исходная зеренная структура образцов в зоне сварки претерпевает значительные изменения. Структура металла в зоне сварки имеет игольчатое строение, что свидетельствует о быстром охлаждении и, в следствии, появлению закалочных эффектов. По краям зоны сварки в ряде случаев наблюдаются дефекты различного строения. Дефекты разделяются на поры и микротрещины. Наличие дефектов предположительно связано с присутствием окислов на поверхностях пластин до сварки, в результате чего происходит не полное перемешивание в граничном слое материала пластин и образование микротрещин.

При исследовании строения излома соединения обнаружено, что разрушение происходит в двух характерных областях отличным образом. В области ядра соединения, а именно на границе ядра и переходной области соединения, излом имеет ямочное строение, что свидетельствует о вязком характере разрушения. В переходной области разрушение происходит хрупким межкристаллитным сколом по границе зерна. Такое положение свидетельствует о наличии закалочных эффектов в переходной

зоне сварного соединения. При этом следует отметить, что наличие пор и микротрещин в зоне соединения не оказывает влияния на характерные особенности разрушения.

Таким образом, структура соединений в зоне сварки претерпевает существенные изменения, что оказывает влияние на механические свойства исходного металла. При этом, получаемое соединение, несмотря на имеющиеся в структуре дефекты, прочность соединения является достаточно высокой, хотя и меньше чем прочность исходного металла.

**ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ
КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ
НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
В МИКРООБЪЕМАХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ**

Романова В.А.^{1,2}, Балохонов Р.Р.^{1,2}, Батухтина Е.Е.³, Шахиджанов В.С.³

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

²*Национальный исследовательский томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский томский государственный университет, Россия*
varvara@ispms.tsc.ru

Экспериментальные данные показывают, что в процессе сварки трением с перемешиванием возникает сложная многоуровневая структура, характеризующаяся различной геометрией зерен и текстурой. Основным материалом характеризуется макроскопически изотропным откликом, однако в зоне сварки образуются микрообъемы с различной текстурой. Так непосредственно за инструментом образуется мелкозернистая структура с равноосными зернами и кубической текстурой. Это свидетельствует о возникновении существенной анизотропии пластических и упругих свойств.

В настоящей работе проведено численное исследование влияния кристаллографической текстуры и межзеренных границ на напряженно-деформированное состояние микрообъемов материала в различных областях шва в условиях механического нагружения. Расчеты проводились методом конечных элементов в динамической постановке с помощью пакета ABAQUS/Explicit. Трехмерная поликристаллическая структура вводилась в расчеты в явном виде. Упруго-пластический отклик зерен описывался в рамках анизотропной упругости и физической теории пластичности, учитывающей ориентацию кристаллографических осей в явном виде. Показано, что кристаллографическая текстура приводит к выраженной локализации пластической деформации на мезоуровне.

Работа поддержана Министерством образования и науки РФ (проект FMEFI57814X0045).

Секция 4. Проблемы компьютерного
конструирования материалов
с иерархической структурой

**STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN Pt NANOWIRES
UNDER UNIAXIAL TENSILE STRAIN IN DIRECTION
<001> AT LOW TEMPERATURE**

Aish M.M.

*Physics department, Faculty of science, Menoufia university, Egypt
mohamedeash2@yahoo.com*

In the paper feature of atomic transformation was considered of Pt nanowires during dynamic deformation. the transformation of atomic planes displacements and defects forming during tension has been studied. The investigation was revealed three main deformation processes, Quasi-elastic deformation, slipping and alloy fracture. Every stage is characterized by behavior of stored energy curve and some types of defects appearance. Vacancies, Frenkel pairs and interstitial atoms were found during first stage . Atomic displacement, dislocation, antiphase boundary and grain boundary forming were occurred during second stage. During third stage twins creation from grain boundaries has occurred.

Introduction

Platinum nanowires and its alloys are used in instrumentation , electronics, electrical, jewelry. Platinum is indispensable for modern electrical , automation, remote control , radio , and precise instrument because of stability of electric, thermoelectric and its mechanical properties. The scientific literature has paid much attention to the study of nanomaterials. Nowadays, there is a large variety of the unique properties of nano-objects which can be used in the design and development of new materials. Nanowires and nanotubes are determined in the groups of nanostructures and nanomaterials. Nanowires based on ordered alloys and intermetallic compounds are an interesting group of nanomaterials for their research. Major studies of metallic nanowires are devoted to the study of the influence of the configuration and structure of nanowires on the physical and mechanical properties. There are a number of publications on the mechanical properties of Ni nanowires in literature [1-5].

The object of investigation in the Structural transformations of Platinum nanowires , with the orientation of the axis stretching along < 001 >.

Mathematical and Computer Simulation Model

Molecular Dynamics (MD) simulations have been carried out on pure Platinum with face-centered cubic (FCC) lattice upon application of uniaxial tension at nanolevel. The experiment was made on the calculated block of crystal simulating three-dimensional Pt nanowires. To calculate the dynamics of the atomic structure, the method of molecular dynamics using Morse pair potentials was used [6]:

$$\varphi(r_{ij}) = D\beta e^{-\alpha r_{ij}} (\beta e^{-\alpha r_{ij}} - 2), \quad (1)$$

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

where D - energy parameter corresponding to the depth of the potential hole, α - the parameter determining the stiffness of the interatomic bonds, $\beta = e^{\alpha r_0}$, r_0 - some average equilibrium distance in the focal areas where the interaction between atoms takes place. The interaction between atoms is taken into account up to the first three coordination spheres. The duration of one iteration was equal to 10^{-14} s^{-1} at the calculation by the molecular dynamics method.

The use of Morse potential justifies well at the research of the majority of defects formed during structure-energetically transformations in the deformation process.

The potential energy of a system of N atoms is represented as:

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i=1, i \neq j}^N \sum_{j=1}^N \varphi_{KL}(|\mathbf{r}_i - \mathbf{r}_j|) \quad (2)$$

where \mathbf{r}_i - radius vectors of i -th atom.

The potential is determined, the atomic force F is given as the derivative of the potential energy, namely

$$F = \frac{d\varphi_{KL}(r)}{dr} \quad (3).$$

Mathematical model of the molecular dynamics method [2] describes a system of ordinary differential equations of motion of Newton. The equation of motion in the classical form is represented by:

$$m_i \frac{dv_i}{dt} = F_i \frac{dr_i}{dt} = v_i \quad i = 1, 2, \dots, N \quad (4)$$

where m_i and v_i - mass and velocity of i -th atom - time.

To solve the system of ordinary differential equations by numerical Euler method with half-step. Temperature of the atoms in a perfect crystal, calculated using the formula:

$$T = \frac{2K}{3Nk_b} = \frac{1}{3Nk_b} \sum_I^N m_i v_i^2 \quad (5)$$

where k_b , Boltzmann constant and K , is the total Kinetic energy.

A computer experiment is performed at a temperature corresponding to 10 K, 200K and 300 K, at any stage of deformation involving the possibility of chilling calculation unit for detailed analysis of the structural changes occurring in it.

There are many researches of the behavior of the defects of various types using the given potential as for two-dimensional models, so for three-dimensional models [7-9]. The Morse potential is widely applied at the research of such defects as grain boundaries and anti-phase boundaries which are of great importance for deformation processes of intermetallic compounds and ordered alloys [1-5].

A three-dimensional Pt nanowire with rectangular cross-section is simulated as in fig.(1). The size of the calculated block of the nanowire made from 6912 atoms that corresponded to the packing from 24 atoms along the side

in the basis (9.281 nm) and 24 atoms in its height (4,64 nm) to 27678 atoms that corresponded to the packing from 24 atoms along the side in the basis (9.281 nm) and 96 atoms in its height (18.56 nm). Free boundary conditions were applied to the calculated block of the crystal in directions $\langle 010 \rangle$ and $\langle 001 \rangle$ and rigid boundary conditions in direction $\langle 100 \rangle$.

The total sample consists of two parts. One part is designed as the active zone in which atoms move according to the inter-atomic potential; the other part is the boundary zone where positions of atoms are given by prescribed boundary conditions. The periodic boundary condition is applied in the length direction, i.e., the Z axis. The surfaces in the X and Y directions are free (fig.1.). The existence of those free surfaces will result in relaxation motion of the atoms near the surfaces, which then minimizes the total energy of the system.

In each simulation the temperature is kept constant by the direct velocity scaling method [1]. After full relaxation, extension strain loading is applied by uniformly scaling the Z coordinates. The atoms at each end are constrained, and can only displace in the Z direction during each loading step. The stepwise tensile strain is 0.02. It is relaxed for some time in each step. Both the strain step and relaxation time determine the strain rate. The tension/relaxation step is repeated until the model fails.

At any stage of deformation, the possibility of further cooling of the calculated block to 0 K by energy dissipation outside its limits was assumed to make the detailed analysis of structural transformations taken place in it.

In the experiment process, the reserved energy per a separate atom was calculated at each stage of deformation in the dependence on time. The visualization of the three-dimensional atomic calculated block of crystal with possibility of turn and allocation of the atomic planes in the given directions has been made to observe the evolution of defect structure at the atomic level.

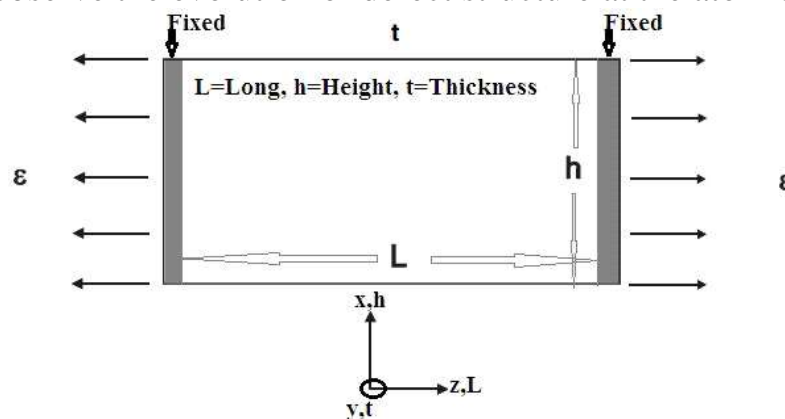


Fig. 1. Geometry of nanowire subjected to uniaxial tension under constant strain rate

Results and discussions

Structural-energetic changes taking place of the ordered alloy of Pt nanowires with Fcc crystal lattice under the influence of uniaxial tension deformation in the directions $\langle 001 \rangle$ and $\langle 100 \rangle$ were studied by the method of molecular dynamics. in this part we will discuss a series of experiments for the

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

deformation of 24x24x48 (atomic layer) of Pt nanowire at 300K in detail and compare with another series of experiments for different size and orientation of Pt nanowires at different temperature.

Having studied the graphs behavior «stored energy – time of deformation» (fig.2.), In the graphs, four main stages of structure-energetic transformations: quasi-elastic deformation, plastic deformation, flow (necking) and destruction can be distinguished.

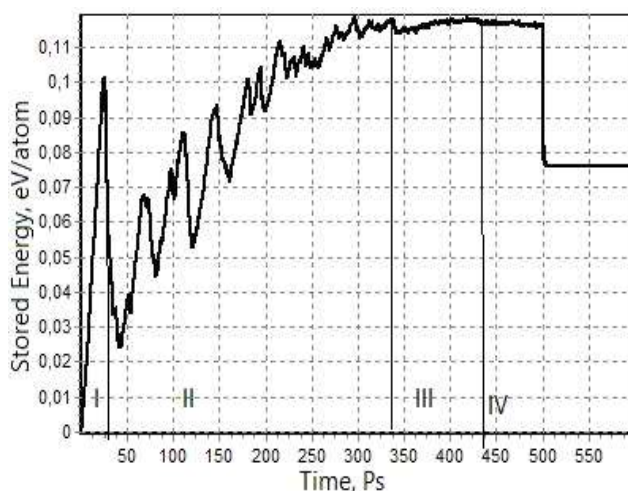


Fig. 2. The change of the stored energy of 24 X 24 X 48 Pt nanowire during the deformation in the direction $\langle 100 \rangle$ at 300K

The initial stage — quasi-elastic deformation, when small displacements of atoms take place and the defects are not observed. In the given section of the graph, the stored energy according to a parabolic law. The first stage comes to the end at the point of energy bifurcation.

Consecutive splitting of the family of atomic planes in $\{100\}$ into monatomic ones, was observed at the first stage due to the differences in the distances between the atomic layers in the directions $\langle 100 \rangle$ and $\langle 010 \rangle$. It led to considerable (in comparison with orientation of the axis of deformation direction $\langle 001 \rangle$ (fig.3 and 4)) elongation of alloy stage without manifestation of the signs of plastic deformation at the first step.

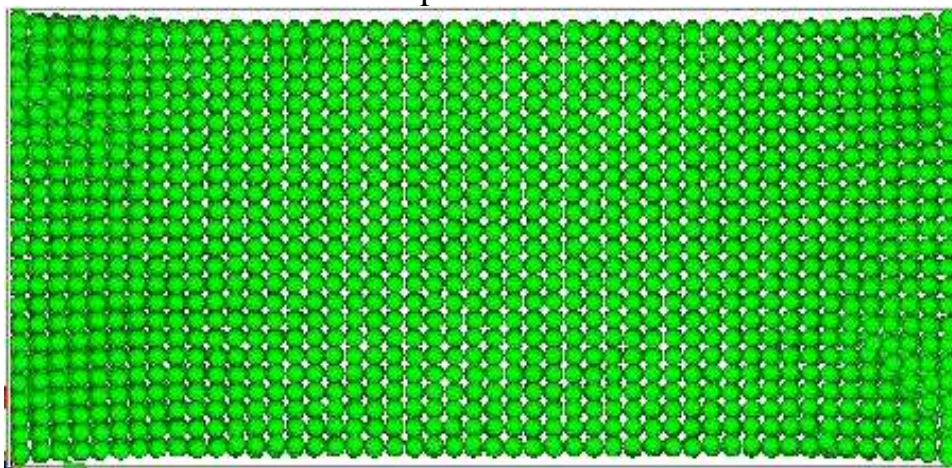


Fig. 3. end of the first stage of 24x24x48 Pt nanowire, at 25 ps in the direction $\langle 001 \rangle$ at 300K, $E_{\text{stored}}=0.105$ eV / atom

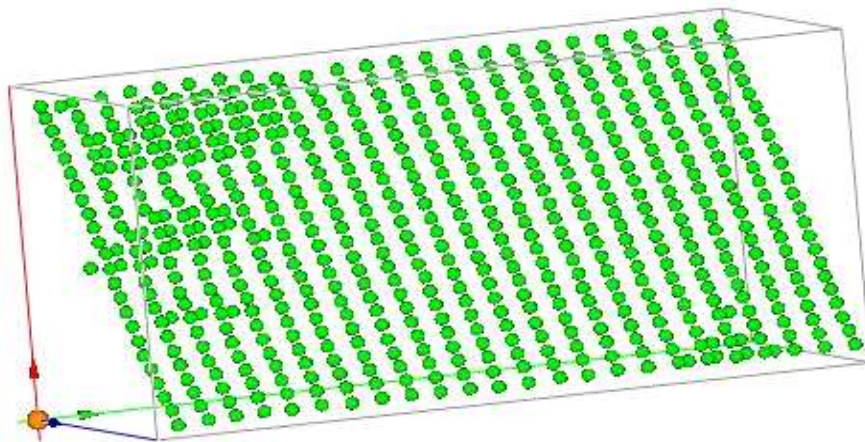


Fig. 4. disturbance of the structure in the plane (110), for Fig. 3.

The described splitting of the planes family in $\{001\}$ into monatomic planes takes place in the central part of the alloy more intensively. At the end of the first stage of splitting, the deformation of planes family in $\{001\}$ was observed near rigid captures that led to the formation of the crack on the boundary of the section between absolutely rigid captures and the calculated block of the alloy. The significant atomic displacements were determined near the captures at the end of the first deformation stage. The tension at captures reached 21 GPa. The boundaries of the substructure units contained twins (fig.5), the atoms at the boundaries of the block had hcp topology nearest neighbors (see Fig. 6). Stage of plastic deformation changes from 45Ps to 350 ps. The energy change in a horizontal increases from 0.024 to=0.1130 eV/atom for $\langle 100 \rangle$.

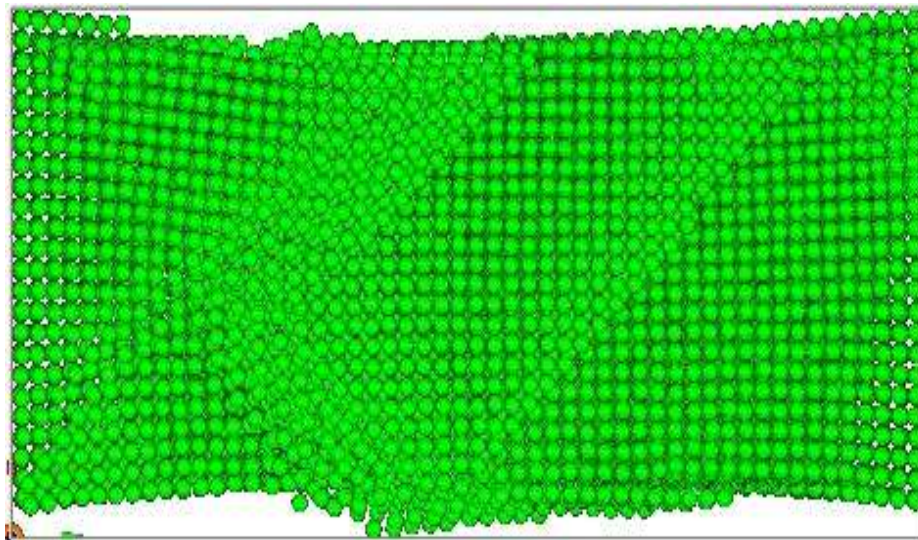


Fig.5. Atomic configuration of the second stage of 24x24x48 Pt nanowire, , the formation of a domain in the central portion at 45ps deformation in the direction $\langle 001 \rangle$

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

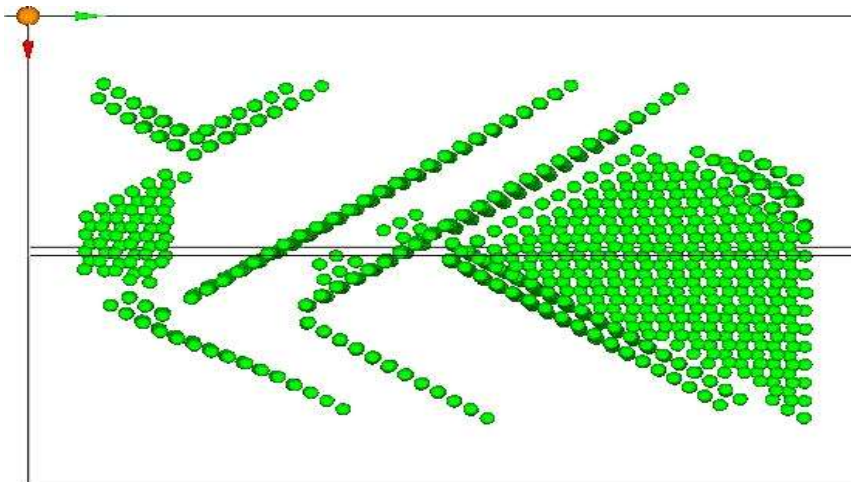


Fig. 6. Atoms with hcp topology nearest neighbors for fig.5

At the end of the plastic deformation shows the place of formation of a "neck" (Fig. 7). Structural and energy conversion were observed only in the neck area. In the third stage (early break) restructuring is primarily near the "neck" (Fig.8), which is reflected in the change of the schedule stored energy (Fig.2) at the site. The energy change in a horizontal increases from 0.1130 to=0.1170 eV/atom for $\langle 100 \rangle$.

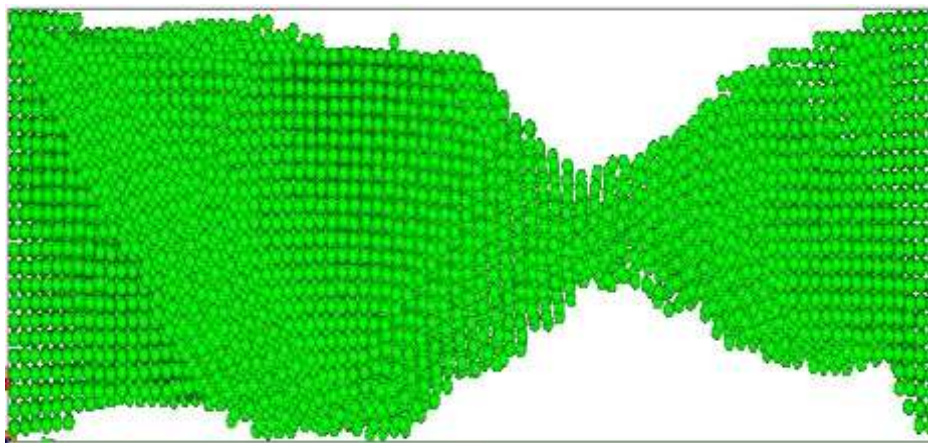


Fig.7. Atomic configuration of the end second stage of 24x24x48 Pt nanowire, , at 350ps deformation in the direction $\langle 001 \rangle$

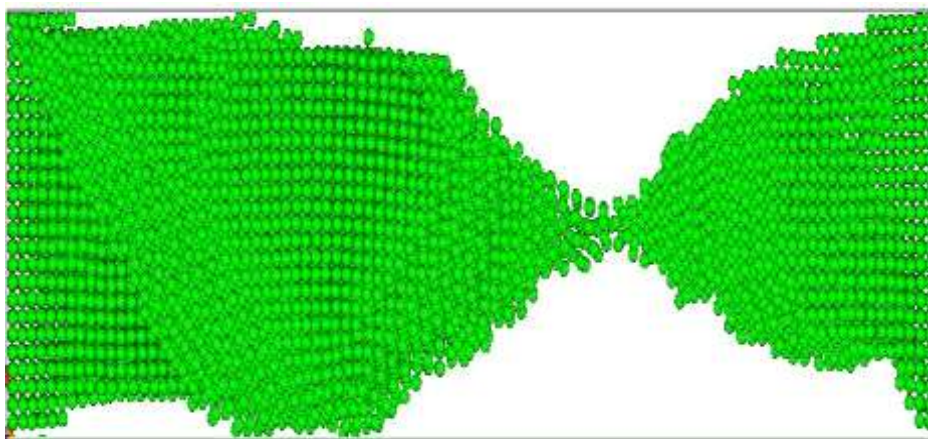


Fig.8. Atomic configuration of end flow deformation of 24x24x48 Pt nanowire, , the formation of a domain in the central portion at 468ps deformation in the direction $\langle 001 \rangle$

In the fourth stage (fracture) the nanowire split into two parts and stored energy decrease (Fig.9), which is reflected in the change of the schedule stored energy (Fig.2) at the site. The energy change in a horizontal decreases from 0.1170 to 0.1159 eV/atom for $\langle 100 \rangle$. After the division of the nanowire split into two groups of atoms relative to each other, there is only the vibration of the atoms with rate corresponding to a given temperature and single atomic transitions. In the fracture stage clearly twins and grain boundaries found, which began to form in the second stage of deformation.

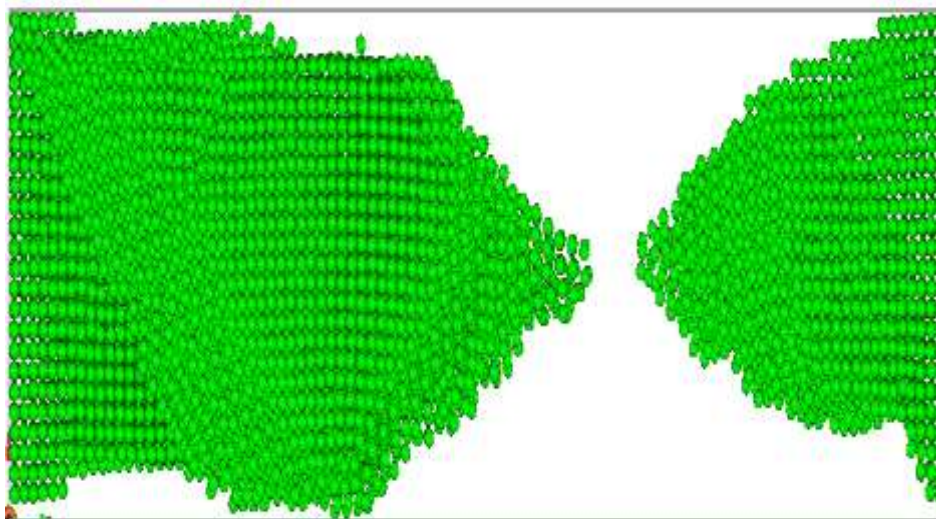


Fig.9. Atomic configuration of fracture of 24x24x48 Pt nanowire, at 520 ps deformation in the direction $\langle 001 \rangle$

The intensity of energy and deformation time for all stages depends on experiment temperature. With the growth of temperature, duration of quasi-elastic deformation decreases, and duration of plastic deformation and a flow stages increases. It is shown that anisotropy of structure- energetic changes taking place in alloys depends on orientation of the alloy. In particular, the development of plastic deformation stages in the direction $\langle 001 \rangle$ occurs the formation of anti-phase boundaries and C-domains.

Conclusion

The process of formation of defects in the dynamic deformation of Fcc metallic Pt nanowires at low temperature deformation at all three stages was studied. Structural differences between the structural and energy transformations were as follows:

As a result of studies of structural and energy transformations during tensile deformation of Pt nanowires at low temperature, identified four stages of structural and energy transformations: the quasi-elastic, plastic, flow and fracture.

1. The first stage of structural and energy transformations in the deformation process ends with formation sliding on the substructure of Pt nanowires. At the first stage of deformation, we can see rotation the central portion of nanowire and C-domain formation in the second stage of deformation.

2. It was found that the features of structural and energy transformations for cubic symmetry of nanowires in the second stage of deformation affects the orientation of the axis of tension. The first step is the formation of vacancies, Frenkel pairs and interstitials. In the second stage occur collective atomic bias, the formation of dislocations and grain boundaries

3. The neck area occur in the third stage of structural and energy transformations. Stored strain energy in that period varies only slightly. In the third step, formation of grain boundaries and twins.

4. The nature of the destruction of blocks corresponds to brittle fracture at low temperatures. After fracture of nanowire for all size, found planar defects such as twins and packing defects.

5. The influence of temperature on the mechanisms of deformation and fracture was investigated. The change of the part of atoms with an ideal short order in the process of deformation was considered. Experiments have shown that when the temperature decreases the elastic region deformation, the plastic deformation increases, and in the neck area intensively developing a process disorder. Experiment with the crystal unit completely disordered showed that the first stage of deformation is narrowed, and the second stage increases.

References

1. M.M. Aish, M.D. Starostenkov, Effect of volume on the mechanical properties of nickel nanowire// *Materials Physics and Mechanics*, vol. 18, no.1, (2013) pp. 53–62.
2. M.D. Starostenkov, M.M. Aish, A.A. Sitnikov, S. A. Kotrechko, Deformation of different nickel nanowires at 300K//*Letters on Materials*, V.3 is.3, 2013, P.180-183.
3. Starostenkov M.D., Aish M.M. Effect of length and cross-sectional area on Ni₃Fe alloy plasticity // *Advanced Materials Research*. (2014). V.1013. P. 242-248.
4. MD Starostenkov, MM Aish, Molecular dynamic study for ultrathin Nickel nanowires at the same temperature, *Materials Physics and Mechanics*, (2014), vol. 21, no. 1, p. 1-7.
5. M.D. Starostenkov, M.M. Aish, Feature of deformation and breaking of Ni nanowire // *Letters on Materials*, V.4 is.2, (2014), P.89-92.
6. X. Yang, L. Liu, P. Zhai, Q. Zhang // *Computational Materials Science* 44 (2009) 1390.
7. M. Colin de Verdier, A.A. Skordos, A.C. Walton, Michael May, Influence of loading rate on the delaminating response of unstuffed and tufted carbon epoxy non-crimp fabric composites/Mode II, *Engineering Fracture Mechanics*, 2012, V96,p. 1-10.
8. K.L. Nielsena, C.F. Niordsona, J.W. Hutchinson, Strain gradient effects on steady state crack growth in rate-sensitive materials, *Engineering Fracture Mechanics*, (2012), V96,p. 61-71.
9. Xin Wang, Two-parameter characterization of elastic–plastic crack front fields: Surface cracked plates under uniaxial and biaxial bending, *Engineering Fracture Mechanics*, (2012), V96, p. 122-146.

**MATHEMATICAL MODELING OF MULTILAYER COMPOSITE
SOLID-PHASE SYNTHESIS TAKING INTO ACCOUNT
THE REACTIVE LAYER MELTING**

Aligozhina K.^{1,2}, Knyazeva A.G.^{1,2,3}

¹*National Research Tomsk State University, Russia,*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

³*Institute of Strength Physic and Materials Science, Tomsk, Russia*

kam.777@mail.ru, anna-knyazeva@mail.ru

The problem of new materials creation with a various combination of properties such as wear resistant, heat resistance, strength is one of the most important problems in many industries. Especially promising developments are carried out in area of ceramic materials. Composite materials of different structures are interesting in respect of technological properties. However, a problem exists to form a durable contact between matrix and inclusions or between the layers depending on material employment.

In present work the exothermal reaction front propagation trough multilayer composite is considered. Inert layers in this composite layers alternate with layers consisting of a reaction mixture. The reaction runs between inert materials of various sizes, and its rate and temperature depend on conjugated material properties. Very high temperatures are undesirable due to appearing thermomechanical tension, which could adversely affect the quality of the obtained material. This problem can be solved with help of different ways. For instance, the melting of the reagent layer can be taken into account.

When joining materials by solid-phase synthesis problem of selecting criteria for ignition and stability of ignition connecting structure appears. Adiabatic, quasi-stationary, integral, and other criteria for evaluating the ignition time are known. The choice of criterion is defined by features of the initiation process, as well as physical factors considered in the model.

In this work the influence of the problem parameters and the melting of the reagent on the ignition characteristics and some energy characteristics determining the ignition stability is investigated.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ
С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ С УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ
НА ОСОБЕННОСТИ МАССОПЕРЕНОСА И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ
ТЕМПЕРАТУРЫ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ**

Астафуров С.В.^{1,2}, Шилько Е.В.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,3}, Псахье С.Г.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*

svastafurov@gmail.com

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является относительно новым методом получения неразъемных соединений. Преимуществом

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

СТП по сравнению с обычными методами сварки можно считать отсутствие расплава и дефектов, обусловленных затвердеванием жидкого металла. СТП является эффективным способом получения высококачественных соединений для конструкций различных размеров и форм, включая, листы, трехмерные конструкции и трубы. Обладая широкими технологическими возможностями, данная технология может быть использована в качестве альтернативы традиционным видам сварки. Таким образом, СТП представляет собой перспективную технологию для различных отраслей промышленности, включая аэрокосмическую.

Основной проблемой при использовании СТП является определение оптимального режима сварки (в частности, угловой и поступательных скоростей движения вращающегося инструмента). Эти параметры зависят от ряда факторов, в частности, физико-механические свойства свариваемых материалов, толщина соединяемых деталей и др. Некорректное определение технологических параметров может приводить к появлению большого количества дефектов в сварном соединении. Одним из возможных путей повышения качества сварных швов является приложение к вращающемуся инструменту дополнительного ультразвукового воздействия. Экспериментальное определение оптимальных параметров процесса СТП с ультразвуковым воздействием является сложной задачей. В связи с этим является перспективным использование компьютерного моделирования. Настоящая работа посвящена исследованию динамики процесса СТП на основе компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов. Выбор данного метода определяется возможностью моделирования процессов массопереноса и перемешивания масс, разрушения и восстановления химических связей, а также учета влияния температурных факторов на динамику процесса формирования сварного шва.

В работе в двумерной постановке рассматривался процесс сварки двух металлических пластин дюралюминия. Для моделирования упругопластического отклика материала использовалась модель пластического течения с критерием пластичности Мизеса. В качестве критерия разрушения использовался критерий Друкера-Прагера. В качестве критерия образования новых межэлементных связей использовалась величина работы пластической деформации. Для учета влияния термомеханического воздействия (определяемого локальным разогревом в зоне контакта инструмента с материалом свариваемых пластин и теплоотводом в объем пластин) на массоперенос и структуру получаемого сварного соединения использовались модели линейной термоупругости и термопластичности. При этом исследовалось влияние частоты вращения и скорости поступательного смещения инструмента, а также частоты и амплитуды ультразвукового воздействия, на интенсивность отрыва материала во фронтальной области рабочего тела,

скорость переноса вещества, а также равномерность распределения материалов свариваемых пластин в формируемом сварном соединении.

Анализ полученных результатов показал, что качество получаемого сварного соединения в значительной степени определяется соотношением скоростей вращения (V_{rot}) и смещения (V_{trans}) рабочего тела (V_{rot}/V_{trans}). Так значительное увеличение данного соотношения приводит к формированию шва с минимальным содержанием дефектов. Высокие значения V_{rot}/V_{trans} могут быть достигнуты, в частности, уменьшением скорости V_{trans} . Однако это приводит к соответствующему снижению скорости формирования сварного шва. В то же время увеличение скорости формирования сварного шва путем увеличения параметра V_{trans} приводит к тому, что несмотря на увеличение массопереноса, объема переносимого вещества может быть недостаточно для формирования качественного сварного соединения. Результаты расчетов показывают, что для рассматриваемой модельной системы существует диапазон оптимальных значений отношения $V_{rot}/V_{trans} \in [10, 40]$ обеспечивающий достаточный массоперенос для формирования сварного соединения с минимальным содержанием дефектов. Приложение к вращающемуся инструменту дополнительного ультразвукового воздействия повышает объем массопереноса и приводит к снижению объемного содержания микротрещин и пор в получаемом сварном соединении.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № RFMEFI57814X0045). Астафуров С.В. и Шилько Е.В. благодарят Программу «Научный фонд Томского государственного университета им. Д.И. Менделеева» (проект № 8.2.19.2015).

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА МАКРО И МЕЗОУРОВНЯХ

Балохонов Р.Р.^{1,2}, Романова В.А.¹, Мартынов С.А.¹,
Зиновьев А.В.¹, Зиновьева О.С.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*
rusy@ispms.tsc.ru

Исследованы процессы деформирования и разрушения неразъемных соединений алюминиевого сплава, полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП). Рассмотрены структуры сварного соединения на макро и мезоуровнях (Рис.1). На мезоуровне разработаны процедуры генерации поликристаллической микроструктуры материала в шве и околошовной зоне СТП соединений на сторонах набегания и отхода. Краевая динамическая задача в постановке плоской деформации решается численно методом конечных разностей. Определяющие уравнения включают модели упруго-пластического течения с изотропным

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

упрочнением и квазихрупкого разрушения, а также соотношении Холла-Петча для учета зависимости напряжения течения от размера зерен.

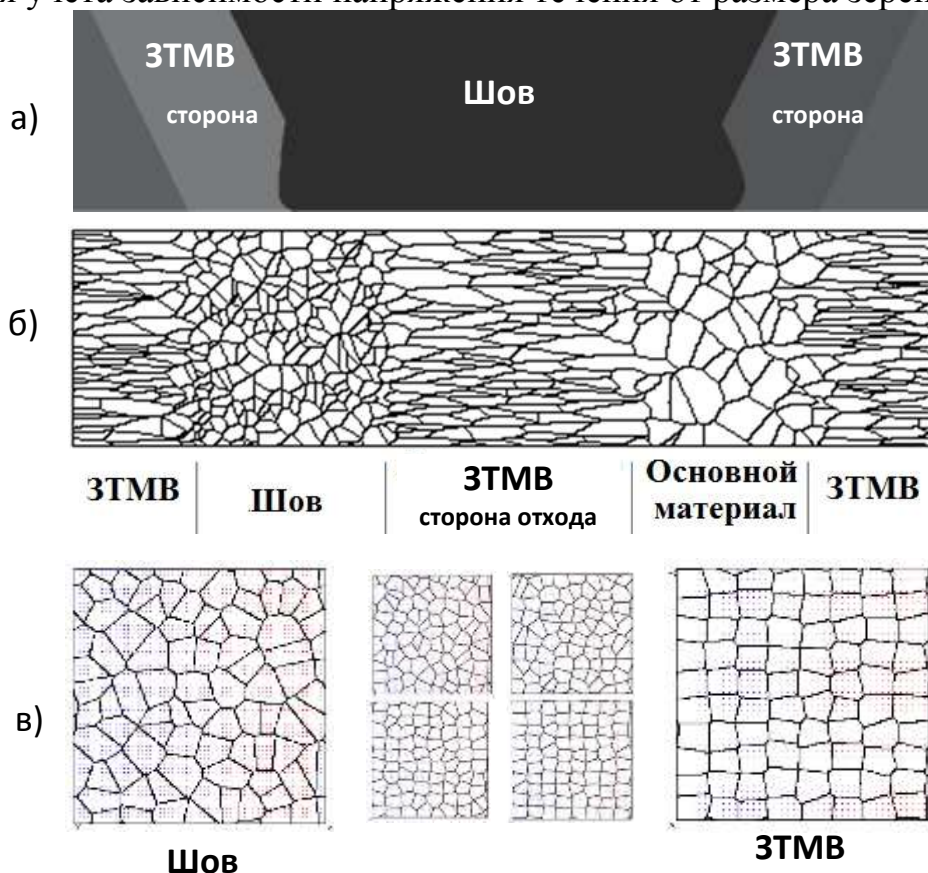


Рис. 1 Модельные структуры образца с СТП соединением на макроуровне (а), материала на мезоуровне на стороне отхода (б) и на стороне набегания с различной степенью «ориентированности» (в).

Численно изучено влияние структуры на механизмы локализации деформации и разрушения материала в шве и околошовных зонах на мезоуровне, а также на макроскопическую прочность образцов с СТП соединением при растяжении и сжимающем воздействии на поверхность образцов.

Работа поддержана Министерством образования и науки РФ (проект RFMEFI57814X0045).

ТРЕНИЕ И ИЗНОС – ПРОБЛЕМЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ

Бочкарева С.А.^{1,2}, Люкшин Б.А.^{1,2}, Люкшин П.А.^{1,2}, Панин С.В.¹

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

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
svetlanab7@yandex.ru, lba2008@yandex.ru

Процесс трения неизбежно сопровождается нагревом контактирующих тел, при этом температура контактирующих поверхностей увеличивается, пока не наступит установившийся режим

работы. Изменение температуры влияет на физико-механические свойства материалов и на возникающее напряженно-деформированное состояние (НДС). В работе моделируется процесс трения с учетом нагрева контактирующих поверхностей и влияния температуры на НДС покрытия.

Температура в зоне контакта рассчитывается с учетом того, что работа сил трения и пластическая работа в процессе деформирования переходят в тепло. Распределение полученного потока тепла определяется с помощью решения нестационарной задачи теплопроводности методом конечных элементов (МКЭ). Определение НДС покрытия проводится МКЭ с учетом полученного распределения температуры, и соответствующего ей изменения свойств материала. При достижении деформации разрушения элементы покрытия удаляются из расчетов с помощью перестроения конечно-элементной сетки, что позволяет смоделировать износ покрытия в процессе трения. Расчеты проводятся с определенным шагом по времени, чтобы учесть изменение температуры в процессе трения и ее влияния на НДС.

В работе показано, в частности, что основной вклад в увеличение температуры контактирующих поверхностей вносит работа сил трения, по сравнению с ней вклад пластической работы в тепло незначителен.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАПОЛНЕНИЯ ЛИТЬЕВОЙ ФОРМЫ ПРИ ИНЖЕКЦИОННОМ ФОРМОВАНИИ КЕРАМИЧЕСКОГО ИЗДЕЛИЯ

Кульков С.Н., Коробенков М.В., Брагин Н.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

Прогнозирование заполнения литейной формы при инжекционном формовании керамических изделий имеет большое значение, поскольку прочность конечного изделия прямо зависит от наличия пустот при формовании, при этом возможно раннее прогнозирование неточностей литейной формы до этапа изготовления.

Расчеты проведены в постановке математического моделирования гидродинамического турбулентного процесса заполнения заданного объема вязкой жидкостью. Используемая модель позволяет определить время заполнения формы, оценить влияние плотности и вязкости фидстока, а также инжекционного давления на процесс заполнения формы, предсказать образование пустот в области, вызванных дефектами геометрии формы. Применен расчетный метод SIMPLE с использованием программного комплекса Ansys Fluent.

Показано, что в зависимости от плотности, вязкости, давления заполнение формы происходит за 0.1 – 1 сек, однако возможны остаточные пустоты, объем которых не превышает 2 – 5 %

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Применение математического моделирования при серийном производстве керамических деталей и изделий позволит пропустить этап корректировки литейной формы и параметров процесса после изготовления опытной партии, что значительно сократит экономические издержки.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке МОН РФ, соглашение №14.578.21.0035-RFMEFI57814X0035

РАЗВИТИЕ КОНЦЕПЦИИ БЛИЖАЙШЕЙ ОКРЕСТНОСТИ В ПЕРКОЛЯЦИОННЫХ МОДЕЛЯХ КОМПОЗИТОВ

Герсга А.Н.

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

Специализированный программный комплекс «ОДНО», предназначенный для моделирования структуры и свойств связанных областей в промежуточной асимптотике композиционных материалов, представлен в статье [1]. В докладе будет дано краткое описание особенностей пакета программ и его возможностей, и подробно рассмотрены результаты работы по разработке новых алгоритмов, проведенной с сентября 2014 года.

Программный комплекс предоставляет возможности конструирования алгоритмов и структур с разнообразными видами мелкозернистого параллелизма, а также средства для визуального и аналитического описания правил преобразований данных в моделях. Разрабатываемый язык моделирования отражает специфику исследуемой области: основные типы объектов специализированной семантики используются для описания кластерных структур, их элементов, композиций и состояний. В пакете реализованы конструкторы объектов и операторы языка для работы с сущностями исследуемых перколяционных моделей.

Одна из атрибутивных составляющих программного комплекса – сущность-объект «ближайшая окрестность» (БО). Целесообразность включения ее в инструментарий пакета продиктована необходимостью расширения возможностей детализации описания процессов генерации и эволюции перколяционных систем.

Ближайшая окрестность, в первую очередь, – сложная окрестность; она имеет возможность находиться в одном из n состояний, является многослойной, обладает «крестами свойств» – градиентами структуры по m направлениям, характеризуется граничными условиями, допускает модификацию свойств и их уровня. В предлагаемом подходе БО, по сути, сама является перколяционным полем: можно говорить о распределении в ней проводящих участков, ввести способы их классификации и определения энтропии расположения. Для ближайшей окрестности разработаны алгоритмы определения меры (в смысле теории размерности)

на множестве проводящих участков, и размерности, описывающей скейлинговое поведение энтропии их разбиения; введено представление об относительной степени упорядоченности структуры БО, показана пригодность этой величины для оценки дрейфа ее свойств. Кроме того, в программном комплексе заложена возможность саморазвития БО: пользователь может задать тип динамики и правила эволюции БО, выбрать режим необратимого изменения свойств или их пульсации, определить границы изменений.

В пакете предусмотрены возможности изменения типов моделируемых перколяционных задач: за счет модификации условий связности между элементами кластеров (соединение на заданном расстоянии, при касании или перекрывании), варьировании элементов (сплошные, перфорированные, контурные или фрактальные), выбора типа матрицы, на которой рассматривается задача (узлы, связи, смешанная задача, регулярная или случайная решетка, континуальная задача, перколяция на фрактальной матрице) [2-4].

Литература:

1. Herega A., Ostapkevich M. Computer simulation mesostructure of cluster systems. // AIP Conference Proceedings. – 2014. – V. 1623. – P. 209-212.
2. Herega A. et al. Hybrid ramified Sierpinski carpet: percolation transition, critical exponents, and force field. // Physics-USpekhi. –2012.–V.55, №5. –P. 519-521.
3. Герега А.Н. Моделирование кластерных структур в материале: силовые поля и дескрипторы. // Физ. мезомех. – 2013. – Т. 16, №5. – С. 87-93.
4. Herega A. Physical aspects of self-organization processes in composites. 1. Simulation of percolation clusters of phases and of inner boundaries. // Nanomechanics Science and Technology. – 2013. – V. 4, №2. – P. 119-132.

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ МАТРИЦЫ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПКМ

Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Люкшин Б.А.^{1,2}, Струков Ю.С.², Реутов Ю.А.¹

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

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
anohina@mail2000.ru

В современных информационных системах отвод тепла, выделяемого при работе радиоэлектронных устройств, обеспечивается за счет использования теплопроводящих прокладок между корпусом соответствующей аппаратуры и относительно массивным основанием (платформой).

Одним из вариантов разрабатываемых прокладок являются композиционные материалы на основе силикона. В технологическом процессе при их создании без использования вакуумной установки в материале остаются пузырьки воздуха, и возникающая пористость может значительным образом влиять на теплофизические свойства материала.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

При моделировании наличие пор в наполненном материале учитывается введением дополнительной фазы в виде включений воздуха в полимерной матрице. В итоге композит становится как минимум трехфазным: полимерная матрица (силикон), медный порошок (средний размер 50 мкм), вводимый для повышения теплопроводности, и воздушные поры. Наличие последних в материале приводит к уменьшению теплопроводности.

В работе показан способ получения значений коэффициента теплопроводности трехфазного композиционного материала. Соответствующие оценки позволяют выработать рекомендации по ограничениям на значения пористости в зависимости от заданных значений теплофизических характеристик материала.

ВЛИЯНИЕ МИКРОНАПОЛНИТЕЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА

Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Люкшин Б.А.^{1,2}, Панин С.В.¹, Бочкарева С.А.^{1,2}

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

²*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
anohina@mail2000.ru*

Использование ненаполненных полимеров, в частности, сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), в качестве покрытий для изделий триботехнического назначения с целью уменьшения износа оказывается неэффективным. Для улучшения деформационно-прочностных и триботехнических свойств используются различного рода наполнители.

В композите с крупными микрочастицами (50 мкм) Al₂O₃ при фрикционном взаимодействии основная нагрузка ложится на наполнитель, обеспечивающий высокую износостойкость.

Экспериментальные исследования на основе СВМПЭ показали, что степень кристалличности при увеличении доли наполнителя уменьшается в сравнении с чистым СВМПЭ, при этом модуль упругости и прочность растут. С добавлением в СВМПЭ оксида алюминия до 20 % мас. микрочастиц прочность и коэффициент трения увеличиваются.

Деформирование наполненного СВМПЭ сред моделируется с использованием метода конечных элементов в сочетании с процедурой последовательных нагружений. Расчетные и экспериментальные значения модуля упругости хорошо согласуются вплоть до 20 % мас. микрочастиц.

Введение микронаполнителя:

1) повышает механические свойства полимера и увеличивает его износостойкость в несколько раз;

2) снижает уровень кристалличности, в итоге надмолекулярная структура остается в большей степени ламеллярной.

**ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА РЕДУКЦИИ РАЗМЕРНОСТИ
ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ ИЗНОСА В КОНТАКТЕ
ОСЕСИММЕТРИЧНОГО ИНДЕНТОРА С УПРУГИМ
ПОЛУПРОСТРАНСТВОМ**

Димаки А.В.¹, Попов В.Л.²

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

²*Берлинский технический университет, Берлин, Германия*

dav@ispms.tsc.ru

Износ представляет собой неизбежную и наиболее часто встречающуюся причину выхода из строя деталей машин и механизмов, которые эксплуатируются в условиях контакта с трением. Режим износа определяется множеством параметров и условий, таких как физико-механические свойства материалов в паре трения, скорость скольжения и давление в контакте, температура в области контакта и в глубине материала и т.д. Теоретическое описание процесса износа зачастую базируется на приближении, в рамках которого объем материала, удаляемый с контактирующих поверхностей в процессе изнашивания, считается пропорциональным количеству диссипировавшей энергии и обратно пропорциональным твердости σ_0 материала. Данное приближение было впервые сформулировано в работе [1] и затем многократно верифицировано [2,3]. В локальной форме данное приближение может быть записано следующим образом:

$$\Delta f(r) = k_{wear} \tau(r) (\Delta u_x^{(0)} - \Delta u_x^{(3D)}(r)) / \sigma_0. \quad (1)$$

где $\Delta f(r)$ – изменение трехмерного профиля индентора $f(r)$, r – полярный радиус в плоскости контакта, $u_x^{(0)}$ – относительное тангенциальное перемещение, $u_x^{(3D)}(r)$ – относительное тангенциальное перемещение за счет упругой деформации среды, $\tau(r)$ – касательное напряжение в плоскости контакта, k_{wear} – эмпирический безразмерный коэффициент износа, символ Δ означает приращение соответствующей величины.

Как правило, процесс износа, описываемый выражением (1), является устойчивым, поскольку в областях контакта, подверженных более высоким значениям нормального давления износ происходит быстрее, что в целом приводит к выравниванию давления во всей области контакта. При этом необходимо явным образом учитывать изменение площади и размера контакта, что требует использования существенных вычислительных ресурсов при численном моделировании в трехмерной постановке.

В настоящей работе рассматривается модель износа индентора, представляющего собой тело вращения, при его контакте с упругим полупространством. Построенная модель основана на методе редукции размерности (см., например, [4,5]), который в данном случае позволяет получить точное решение контактной задачи, соответствующее решениям

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Галина и Снеддона [6,7]. Проведена верификация построенной модели путем сравнения полученных результатов с результатами моделирования износа в трехмерной постановке методом конечных элементов. Показано, что модель, основанная на методе редукции размерности, обладает значительно более высоким быстродействием, по сравнению с методом конечных элементов.

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

Литература:

1. Reye T. Zur Theorie der Zapfenreibung. // Der Civilingenieur. – 1860. – V. 4. – P. 235-255.
2. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Исследование изнашивания металлов. – М.: АН СССР, 1980. – 171 с.
3. Archard J.F. Hirst W. The Wear of Metals under Unlubricated Conditions. // Proceedings of Royal Society of London A. – 1956 – V. 236. – P. 397-410.
4. Popov V.L., Hess M.: Method of dimensionality reduction in contact mechanics and friction: a users handbook. I. Axially-symmetric contacts. // Facta Universitatis, Mechanical Engineering. – 2014. – V. 12. – No. 1. – P. 1-14.
5. Dimaki, A.V., Dmitriev, A.I., Chai, Y.S., Popov, V.L.: Rapid simulation procedure for fretting wear on the basis of the method of dimensionality reduction. // International Journal of Solids and Structures. – 2014. – V. 51. – P. 4215-4220.
6. Галин Л.А. Контактные задачи теории упругости. – М.: Гостехиздат, 1953. – 264 с.
7. Sneddon I.N. The relation between load and penetration in the axisymmetric Boussinesq problem for a punch of arbitrary profile. // International Journal of Engineering Science. – 1965. – V. 3. – № 1. – P. 47-57.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФРЕТТИНГ-ИЗНОСА МАТЕРИАЛА С АНИЗОТРОПНЫМИ СВОЙСТВАМИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА РЕДУКЦИИ РАЗМЕРНОСТИ

Дмитриев А.И.^{1,2,3}, Попов В.Л.^{2,4}, Псахье С.Г.^{1,2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁴Берлинский технический университет, Берлин, Германия

dmitr@ispms.ru

Фреттинг-износ – процесс изнашивания поверхностного слоя изделия или деталей машин, происходящий вследствие непрерывного относительного сдвига двух тел в точке подвижного контакта. Фреттинг-износу подвержено большинство узловых соединений, находящихся в условиях постоянного вибрационного воздействия различной природы (трубы парогенераторов, медицинские имплантаты, электрические контакты, подшипники качения, листовые рессоры, шестерни, резьбовые соединения и др.). Вследствие большой практической значимости данному

вопросу в последнее время уделяется пристальное внимание, как со стороны экспериментальных методов исследования, так и с использованием различных подходов теоретического описания, в том числе методов компьютерного моделирования. Несмотря на очевидные плюсы применения численных методов для моделирования фреттинг-износа такой подход сталкивается с определенными трудностями, вызванными значительной длительностью изучаемого явления и необходимостью описания процессов, сопровождаемых нарушением сплошности.

В настоящей работе предлагается использование метода редукции размерности для моделирования фреттинг-износа осесимметричного индентора, осциллирующего с малой амплитудой вблизи своего исходного положения. Исследования, проведенные ранее с использованием данного подхода, показали его эффективность для решения подобного класса задач. В частности были получены зависимости, связывающие величину износа с параметрами нагружения, в случае малых поперечных колебаний упругого изотропного индентора произвольной осесимметричной формы. Были получены аналогичные зависимости для индентора, осциллирующего в двух перпендикулярных направлениях, а также для индентора, движущегося с постоянной скоростью. В настоящей работе рассмотрены особенности износа осесимметричного индентора с анизотропными свойствами. Исследовано влияние распределение механических свойств на результирующие параметры износа. Полученные результаты имеют важную практическую значимость, поскольку позволяют вычислить оптимальную структуру взаимодействующих тел в узле трения, находящихся в условиях фреттинг-износа с целью минимизации его последствий.

РАСЧЕТ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Тl.

Никонов А.Ю.^{1,2}, Жармухамбетова А.М.¹, Скрипняк Н.В.¹,
Дмитриев А.И.^{1,2,3}, Абрикосов И.А.⁴,

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

⁴Национальный исследовательский технологический
университет «МИСиС», Москва, Россия

dmitr@ispms.ru

Одним из важнейших направлений развития современного материаловедения является задача поиска и разработки новых материалов с заданными свойствами. Это в равной степени относится к различным физико-механическим и химическим характеристикам, таким как прочность, твердость, износостойкость, химическая инертность,

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

пластичность и др. Упругие константы, наряду с другими параметрами, являются важными механическими характеристиками твердых тел, знания о которых необходимы для понимания таких свойств, как эластичность и механическая стабильность. В целом ряде практических приложений именно упругие свойства материалов являются определяющими при выборе материала основы. В настоящее время одним из доминирующих материалов для производства био-имплантатов являются титан и титановые сплавы. Наряду с признанными преимуществами титана в качестве материала для имплантатов (магнитная инертность, био-совместимость, малая плотность в сочетании с высокой прочностью, высокая коррозионная стойкость и др.), титан обладает относительно высоким модулем упругости. Так модуль Юнга титана марки ВТ 100 110 ГПа. В этом причина поисков материалов имплантатов для замены титана, поскольку высокомодульный имплантат берет на себя большую часть нагрузки, которая в его отсутствии приходится на кость. Установлено, что привлекательными в части повышенной биомеханической совместимости могут являться бэта-сплавы системы титан-ниобий, которые могут обладать также эффектом псевдоупругости, приближая их по свойствам к свойствам костной ткани.

Таким образом, целью настоящих исследований являлся расчет упругих и других механических свойств кристаллических сплавов на основе титана с целью выявления их оптимального состава с точки зрения получения упругого отклика таких систем, близкого по механическим характеристикам к свойствам костной ткани. Расчет был выполнен с использованием первопринципного метода точных МТ орбиталей. Полученные данные могут быть использованы для получения новых материалов с заданными механическими свойствами.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РФФ № 15-19-00191

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА И КОНЦЕНТРАЦИИ ЧАСТИЦ МЯГКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА КОНТАКТИРУЮЩЕЙ ПАРЫ

Дмитриев А.И.^{1,2,3}, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

Задача поиска и разработки новых материалов с заданными свойствами является важнейшим направлением развития современного материаловедения, определяющим развитие без исключения всех отраслей промышленности. Так разработка новых композитных материалов, сохраняющих постоянство размера при температурных изменениях, позволит

решить многие технические проблемы, связанные с размерной варианностью прецизионного узла. Это актуально не только в нефтегазовой отрасли, но и во многих других отраслях, в том числе, в ракетостроении, электронной, высокотемпературной, измерительной и прецизионной технике, в системах самонаведения летательных объектов и т.д. Одним из подходов создания керамических материалов с равным нулю коэффициентом литейного термического расширения (ТКЛР) является создание композитов, в которых размерная инвариантность при нагреве достигается за счёт градиента между тепловым расширением и сжатием. В таком материале линейное расширение одного компонента компенсируется линейным сжатием компонента с. Ограниченность данного подхода заключается в том, что материалы с отрицательным ТКЛР, ввиду своей исключительности, могут существенным образом изменить механическое поведение композитной системы. Таким образом, задача создания керамических материалов с равным нулю коэффициентом литейного термического расширения дополняется проблемой поиска структуры композита с оптимальным размером и концентрацией частиц включений.

В настоящей работе для решения поставленной задачи использован вычислительный метод дискретного подхода – метод подвижных клеточных автоматов. Целью исследований являлся поиск существующих зависимостей между особенностями структуры композита и прочностными и фрикционными характеристиками материала в целом. С этой целью моделировалось два типа нагружения (одноосное сжатие и относительное скольжение) для образцов, в которых варьировался размер частиц включений при выбранном значении их общей массовой доли. Полученные результаты позволяют оптимизировать структуру композитных материалов с заданным содержанием массовой доли частиц, имеющих отрицательный ТКЛР.

Исследование выполнено при финансовой поддержке МОН
Соглашение № 14.575.21.0040 (RFMEFI57514X0040)

КРИТИЧЕСКИЙ ИНДЕКС δ КВАЗИОДНОМЕРНОГО ИЗИНГОВСКОГО НАНОМАГНЕТИКА

Дударева Ж.В.

*Хакасский государственный университет им. Н.Ф. Катанова, Абакан, Россия
dudareva82@gmail.com*

В последнее время в понимании физических процессов происходящих в квазиодномерных системах наметился существенный прогресс. Тем не менее, изучение квазиодномерных магнетиков уже в течение ряда десятилетий остается актуальной задачей, поскольку в области фазового перехода свойства тела могут быть описаны набором критических индексов, определяющих законы изменения различных величин, при

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

приближении к точке перехода, к тому же они измеряются экспериментально [3].

Работа посвящена моделированию изинговского квазиодномерного наномангнетика, изучению влияния температуры и внешнего магнитного поля на критический индекс δ , в фазовом переходе антиферромагнетик \rightarrow ферромагнетик, в рамках обобщенной модели Изинга [4].

Рассматриваются периодические граничные условия, т.е. одномерная цепочка замкнута в кольцо. В этом случае, энергия одномерного ферромагнетика в безразмерных единицах равна [4]

$$E = \frac{\varepsilon}{|j_1|} = -H \sum_{i=1}^N S_i \pm \left(\sum_{i=1}^{N-1} S_i S_{i+1} + S_N S_1 \right) - J_2 \left(\sum_{i=1}^{N-2} S_i S_{i+2} + \sum_{i=1}^2 S_{N-2+i} S_i \right) - J_3 \left(\sum_{i=1}^{N-3} S_i S_{i+3} + \sum_{i=1}^3 S_{N-3+i} S_i \right) - J_{1-4} \left(\sum_{i=1}^{N-3} S_i S_{i+1} S_{i+2} S_{i+3} + S_{N-2} S_{N-1} S_N S_1 + S_{N-1} S_N S_1 S_2 + S_N S_1 S_2 S_3 \right), \quad (1)$$

где E и ε - энергия магнетика в безразмерных и энергетических единицах соответственно, j_1 - энергия взаимодействия между ближайшими соседями, J_2 и J_3 - безразмерные энергии взаимодействия вторых и третьих соседей соответственно, J_{1-4} - безразмерная энергия четырехчастичного взаимодействия, H - безразмерная проекция напряженности внешнего магнитного поля на выбранную ось, N - количество атомов (узлов), i - номер узла, а S_i - спиновая переменная, принимающая значение +1 или -1.

В работе использовался метод Монте-Карло, подробнее с описанием методики можно ознакомиться в [1]. Параметром порядка в модели изинговского одномерного магнетика является намагниченность, приходящаяся на один узел, он связан с внешним магнитным полем через индекс δ : $M \propto H^{\frac{1}{\delta}}$.

Методом линейной интерполяции можно найти индекс δ по двум значениям намагниченности и соответствующим им значениям напряженности:

$$\delta = \frac{\text{Ln}\left(\frac{H_1}{H_2}\right)}{\text{Ln}\left(\frac{M_1}{M_2}\right)}, \quad (2)$$

В рамках компьютерного эксперимента построена зависимость индекса δ от H , которое меняется от 0,1 до 10 с шагом 0,1. Все расчеты проводились для цепочки из пяти узлов $N=5$, $J_2=J_3=J_{1-4}=0$. При температуре $T=1$, минимальное значение индекса $\delta=1,31$, при поле $H=0,1$ при поле $H=5,5$ индекс обращается в бесконечность, т.е. перестает зависеть от поля. Зависимость индекса намагниченности при $T=2$ имеет минимальное значение $\delta=1,035$, при поле $H=0,1$ при поле $H=8$, $\delta=982,62$ и

продолжал расти. Добавив линию тренда, видим, что зависимость очень похожа на экспоненциальную, это подтверждается высокой корреляцией между данными (значение $R^2 = 0,9817$, где R^2 - коэффициент достоверности аппроксимации.).

На графике рис.1а, представлена зависимость индекса намагниченности при температуре $T=3$. Минимальное значение $\delta = 1,01$, при поле $H=0,1$ при поле $H=10$, $\delta = 194,64$ и продолжал расти. Добавив линию тренда видим, что зависимость аналогична зависимости при $T=2$.

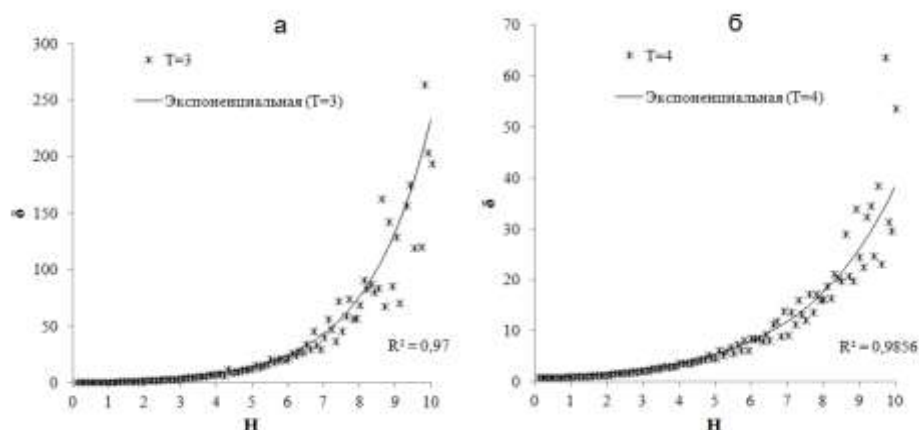


Рис.1. Зависимость индекса намагниченности δ от H при изменяющихся значениях а) $T=3$. б) $T=4$, $N=5$.

Также мы исследовали зависимость индекса намагниченности при $T=4$, рис.1б. зависимость аналогична зависимости при $T=3$ и $T=2$. Погрешность компьютерного эксперимента 16%.

Таким образом, в работе исследовано влияние внешнего магнитного поля и температуры на критический индекс намагниченности. Показано, что с ростом внешнего магнитного поля индекс экспоненциально растет и обращается в бесконечность, что согласуется с точным решением одномерной модели Изинга [2]. Зависимость индекса от температуры и поля исчезает при поле $H > 10$ (в единицах J_1).

Литература:

1. Дударева Ж. В. Критические индексы низкоразмерных наномангнетиков в рамках модели Изинга. IV Международная научно практическая конференция «Приоритетные научные направления: от теории к практике» 29 марта 2013 г., Новосибирск Россия – Новосибирск: Центр развития научного сотрудничества, 2013. – С.76-82.
2. Бэкстер Р. Точно решаемые модели в статистической механике: Пер. с англ / Р. Бэкстер. – М.: Мир, 1985. – 488 с.
3. Касумов М. М. Получение наноструктур оксида цинка, каталитически активных в оптическом диапазоне и при отсутствии облучения / М. М. Касумов // Журнал технической физики. — 2012. — Т. 82. — № 9. — С. 123–125
4. Удодов В.Н. Моделирование фазовых превращений в низкоразмерных дефектных наноструктурах / В.Н.Удодов, А.И.Потекаев, А.А.Попов и др. // ред. В.Н.Удодов. — Абакан: Издательство Хакасского государственного университета им. Н.Ф. Катанова. — 2008. — 135 с.

ОСОБЕННОСТИ МОДЕЛИРОВАНИЯ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ СИСТЕМЫ «ПОКРЫТИЕ-ПОДЛОЖКА»

Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Псахье С.Г.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
anikeeva@ispms.tsc.ru*

В последнее время особый интерес вызывают материалы с модифицированным поверхностным слоем малой толщины. Такие системы «покрытие-подложка» обладают повышенными функциональными свойствами по сравнению с обычными материалами. Одной из областей применения таких систем является создание биосовместимых имплантатов, для которых используются многокомпонентные наноструктурные покрытия на основе соединений TiC, (Ti,Ta)(C,N) с добавлением специальных элементов (Ca, Zr, Si, O, P), которые улучшают как трибологические, так и биоактивные свойства поверхности. Для изучения механических свойств покрытий и пленок в настоящее время в основном используется метод наноиндентирования, т.е. контролируемое внедрение сверхтвердого наконечника определенной формы под действием нарастающей нагрузки в плоскую поверхность образца. При этом непрерывно фиксируется сила P , действующая на индентор, и глубина его проникновения в материал h . На основе анализа измеряемой P - h диаграммы получают ряд механических характеристик поверхностного слоя материала: модуль упругости, упругое восстановление и нанотвердость. Однако обработка данных для тонких покрытий и пленок по стандартной методике Оливера-Фарра дает корректные результаты только при условии близких значений механических характеристик у покрытия и подложки. На практике это условие часто не выполняется. Одним из способов решения этой проблемы является использование компьютерного моделирования, в рамках которого возможно получение достаточно точных зависимостей для индентирования покрытий на любых подложках.

В данной работе в качестве метода моделирования используется метод подвижных клеточных автоматов, являющийся представителем дискретного подхода в механике (метод частиц). Ранее на основе этого метода авторами была разработана простейшая модель процесса индентирования упрочняющего биоактивного покрытия на титановой подложке в рамках предположения об идеально-пластическом течении материалов за пределами упругости. В предлагаемой новой модели учитывается влияние таких особенностей наноиндентирования системы «покрытие — подложка» как градиентное изменение свойств в переходном слое от покрытия к подложке, упрочнение материала подложки и наличие трения между индентором и поверхностью покрытия. При использовании

градиентного перехода механических свойств от покрытия к подложке было показано, что учет этого фактора позволяет избежать искусственного отслоения покрытия от подложки в модели, получить лучшее соответствие экспериментальным данным. Поскольку в качестве подложки рассматривается наноструктурный титан, имеющий существенную тенденцию к упрочнению, то учет данной особенности материала также позволил повысить качественное и количественное соответствие модельной $P-h$ диаграммы с данными натуральных экспериментов. Учет трения между индентором и поверхностью покрытия позволил получить лучшее соответствие с экспериментальными данными по форме и размеру отпечатка индентора.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИТА «КЕРАМИЧЕСКОЕ ПОРИСТОЕ ПОКРЫТИЕ – ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТАЛЬНАЯ ПОДЛОЖКА»

Балохонов Р.Р.^{1,2}, Зиновьев А.В.¹, Романова В.А.¹,
Мартынов С.А.¹, Зиновьева О.С.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*
zav@ispms.tsc.ru

Численно изучены процессы деформации и разрушения мезообъема стальной подложки с пористым керамическим покрытием. Структура композита задана в расчетах явно и учитывает поликристаллическое строение материала подложки. Для описания криволинейной формы пор и границы раздела «покрытие – подложка» разработан алгоритм генерации криволинейной равномерной расчетной конечно-разностной сетки. На основе метода клеточных автоматов разработан алгоритм генерации поликристаллической структуры подложки. Краевая динамическая задача в постановке плоской деформации решалась численно, методом конечных разностей. Определяющие уравнения для стальной основы включают упругопластическую модель изотропно упрочняющегося материала. Для учета влияния размера зерен на величину предела текучести используется соотношение Холла–Петча. Для описания растрескивания керамического покрытия применяется модель разрушения на основе критерия Губера, которая учитывает зарождение трещин в областях объемного растяжения.

Исследовано влияние кривизны границы раздела «покрытие–подложка» и размера зерен поликристаллической структуры подложки на характер локализации пластической деформации в подложке и разрушения покрытия, а также на место зарождения трещин. Изучено три типа структур при воздействии сжимающих нагрузок на поверхность покрытия: 1) поликристаллическая подложка с криволинейной границей раздела

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

«покрытие – подложка», 2) поликристаллическая подложка с прямолинейной границей раздела «покрытие – подложка» и 3) однородная подложка с прямолинейной границей раздела «покрытие – подложка» (Рис. 1). Установлено, что, чем прочнее подложка (чем меньше размер зерна), тем раньше разрушается покрытие.

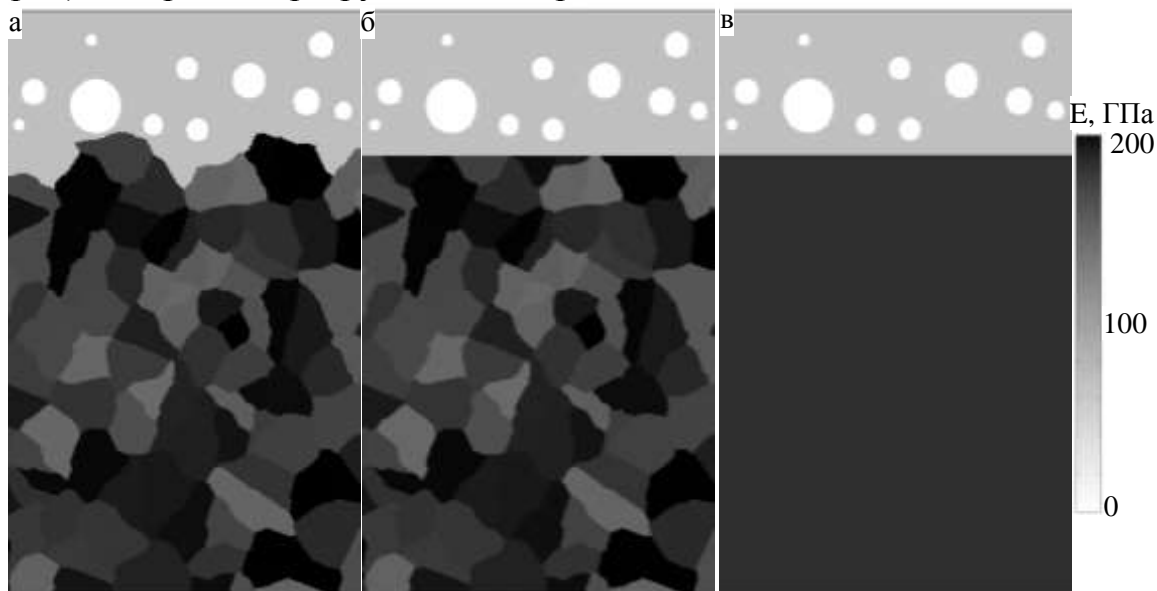


Рис. 1. Модельные образцы материала с покрытием с криволинейной (а) и прямолинейной (б) границей раздела «покрытие – подложка» и с однородной подложкой (в)

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Зиновьева О.С.^{1,2}, Романова В.А.^{1,3}, Балохонов Р.Р.^{1,3}, Батухтина Е.Е.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

emelyanova@ispms.tsc.ru

В настоящей работе проведено численное исследование влияния текстуры на характер развития поверхностного деформационного рельефа в поликристаллическом алюминии при одноосном растяжении.

Для описания поведения мезообъема поликристаллического материала используется модель физической теории пластичности, в явном виде учитывающая кристаллографическую ориентацию зерен и плоскостей скольжения. Решается общая система уравнений, включающая законы сохранения массы, количества движения, соотношения для скоростей деформаций и определяющие уравнения физической теории пластичности, характеризующие среду. Внутренняя структура поликристалла учитывается в явном виде, через зависимость констант материала (плотность, модули упругости и т.п.) от координат. Для генерации

структур использовался метод пошагового заполнения [1], основанный на заполнении дискретного пространства структурными элементами по заданным геометрическим законам. Базовый алгоритм метода был модифицирован для генерации периодической структуры. В качестве модельного материала был выбран алюминиевый сплав Al 1570, характеризующийся гранцентрированной решеткой и 12 системами скольжения. Сгенерированные структуры содержали вытянутые в направлении прокатки зерна и характеризовались кристаллографической текстурой либо содержали равноосные зерна и характеризовались случайной кристаллографической ориентацией. Задача решалась численно методами конечных элементов и конечных разностей.

На примере представительных поликристаллических структур продемонстрировано влияние геометрической формы зерна и кристаллографической текстуры на деформационный рельеф поверхности. Особое внимание уделено анализу механических аспектов эволюции поверхностных деформационных складок и ее корреляции с напряженно-деформированным состоянием в объеме материала.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 14-08-00277-а) и в рамках Программы повышения конкурентоспособности Томского политехнического университета.

Литература:

1. Romanova V., Balokhonov R., Makarov P. et al. Simulation of elasto-plastic behavior of an artificial 3D-structure under dynamic loading // *Comp. Mater. Sci.* – 2003. – V. 28. – I. 3-4. – P. 518-528.

ДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ ЧАСТИЦ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СИНХРОННОГО ВЗРЫВА 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

Проведено молекулярно-динамическое моделирование особенностей формирования бикомпонентных наноразмерных частиц при синхронном электрическом взрыве металлических проволочек. В качестве распыляемых проволочек были выбраны образцы меди и никеля цилиндрической формы. Периодические граничные условия использовались в направлении оси цилиндра, а свободная поверхность моделировалась в других направлениях. Температура высокоскоростного разогрева для медной проволоки составляла 7000 К, а для никелевой 9000 К. Задание высоких температур разогрева позволяло за “разумное” расчетное время (в рамках использования метода молекулярной динамики) описать разрушение моделируемых проволочек и процесс формирования

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

частиц. Расстояние между проволоками в разных расчетах варьировалось. Воздействие окружающей среды на распыление проволочек задавалось эффективной вязкостью, значение которой изменялось в достаточно широком интервале. Высокоскоростной разогрев приводил к взрывному разрушению проволочек, сопровождавшемуся формированием наноразмерных частиц (атомных кластеров) и газовой фазы.

Результаты расчетов показали, что расстояние между распыляемыми проволочками оказывает существенное влияние на число формируемых кластеров, их компонентный состав и структуру, а также на долю газовой фазы, которая образуется в процессе разрушения. Динамика изменения кинетической температуры моделируемых проволочек в процессе распыления имела особенность. Приблизительно через 6 пс после окончания высокоскоростного нагрева ее величина скачкообразно уменьшалась. Такое поведение моделируемой системы связано с процессами разрушения проволочек и формирования кластеров. Процесс разрушения проволочек всегда сопровождается увеличением площади свободных поверхностей в моделируемой системе и ведет к переходу значительной части кинетической энергии в потенциальную энергию. Обнаружено, что уменьшение интенсивности теплового импульсного воздействия приводит к образованию кластеров большего размера. Высокоскоростное электрическое импульсное воздействие на кристаллические проволочки приводило к значительному увеличению их объема без нарушения сплошности (в расчетах скачок атомного объема составил около 9 %). Такое поведение кристаллических проволочек обусловлено меньшей скоростью аккомодационных процессов внутренней структуры по сравнению со скоростью нагружения.

Используя данный метод можно исследовать не только динамику формирования наноразмерных частиц, но и определять оптимальные режимы нагружения, расстояния между распыляемыми проволочками, а также подбирать среду с определённой вязкостью для изменения состава и размера формируемых наночастиц.

COMPUTATIONAL MODELING OF THERMO-ELASTIC PROPERTIES OF GRAPHENE CRYSTALL STRUCTURES IN NONSYMMETRIC FORMULATION

Zubko I.Yu., Kochurov V.I., Gorodilov R.S.

Perm National Research Polytechnic University, Russia

zoubko@list.ru

The general formulation of elastic law in the case of small deformations is suggested for further estimation of nonsymmetric elastic moduli of graphene monolayer. The nonsymmetric elastic properties tensor of graphene is shown to be containing 3 independent non-zero components. This formulation is supposed

to be suitable for atomistic simulation to find the elastic moduli of graphene structures on a wide scale ranges.

It is shown that in the frame of lattice statics approach to finding elastic moduli the homogeneous deformation of graphene monolayer transfers it into the non-equilibrium state. It is necessary to shift part of graphene atoms which form one of its “triangular” sublattices with respect to atoms of another sublattice in order to provide the sample minimum potential energy in a deformed state, while each sublattice is deformed homogeneously. Taking into account these inner displacements of graphene lattice allows obtaining more precise estimations of its elastic moduli. The exact expression for the vector of inner displacements depending on applied deformations is found.

Finding the values of parameters for the simplest Mie’s family potentials is performed in order to find elastic moduli of graphene monolayers using lattice statics approach. The coincidence criterion of the experimentally determined Poisson’s ratio with the estimated value is taken in order to select dimensionless power parameters of the Mie-type potential. It allowed obtaining more precise estimation of elastic properties in compare with variety of other potentials for carbon atoms.

For the aim of the crystal temperature control the computational-statistical approach to studying thermo-mechanical properties for finite sized crystals is presented. The approach is based on the combination of the high-performance computational techniques and statistical analysis of the crystal response on external thermo-mechanical actions for specimens with the statistically small amount of atoms (for instance, nanoparticles). The heat motion of atoms is imitated in the statics approach by including the independent degrees of freedom for atoms connected with their oscillations. Under non-zero temperature all elastic moduli of graphene monolayer are found to be closely coincided with the experimental values. These theoretical estimations are the most precise in compare with all other known computational results. Also we obtained that under heating graphene material response is nonsymmetric.

MAGNETISM AND DYNAMIC STABILITY OF CO, FE AND CR MONONITRIDES FROM FIRST PRINCIPLE CALCULATIONS

Kartsev A.I.^{1,2}, Bondarenko N.G.³, Abrikosov I.A.⁴

¹*National Research Tomsk State University, Russia,*

²*CEA Saclay, Service de Physique de l’Etat Condense,
Groupe Modelisation et Theorie, Gif-sur-Yvette, France,*

³*Condensed Matter Theory Group, Physics Department, Uppsala University, Sweden,*

⁴*Department of Physics, Chemistry and Biology, Linköping University, Sweden;*

Novel materials based on the transition metal mononitrides are of great interest for research from technological and scientific points of view due to their exceptional properties, ranging from superconductivity to hardness, high melting temperature and stability against corrosion. Most of transition metal nitrides

known up to day are formed by nonmagnetic metals and mostly tends to crystallize in the rocksalt (NaCl) structure, however the crystalline structure of equiatomic magnetic *3d* metal mononitrides is still under debates. For example, in earlier publications [1-3] it has been reported that CoN adopts either zinc-blend (ZnS) or NaCl-type crystalline structure depending on a method used to synthesize CoN. There is little published data on Fe and Cr mononitrides crystal and magnetic structure as well. The experimental data are rather controversial, and there is no general agreement between theory and experiment regarding compound ground state structure [4-6].

In this work we study structural, electronic, magnetic and dynamical properties of CoN, FeN and CrN phases in the framework of density functional theory and pseudopotential plane-wave method, as it is implemented in the Quantum Espresso code [8]. Exchange-correlation effects were treated by means of the generalized gradient approximation [9]. Phonon dispersion modes for different phases are obtained using the density functional perturbation method [10]. Our spin-polarized total energy calculations allow us to conclude that NaCl- and ZnS-type CoN phases are nonmagnetic. An influence of external pressure in ZnS-type CoN phase is found to be significant for dynamic stability. The results obtained from the lattice vibration analysis suggest that different FeN phases obtained experimentally for thin films can be explained as a substrate effect, as a results of the stress which occurs during the growth process, depending on the experimental conditions. Anti-ferromagnetic nature and lattice dynamic of CrN discussed as well.

References:

1. O. Schmidt-Dumont and N. Kron, *Angew. Chem.* 67, 231 (1955).
2. B. Taylor, B. Joyner, and F. H. Verhoek, *J. Am. Chem. Soc.* 83, 1069 (1961).
3. K. Suzuki, T. Kaneko, H. Yoshida, H. Morita, H. Fujimori, *J. Alloys Compd.* 224, 232 (1995).
4. K. H. Jack, *Royal Society of London Proceedings Series A* 195, 34 (1948).
5. T.K.H.F.H.Morita, H.Yoshida and K.Suzuki, *Proceedings of the 2nd International Symposium on Physics of Magnetic Materials*, July 2-7, 1992, Beijing, China.
6. K. Suzuki, H. Morita, T. Kaneko, H. Yoshida, and H. Fujimori, *Journal of Alloys and Compounds* 201, 11 (1993), ISSN 0925-8388.
7. K. Suzuki, Y. Yamaguchi, T. Kaneko, H. Yoshida, Y. Obi, H. Fujimori, and H. Morita, *Journal of the Physical Society of Japan* 70, 1084 (2001).
8. S. Baroni, A. Dal Corso, S. de Gironcoli, P. Giannozzi, C. Cavazzoni, G. Ballabio, S. Scandolo, G. Chiarotti, P. Focher, A. Pasquarello, K. Laasonen, A. Trave, R. Car, N. Marzari, and A. Kokalj, <http://www.pwscf.org/>
9. J. P. Perdew, K. Burke, and M. Ernzerhof, *Phys. Rev. Lett.*, 77 (1996) 3685.
10. N. E. Zein, *Fiz. Tverd. Tela (Leningrad)* 26, 3024 (1984) [*Sov. Phys. Tech. Phys.* 26, 1825 (1984)]; S. Baroni, S. De Gironcoli, A. Dal Corso, and P. Giannozzi, *Rev. Mod. Phys.* 73,515 (2001).

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕОРИИ РЕАКЦИОННОЙ ДИФФУЗИИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ РОСТА ОКСИДНЫХ ФАЗ В ПОКРЫТИИ

Князева А.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Институт физики высоких технологий Томского политехнического университета, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
anna-knyazeva@mail.ru*

Работа посвящена моделированию поведения материала с покрытием, содержащим в поверхностном слое адсорбированный кислород, в условиях воздействия потока электронов. В модели предполагается, что вследствие высокой теплопроводности металлов, материал с покрытием быстро прогревается, что позволяет не рассматривать распределение температуры по толщине. Но вследствие различной теплоемкости материалов скорость нагрева зависит от геометрических параметров. Кислород может диффундировать в покрытие по двум каналам – по границам зерен и вследствие объемной диффузии. Поскольку состояние атомов в объеме и вблизи границ зерен различно, окисление металла (образование оксидных фаз) в объеме и в границах идет с разной скоростью. Рост оксидных фаз описывается в рамках теории реакционной диффузии, т.е. с выделением подвижных границ раздела фаз, в условиях изменяющейся температуры. Для большинства металлов реакции образования оксидов – экзотермические. Это учитывается в общем балансе тепла. В общем случае двумерная связанная сопряженная задача решается численно. Связанность процессов заключается во взаимодействии разных физических явлений. Понятие «сопряженная задача» появляется при наличии границы раздела разных материалов.

В предположении, что образец (материал с покрытием) представляет собой тонкую круглую пластину, закрепленную по контуру, анализируется проблема устойчивости пластины к возмущениям, связанным с внешним тепловым воздействием и образованием новых фаз.

В результате найдены зависимости локальных размеров оксидных фаз, средней концентрации оксидов от времени для различных условий воздействия потока электронов. Рассчитаны прогибы пластины в зависимости от параметров воздействия. Определены критические условия устойчивости пластины. Работа имеет приложение к поведению материалов в агрессивных средах и при экстремальных воздействиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках реализации государственного задания Минобрнауки России на 2014÷2016 годы, № НИР – 11.815.2014/К

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОРТИКАЛЬНОЙ И ТРАБЕКУЛЯРНОЙ КОСТНЫХ ТКАНЕЙ

Колмакова Т.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
kolmakova@ftf.tsu.ru*

Задачи механики, возникающие при создании остеоимплантатов, решаются на основе исследования механического поведения костных тканей и включают в себя создание подходов и способов моделирования их сложной иерархической структуры, определение их эффективных механических характеристик, установление основных требований к заменителям с точки зрения механики материалов имплантатов.

Кость представляет собой биологический композиционный материал со сложной структурной организацией компонентов, определяющей анизотропию ее механических свойств и подстраивающейся под изменяющиеся механические условия.

Любая кость скелета (макроуровень) в своем составе имеет компактную (кортикальную) и губчатую (трабекулярную) костные ткани. Наноуровень тканей кости представлен волокнами, состоящими из большого количества коллагеновых фибрилл и связанных с ними кристаллов гидроксиапатита. Микроструктура кортикальной костной ткани представляет собой совокупность структурных элементов – остеонов, образованных concentрически вложенными друг в друга костными пластинками с разным направлением расположения коллагено-минеральных волокон. Микроструктура губчатой кости образована направленным расположением структурных балок - трабекул. Направленность расположения коллагено-минеральных волокон остеонов и трабекул костных тканей варьируется в зависимости от анатомического расположения фрагмента кости и определяется действующей на него нагрузкой.

Целью настоящей работы явилось компьютерное моделирование структурных особенностей кортикальной и трабекулярной костных тканей.

Модельный фрагмент кортикальной костной ткани строился на основе реального изображения микроструктуры природной кости. Неявно учитывалась направленность расположения коллагено-минеральных волокон в остеоонах и окружающей их матрице. Модельный фрагмент трабекулярной костной ткани строился на основе данных тензора структуры реальных фрагментов кости, учитывалась направленность расположения костных балок.

Построенные компьютерные модели структуры фрагментов компактной и губчатой костных тканей необходимы для проведения расчетов напряженно-деформированного состояния, анализ которого

позволит разработать рекомендации по созданию механически совместимых с костной тканью имплантатов, обеспечивающих сохранение существующего в макрообъеме кости напряженно-деформированного состояния при имплантации.

ФОРМИРОВАНИЕ И СКОЛЬЖЕНИЕ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ГЕНЕРАЦИИ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ В ЖЕЛЕЗЕ

Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
avkor@ispms.tsc.ru

В рамках метода молекулярной динамики были исследованы зарождение и эволюция пластической деформации в упругодеформированных кристаллитах железа при радиационном воздействии. В нагруженных образцах генерировались каскады атомных смещений. Показано, что радиационное воздействие может вызывать масштабные структурные перестройки вне радиационно-поврежденной зоны. Обнаружено, что они аналогичны перестройкам, возникающим при механическом нагружении образцов, в основе которых лежит механизм двойникования.

В работе изучено влияние радиационного облучения на подвижность краевых дислокаций в железе. Для этого моделируемый кристаллит, содержащий краевую дислокацию $a/2\langle 111 \rangle \{110\}$, подвергался сдвиговой деформации с постоянной силой в направлении $\langle 111 \rangle$. Величина силы выбиралась такой, чтобы не вызывать движение частичной дислокации в образце. После приложения постоянной силы к образцу и его релаксации, в нем генерировались ударные волны, аналогичные волнам при формировании каскадов атомных смещений. Расчеты показали, что данные волны могут приводить к смещению краевых дислокаций в нагруженных образцах на расстояния порядка десятков нанометров.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО ОТКЛИКА МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ КРИСТАЛЛИТОВ НА ОБЛУЧЕНИЕ

Корчуганов А.В., Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Псахье С.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
avkor@ispms.tsc.ru

На основе метода молекулярной динамики были исследованы зарождение и развитие пластической деформации в механически нагруженных кристаллитах железа и ванадия при генерации в них каскадов атомных смещений. Для описания межатомного взаимодействия в ванадии использован многочастичный потенциал, рассчитанный в

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

приближении Финниса-Синклера. Межатомные взаимодействия в железе описаны на основе парного центрально-симметричного потенциала. Упруго-напряженные состояния кристаллитов были сформированы в результате деформирования образцов на различную величину. В процессе деформирования объем кристаллитов сохранялся. В нагруженных образцах генерировались каскады атомных смещений с энергией первично-выбитого атома до 50 кэВ. Показано, что облучение может приводить к образованию не только пар Френкеля, но и вызывать масштабные структурные перестройки вне радиационно-поврежденной зоны. Обнаружено, что они аналогичны перестройкам, происходящим при механическом нагружении образцов, которые осуществляются посредством двойникования.

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ И РАЗМЕРА УГЛЕРОДНЫХ НАНОПОР НА КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОЛЕКУЛЯРНОГО ВОДОРОДА

Корчуганов А.В., Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Псахье С.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

avkor@ispms.tsc.ru

Проведено молекулярно-динамическое моделирование поведения молекул водорода в углеродных нанопорах щелевидной, цилиндрической и сферической форм. Обнаружено, что плотность адсорбированного газа зависит от размера поры. В направлении центра поры от адсорбированного слоя формируется область с пониженной плотностью газа. Чем выше плотность газа в адсорбированном слое, тем на большую величину понижается плотность в соседней области. Показано, что кривизна поверхности стенки является определяющим фактором увеличения плотности адсорбированного газа при уменьшении размера поры. Поэтому, наиболее быстро нарастает плотность адсорбата в сферических порах при уменьшении их размера.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНОФАЗОВЫМ СОСТАВОМ МАТЕРИАЛА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ

Крекулева Р.А.¹, Табанов А.М.¹, Черепанов О.И.², Черепанов Р.О.³

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

²*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

rakrekt@mail.ru, oi_cherepanov@mail.ru, rcherepanov82@gmail.com

При эксплуатации конструкций со сварными соединениями их выход из строя более чем в половине случаев связан с разрушением материала сварного шва или зоны термического влияния (ЗТВ). Это свидетельствует о том, что в применяемых технологиях сварки присутствуют неучтенные

факторы, которые подлежат выявлению и устранению. Известно, что среди таких факторов значительную долю составляют фазовые переходы и другие нежелательные изменения структуры (рост зерна, перекристаллизация, нарушение гомогенности), протекающие под воздействием высоких температур и в процессе охлаждения. Структурнофазовые превращения в одних случаях могут ухудшать прочностные и механические свойства сварного соединения, а в других случаях улучшать. Конечные свойства сварных соединений, особенно в сталях, зависят от большого количества условий (исходного состава сталей, технологических режимов, геометрии образцов и ряда других), для учета которых необходимо выработать некоторые системные критерии анализа на основе строгих математических соотношений, что позволит управлять структурой и фазовым составом материала на стадии предпроектной подготовки.

В данной работе предлагается методология управления структурнофазовыми превращениями в сварном шве и ЗТВ, основанная на применении компьютерного проектирования. Для выполнения таких исследований разработано специализированное программное обеспечение, позволяющее в компьютерном эксперименте последовательно воспроизвести технологическую цепочку «источник питания – дуга – сварочная ванна – структура сварного соединения» для различных типов сварки плавлением и образцов реальной 3D геометрии. Метод компьютерного проектирования позволяет детально изучить всю динамику тепловых процессов в сварочной ванне, как на стадии ее формирования под воздействием электрической дуги, так и на стадии охлаждения и кристаллизации расплава. Совмещение температурных полей с диаграммой состояния позволяет определить в объеме свариваемых материалов области структурнофазовых превращений и их изменение во времени. Если при определенных режимах сварки получаемые структурнофазовые превращения не ухудшают заданные свойства материала сварного соединения, то эти режимы рекомендуются к практической реализации. В противном случае режимы изменяются по определенному алгоритму до получения нужных свойств.

Предложенный подход апробирован на примере аргонодуговой сварки неплавящимся электродом. Показано, что эффективным средством управления структурнофазовыми превращениями являются теплоотводящие покрытия, изготовленные из меди или алюминиевых сплавов. Применение средств компьютерного проектирования позволяет подобрать рациональные режимы сварки и оптимальную геометрию теплоотводящих покрытий, обеспечивающие заданные характеристики сварного соединения. Достоверность полученных расчетных прогнозов (размеры сварного шва, состав фаз и размеры зон СФП) оценивали на основе применения к экспериментальным образцам металлографического

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

метода исследования. В результате сравнения получили качественное и количественное совпадение расчетных данных с экспериментом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-08-00092.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ МИКРОПОВРЕЖДЕНИЙ В АНИЗОТРОПНЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

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

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

²*Нижегородский государственный университет, Россия,*

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

У металлов и сплавов в результате формования возникает деформационная анизотропия механических характеристик, каждой в разной степени. Максимальной анизотропией характеристик обладают, как правило, характеристики прочности. Значения величин предельных напряжений при отрыве у образцов, вырезанных в трех взаимноперпендикулярных направлениях, могут отличаться на 10-15%, а значения соответствующих им предельных деформаций - в 10 раз (0,03-0,3).

Определение величины накопленной пластической деформации при знакопеременных процессах позволяет учитывать накопление микроповреждений при динамических процессах нагружения материалов. Для моделирования разрушения металлов и сплавов в рамках изотропных моделей деформирования при динамических условиях нагружения, особенно условиях сжатия, нередко используют в качестве критерия разрушения критерий, содержащий величину накопленной пластической деформации - параметр Одквиста. Параметр Одквиста для анизотропных материалов отражает только анизотропию упругих и пластических свойств, но не отражает анизотропию характеристик прочности. Поэтому применен критерий разрушения с использованием предельных величин накопленных пластических деформаций в осях симметрии материала, который позволяет моделировать накопления микроповреждений в этих осях в анизотропных материалах. В качестве величин предельных накопленных пластических деформаций используется относительная остаточная деформация в условиях растяжения и сдвига в конструкционных материалах. Деформация определена в образцах в трех осях симметрии материала. Это особенно важно для материалов, характеризующиеся высокой степенью анизотропии пластических свойств, потому что при разрушении в одних направлениях их можно считать малопластичными, а в других при разрушении они имеют развитую пластическую деформацию. Целью работы является исследование разрушения преград с применением критерия разрушения, позволяющего учесть значительную анизотропию предельных величин суммарных

пластических деформаций в различных осях симметрии анизотропного материала в условиях знакопеременной деформации при их ударном нагружении. Получено, что увеличение скорости ударного нагружения преграды приводит к увеличению зон разрушенного транслопного материала преграды, особенно в случае, если минимальные упругие, пластические и прочностные свойства в плоскости прокатки сориентированы перпендикулярно направлению прокатки.

**PECULIARITIES OF PLASTIC DEFORMATION NUCLEATION
IN COPPER UNDER NANOINDENTATION**

Kryzhevich D.S.^{1,2}, Korchuganov A.V.^{1,2}, Zolnikov K.P.^{1,2}, Psakhie S.G.^{1,3,4}

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, Russia,*

²*National Research Tomsk State University, Russia,*

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

⁴*Skolkovo Institute of Science and Technology, Russia*

kryzhev@ispms.ru

The last decades the study of plastic deformation is subjected to close attention. However, issues related to the peculiarities of the plastic deformation nucleation in metals at the lowest, atomic, level still remain poorly understood. The possibility of local structural changes, or LSCs, (precursors of plastic deformation) is supported by studies showing that mechanically loaded fcc metals experience specific local structural distortions which correspond to a local structural transition of the fcc-hcp type. It is demonstrated that these distortions are preceded by the generation of excess volume. Nanoindentation is one of the most visual and effective methods for the study of physical and mechanical properties of materials in contact interaction. It enables to influence the origin and evolution of the source of plastic deformation by changing indentation parameters. The aim of the present study is molecular dynamics simulation to elucidate the role of local excess volume in nucleation of plasticity in metals under nanoindentation.

The objects of the simulation are copper single crystals of the parallelepiped shape. The size of their edges is 160 Å, the initial temperature is 300°K. The simulated specimens contain about 400 thousand atoms. Loaded crystallite faces simulated as free surfaces. Crystallographic indexes of loaded surfaces in different calculations were next ones: (01 $\bar{1}$), (001) and (111). Periodic boundary conditions were used in the direction parallel to the indenter axis. The rest of the faces perpendicular to the direction of the indentation are simulated as free surfaces. The indenter is moved with a speed of 25 m/s. Interatomic interaction was described in the frame of the embedded atom method.

The results of the simulations showed that local LSCs are formed during nanoindentation of the copper crystallites. Their nucleation is always preceded

by a local increase of the atomic volume by 6-8 %. Generation and evolution of LSCs leads to the formation of structural defects of a higher level: dislocations, stacking faults, etc. It is noted that the indentation force and the number of atoms involved in the LSCs are well correlated. This behaviour is due to the fact that the generation of structural defects is a mechanism of elastic relaxation. It was found that the crystallographic orientation of the loaded specimen surface substantially affects nanoindentation response of copper.

**PLASTIC DEFORMATION NUCLEATION
IN BCC CRYSTALLITES UNDER NANOINDENTATION**

Kryzhevich D.S.^{1,2}, Korchuganov A.V.^{1,2}, Zolnikov K.P.^{1,2}, Psakhie S.G.^{1,3,4}

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, Russia,*

²*National Research Tomsk State University, Russia,*

³*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

⁴*Skolkovo Institute of Science and Technology, Russia*

kryzhev@ispms.ru

Micromechanical devices used in electronics incorporate small-sized components, which call for special-purpose methods for examination of their physical and mechanical parameters. It is common knowledge that the behavior exhibited by the solid on the macro- and meso-scale structural levels cannot be extrapolated to the nanostructural scale level. Nanoindentation incorporates a wide range of technical facilities for investigating the physical and mechanical properties of solids in the near-surface layers. Therefore, this is an effective tool for examination of material strength properties on the nanostructural level. Due to the rapid development of computer engineering, computer simulation enjoys wide use alongside experimental approaches by addressing problems pertaining to material properties investigations on the micro-scale level. Of particular interest are calculations performed in the frame of molecular dynamics. This method affords detailed information on the dynamics of structural changes and on the stress fields in the atomic system of studied material. Metals having BCC lattice are insufficiently studied by numerical techniques. Therefore, the goal of the given study is investigation of metal response to nanoindentation. The study was made using metals having ideal BCC lattice and metals having intergranular boundary.

The problem was addressed in the frame of molecular dynamics approach. The study was made for a BCC iron crystallite, which is widely used as a model system to study processes involved in the origination and development of plastic deformation in BCC metals. A symmetric crystal boundary was constructed in the simulated crystallite, which permitted correct use of periodic boundary conditions. The description of interatomic interaction was made using many-particle potential calculated on the base of Finnis-Sinclair approximation. For clarity and simpler indentation data interpretation, an extended cylindrical

indenter was used in the investigation and loading was realized by its lateral surface.

The calculations suggest that the intergranular boundaries would hamper structural defect propagation by indentation. It is found that the accommodation of the crystallite having grain boundary occurs due to the generation of defects in both the indenter/sample contact area and the vicinity of the intergranular boundary. The emergence of structural defects on the free surface causes its form changing, in particular, step formation. It was found that the crystallographic orientation of the loaded specimen surface substantially affects nanoindentation response of iron sample.

STRUCTURAL TRANSFORMATION FEATURES IN TITANIUM CRYSTALLITE UNDER MECHANICAL LOADING

Kryzhevich D.S.

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

kryzhev@ispms.ru

Plastic deformation of structural metals and alloys operating under severe mechanical loading to a large extent determines their operating efficiency and life. It is known that structural transformations in materials which are induced by external loading are a complex process associated with the nucleation and evolution of structural defects on different scales. Plasticity processes begin on the microscale (atomic scale) and determine defect structure development on higher scales. Structural defects formed in a material partially compensate the elastic fields induced by external loading and thus decrease the accumulated elastic energy in the material. Despite the considerable progress in the study of the structural response of various mechanically loaded materials, the generation of plastic deformation on the atomic scale has been insufficiently explored, still being the focus of extensive theoretical and experimental research. In this paper, molecular dynamics simulation is performed to study the atomic mechanisms of generation and development of structural transformations in a titanium crystallite under uniaxial tension. Titanium was chosen because of its wide application in science, industry, and medicine. Moreover, the generation of plastic deformation on the atomic scale in materials with hcp structure is less studied than in materials with fcc or bcc lattice.

The performed calculations have shown that the achievement of a threshold strain value in a titanium crystallite causes elastic energy redistribution. This process is related to the generation and an avalanche-like development of local structural changes in the material. Defect generation significantly impedes potential energy growth with a subsequent abrupt drop of the energy value and thus partially compensates the elastic stresses induced by crystallite deformation. Further loading of the simulated crystallite leads to the generation of classical structural defects, such as stacking faults formed as a result of local structural changes.

РАСЧЕТ ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Крюкова О.Н., Князева А.Г.

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

В настоящее время большое внимание исследователей направлено на создание теплозащитных покрытий для авиационного и космического комплекса. Теплоизоляционные конструкции разрабатываются на основе керамических композитов и керамических покрытий. Керамики имеют меньшую теплопроводность по сравнению с металлами и значительно превосходят их по предельной температуре эксплуатации.

Пористые материалы, как и материалы, не содержащие пор, характеризуют такими свойствами как теплоемкость, плотность, коэффициент теплопроводности, коэффициент теплового расширения, сжимаемость, модули всестороннего сжатия, модуля упругости и модуль сдвига, коэффициент Пуассона. Эти свойства имеют вполне четкое физическое определение и термодинамическое обоснование.

Не смотря на многочисленные исследования в данной области, к настоящему времени не созданы высокотемпературные пористые материалы, которые обладали бы сочетанием: низкой плотности, низкой теплопроводности, низким коэффициентом термического расширения, высокими рабочими температурами и высокой термостойкостью.

Существует множество различных подходов к определению эффективных термомеханических свойств материалов: аппроксимация данных эксперимента (результат применим только для данного объекта, полученного в конкретных условиях); теория перколяции (percolation), или теория протекания (Простейшие задачи формулируются путем представления среды в виде дискретной решётки. Можно выборочно случайным образом красить (открывать) узлы решётки, считая долю покрашенных узлов основным независимым параметром и полагая два покрашенных узла принадлежащими одному кластеру, если их можно соединить непрерывной цепочкой соседних покрашенных узлов. На основе такого представления среды рассчитывают эффективные свойства (электрическую проводимость, теплопроводность, эффективный коэффициент массопереноса.); статистические методы используют модельные представления о структуре элементов среды и физических явлениях на низших масштабных уровнях; расчет эффективных свойств на основе данных о структуре и особенностях физических явлений в представительных объемах (ячейках) связан с различными методами осреднения и гомогенизации (предсказательными свойствами эти модели не обладают).

На эффективную теплопроводность, модуль упругости и коэффициент теплового расширения пористых материалов при прочих равных условиях оказывает влияние термомеханические свойства твердой фазы. При этом для одних пористых материалов (на основе Al_2O_3 , BeO , MgO и др.) коэффициент теплопроводности с ростом температуры уменьшается, в то время, как для других, изготовленных на основе SiO_2 , ZrO_2 , — увеличивается. Решающее влияние на эффективную теплопроводность оказывает пористость, поскольку сами поры вследствие низкой проводимости газа являются эффективным барьером на пути распространения тепла.

В данной работе проведено прогнозирование эффективных свойств пористого композиционного материала на основе известных моделей и сравнение с экспериментальными данными других авторов.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2014-2020 годы» № 14.607.21.0056 (RFMEFI60714X0056).

ВЛИЯНИЕ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ НА АДГЕЗИЮ НА ГРАНИЦАХ РАЗДЕЛА TiNi С Ta, Mo И Si

Тарасов К.Ю.¹, Бакулин А.В.^{1,2}, Кулькова С.Е.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

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

kulkova@ms.tsc.ru

Интерметаллический сплав TiNi имеет уникальные механические свойства, такие как эффект памяти формы, сверхпластичность и другие, что обуславливает его широкое технологическое применение в медицине, промышленности и других областях. Для улучшения поверхностных свойств сплава применяется ионная имплантация, а также используются тонкие покрытия из биоинертных химических элементов. Поскольку при использовании имплантатов на основе TiNi обнаруживается их низкая рентгеновская контрастность на снимках, то использование тонких слоев таких материалов, как Mo, Ta, Si и др., может способствовать решению данной проблемы. Металлы с ОЦК структурой (Ta, Mo) и TiNi имеют близкие структурные параметры, что позволяет получить границы раздела с низкими планарными напряжениями. Известно, что адгезионные свойства зависят от способа нанесения покрытий. При формировании границ раздела с низкой адгезией при нагружении может происходить отслоение покрытий. В настоящей работе первопринципными методами в рамках теории функционала электронной плотности проведено систематическое теоретическое изучение атомной и электронной структуры границ раздела с ориентацией (001) и (110) между Ta, Mo и Si с

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

TiNi, а также влияния оксидных слоев на адгезионные свойства границ раздела.

Наибольшая энергии адгезии, равная 6.14 Дж/м^2 , соответствует интерфейсу Mo/TiNi(001)_{Ti}, когда пленка металла продолжает структуру сплава. В случае покрытий Ta и Si для аналогичной границы раздела энергия адгезии равна 4.89 Дж/м^2 и 3.67 Дж/м^2 , соответственно. Если поверхность сплава TiNi(001)_{Ni} оканчивается атомным слоем никеля, то адгезия пленок ОЦК металлов на $0.34\text{-}1.87 \text{ Дж/м}^2$ меньше, чем на титановом окончании, тогда как для Si получены практически одинаковые результаты. В случае стехиометрической поверхности сплава TiNi(110) адгезия между ОЦК металлами и сплавом равна $4.04\text{-}4.31 \text{ Дж/м}^2$. В то же время на границе раздела Si/TiNi(110) энергия адгезии существенно меньше - $2.04\text{-}2.32 \text{ Дж/м}^2$ в зависимости от структуры интерфейса. Отметим, что изучение границ раздела между металлами и диоксидом титана Me(110)/TiO₂(100) показало, адгезия достигает больших значений, когда поверхность оксида оканчивается двумя атомными слоями кислорода, однако равна $\sim 2 \text{ Дж/м}^2$ в случае окончания поверхности оксида одним кислородным слоем или титаном. Расчет поверхностных энергий различных окончаний поверхности диоксида титана позволил установить, что окончание поверхности (100) одним слоем кислорода является стабильным на всем разрешенном интервале изменений химического потенциала титана. Таким образом, проведенные оценки показали, что энергия отрыва металлических пленок от диоксида титана на наиболее стабильном интерфейсе существенно меньше, чем энергии отрыва на границе раздела Me/TiNi(110). Отметим, что на интерфейсе TiO₂(100)_O/Si(001) значение энергии отрыва достигает лишь 0.48 Дж/м^2 . Обсуждаются электронные факторы, ответственные за такое низкое значение энергии адгезии на границе раздела с кремнием. Таким образом, формирование оксидных слоев на поверхности TiNi может приводить к ухудшению химической связи на границах раздела металл-сплав. В целом проведенные расчеты показали сильную зависимость химической связи на границах раздела от структуры и состава интерфейсных слоев, а анализ рассчитанных электронных и структурных характеристик для рассмотренных границ раздела позволил вскрыть природу химической связи на интерфейсах и выявить факторы, ответственные за ее изменение.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта (№ 14-02-91150а_ГФЕН) и проекта NSFC (№ 513111054).

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ
СИНТЕЗА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ
С ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ**

Лейцин В.Н.¹, Пономарев С.В.², Дмитриева М.А.¹

¹*Балтийский федеральный университет им. И. Канта, Калининград, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

В основу построения физической модели процесса синтеза положена следующая концепция поведения дискретной слоистой системы:

1. Гетерогенная система, сформированная из набора микрослоев, обладает макроскопической структурой. Предлагается рассматривать элемент макроскопической структуры – ячейку в качестве представительного объема некоторой эффективной смесевой среды, рассматривая структурно-неоднородный слоистый материал как микронеоднородный композит [1].

2. Уплотнение материала в процессе предварительного термо-механического воздействия, приводящего к испарению связующего, вызывает рост концентрации пор и уменьшение масштаба структурной неоднородности тела, а, значит, и изменение значений объемных концентраций всех оставшихся компонентов.

3. Прогрев исходного пористого тела до температур, меньших температуры плавления легкоплавких частиц (стекла), происходящий от внешних микрослоев вглубь слоистой системы, спекание и консолидацию дискретной системы под действием термокапиллярных сил [2].

4. Значения объемных концентраций компонентов и всех параметров состояния спекаемого тела определяется взаимодействием иерархических субструктур смесового тела на всех этапах синтеза.

5. Скорость отвода тепла на последнем этапе спекания определяет возможные условия кристаллизации или стеклования матрицы компакта [3].

6. Закон сохранения энергии может быть представлен краевой задачей теплопереноса с источниками и стоками [4]. Считается, что для микрослоев смесевой среды выполняется условие температурной гомогенности.

7. Локальные теплофизические отклики среды, процессы конвективного тепло- и массопереноса реализуются на структурном уровне ансамблей частиц в локальных микрообъемах элементов структуры. Моделирование процессов тепло- и массопереноса в микрообъемах многофазных гетерогенных реагирующих порошковых сред может быть проведено с позиций механики зернистого слоя [5].

Каждый из микрослоев исходной системы представляет собой многокомпонентную дисперсию частиц стекла, керамики и т.д. Допускается присутствие перфораций и межслойных элементов. Материал

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

частиц одного сорта считается однородным и изотропным с заданными физическими свойствами, как функциями от температуры. Локальная микроструктура материала характеризуется формой и размерами частиц и их агрегатов, их расположением, концентрацией компонентов и пористостью. Рассматривается представительный объем слоя исходной дисперсии, размеры которого и все характеристики макроскопической структуры (толщины микрослоев, относительные объемы пор, число перфораций микрослоев и т.п.) отражают начальные несовершенства и характерную структуру исходной слоистой системы, используемой для производства низкотемпературной керамики.

Предложенная модель спекаемого слоя позволяет исследовать определяющие факторы физико-химических процессов, сопровождающих синтез низкотемпературной керамики.

Литература:

1. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 400 с.
2. Скороход В.В. Реологические основы теории спекания. Киев: Наукова думка, 1972. – 152 с.
3. Аппен А.А. Химия стекла. – Л.: Химия, 1974. – 352 с.
4. Дмитриева М.А., Лейцин В.Н. Исследование механизмов переноса в реагирующих порошковых смесях типа $TiAlN$ // Изв. Вузов. Физика. - 1999. - №3. – С. 57-62.
5. Гольдштик М.А. Процессы переноса в зернистом слое. – Новосибирск: Институт теплофизики СО АН СССР, 1984. – 164с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ, ТЕМПЕРАТУРНЫХ, ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ И ВЫЧИСЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Люкшин П.А.^{1,2}, Люкшин Б.А.^{1,2}, Матолыгина Н.Ю.^{1,2}, Панин С.В.^{1,3}

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

²Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия,

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

lba2008@yandex.ru

В композиционных материалах поля деформаций и напряжений, нестационарные температурные и электрические поля обладают существенной неоднородностью в силу структуры композитов по определению. В то же время при проведении расчетов и оценок применимости тех или иных композитов в конкретных классах изделий зачастую требуются так называемые эффективные характеристики материала, которые, собственно, и определяются при экспериментальных исследованиях.

Соответствующие теоретические оценки можно получить в результате решения задач теории упругости, теплопроводности, электростатики для ячейки или представительного объема композиционного материала. В итоге получаются интегральные характеристики структурно-неоднородного материала – потенциальная энергия деформации, количество теплоты, энергия электрического поля. Эффективные характеристики композита находятся на основе предположения, что интегральные характеристики структурно-неоднородного материала (потенциальная энергия деформации, количество теплоты, энергия электромагнитного поля) равны соответствующим характеристикам квазиоднородного материала.

В работе показаны конкретные примеры получения эффективных деформационно-прочностных, теплофизических и электрофизических характеристик композиций.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ КВАРЦА И ЕГО СМЕСЕЙ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В ПРЕДСТАВЛЕНИЯХ РАВНОВЕСНОЙ МОДЕЛИ

Маевский К.К.^{1,2}, Кинеловский С.А.^{1,2}

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

²*Новосибирский государственный университет, Россия*

konstantinm@hydro.nsc.ru, skin@hydro.nsc.ru

Представлены результаты численных экспериментов по моделированию ударно-волнового нагружения смесей, включающих в свой состав в качестве компонента кварц SiO_2 . Модель основана на предположении, что все компоненты смеси, включая газ, при ударно-волновом нагружении находятся в термодинамическом равновесии (thermodynamic equilibrium components – ТЕС). Конденсированные фазы описываются уравнением состояния типа Ми-Грюнайзена. Дополняя систему уравнений динамической совместности условием равенства температур компонентов смеси, выписываются зависимости, которые можно трактовать как ударные адиабаты смеси. Полагается, что коэффициент Грюнайзена зависит в явном виде только температуры [1, 2].

Интерес к исследованиям сжимаемости кварцевых смесей связан как с возможностью создания материалов с необходимыми свойствами (термостойкие и высокопрочные керамики), так и со свойствами самого кварца. Широкое распространение кварца в природе (12% в чистом виде и 60% в составе многочисленных минералов земной коры) обусловило большое внимание к нему. Как следствие этого, имеется объемная база экспериментальных данных по ударно-волновому воздействию на чистый кварц и на смеси с ним. Модель ТЕС позволила описать поведение кварца в широком диапазоне давлений при ударно-волновом нагружении.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

Рассматривая исследуемый материал в области фазового перехода как смесь фазы низкого и фазы высокого давления, модель ТЕС позволяет достоверно описывать, в том числе, и область полиморфного фазового перехода [3]. Полученные результаты позволяют описывать ударно-волновое нагружение смеси с компонентами, испытывающими фазовый переход при высоких динамических нагрузках.

Наличие данных экспериментов дает возможность проводить сравнение последних с расчетными данными с учетом предположений, использовавшихся в модели. Получено хорошее соответствие данных расчетов по модели ТЕС с данными различных авторов определенными на основании экспериментов. Параметры модели, позволившие достоверно описывать поведение чистых материалов при ударно-волновом нагружении, использовались для моделирования поведения сплошных и пористых смесей кварца с такими материалами, как алюминий, вольфрам, парафин и др.. Показано, что предложенная модель позволяет адекватно описывать ударно-волновое нагружение рассматриваемых смесей.

Хорошее соответствие расчётов большому количеству экспериментальных данных для кварца и его смесей позволяет предположить, что модель ТЕС, позволит достоверно описывать в том числе и поведение материалов, испытывающих фазовый переход аналогично кварцу при динамическом воздействии, но имеющих незначительное количество экспериментальных данных (оксиды, в частности, оксид циркония, нитриды и смеси на их основе [4]). Данная модель может быть использована для подбора соотношений компонентов смеси с целью получения заданных параметров сплошных и пористых материалов после воздействия ударными волнами.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант № 13-03-00663).

Литература:

1. Кинеловский С.А., Маевский К.К. Модель поведения смеси с различными свойствами компонентов при высокой концентрации энергии // ПМТФ. 2013. Т. 54. № 4. С. 13–21.
2. 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.
3. Маевский К.К., Кинеловский С.А., Модель поведения диоксида кремния при высоких динамических нагрузках // Известия ВУЗов. Физика. 2013. Т. 56 № 7/3. С. 67–69.
4. K.K. Maevskii, S.A. Kinelovskii Model of behavior of nitrides and their mixtures under high dynamic loads//AIP Conf. Proceedings. 2014. V. 1623. P. 391.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТОЛЩИНЫ ПОКРЫТИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ ВБЛИЗИ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ПОКРЫТИЕ-ПОДЛОЖКА»

Балохонов Р.Р., Мартынов С.А., Романова В.А.,
Зиновьев А.В., Зиновьева О.С.

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

В работе исследованы особенности локализации разрушения композита «стальная подложка – боридное покрытие» при растяжении. Методом конечных разностей решалась краевая задача в постановке плоской деформации. Криволинейная граница раздела «подложка-покрытие» соответствует экспериментально наблюдаемой и задается в расчетах явно. Используются модели упруго-пластического поведения стальной подложки и хрупкого разрушения боридного покрытия. Рассмотрена эволюция концентраторов напряжений вдоль границы раздела при различной толщине покрытия. Установлено, что максимальная концентрация напряжений может наблюдаться в различных местах вдоль границы раздела «покрытие-подложка» в зависимости от стадии деформирования и толщины покрытия композиционного материала.

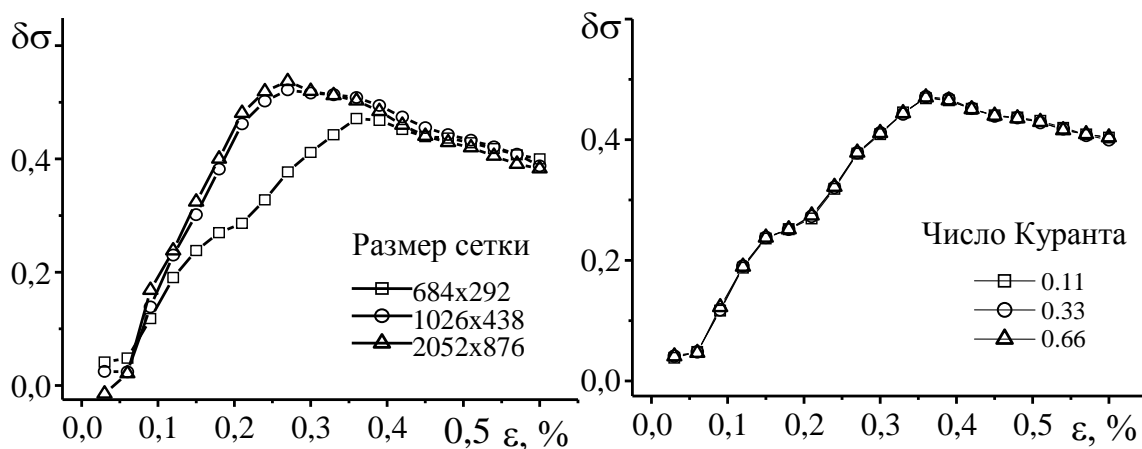


Рис. 1 Зависимость величины максимальной концентрации напряжений от степени деформации для разных значений шага по пространству (а) и времени (б).

Проведена верификация численной модели для подтверждения достоверности сделанных выводов. Исследовалась сеточная сходимость решения задачи и сходимость по временному шагу. Расчеты на сеточную сходимость показывают, что на начальном этапе нагружения величина отклонения от среднего значения интенсивности напряжений для грубых сеток отличается от соответствующей величины для более мелких сеток (Рис.1а). Связано это с тем, что первоначально на характер зарождения и развития пластические сдвигов оказывают влияние мелкие неровности границы раздела, расположенные вдоль граней отдельных зубьев борида. При аппроксимации грубой сеткой, когда шаг сетки сравним, либо превышает характерный размер неровностей, данные неровности

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

сглаживаются. На поздних этапах деформирования эволюция концентраторов напряжений связана с неоднородностями большого масштаба – зубьями борида как целыми. Поэтому при дальнейшем нагружении размер ячеек расчетных областей слабо влияет на результаты расчета – решение задачи сходится. Установлено, что изменение числа Куранта не влияет на результаты расчета на всех рассмотренных этапах нагружения (Рис.1б).

Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 14-19-00766).

ДИНАМИКА РАЗЛОЖЕНИЯ СЛАНЦЕВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЕРЕМЕННОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ ПРИ НАКОПЛЕНИИ ТОКОПРОВОДЯЩИХ ПРОДУКТОВ

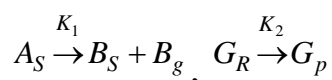
Князева А.Г.^{1,2}, Маслов А.Л.¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
anna-knyazeva@mail.ru, masloaleksey@rambler.ru*

Горючие сланцы – широко распространенные полезные ископаемые органического происхождения. При термическом разложении сланцев образуются смолы, твердый углеродистый остаток, и газ. Последний состоит из метана, его гомологов и различных примесей, и может быть использован в качестве ископаемого топлива. В данной работе представлена математическая модель термического разложения сланцевого пласта.

Сланец моделировался твердой пористой средой A_S , нагрев которой осуществлялся погруженными в пласт электродами. 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. Учитывались тепловые эффекты реакций, межфазный тепло- и массообмен, течение газа в порах.

Численное исследование позволило выделить различные режимы термического разложения (рис. 1).

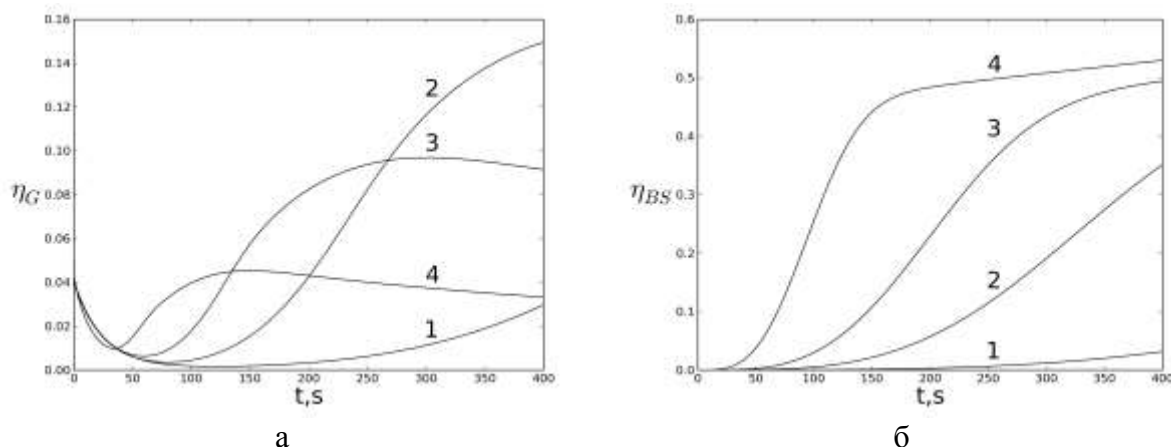


Рис. 1. Динамика концентраций газообразного реагента (а) и твердого продукта (б) при варьировании потенциала на электродах. 1 - $\varphi = 40$ кВ, 2 - $\varphi = 70$ кВ, 3 - $\varphi = 100$ кВ, 4 - $\varphi = 170$ кВ.

На процесс термического разложения сланцев влияют явления фильтрации, межфазного массо- и теплообмена, расширения газа вследствие накопления продуктов.

Ввиду этого, динамика разложения имеет достаточно сложный нелинейный характер, обусловленный взаимодействием различных конкурирующих процессов и стадий.

Литература:

1. Ю.А. Стрижакова. Горючие сланцы. Генезис, составы, ресурсы. – М.: Недра, 2008. –192 с.
2. Н.И.Зеленин, М. И. М. Озеров. Справочник по горючим сланцам. – Л.:Недра, 1983. –248 с.
3. М. В. Голицын, А. М. Голицын, Н.М. Пронина. М. В. Голицын, А. М. Голицын, Н.М. Пронина. Альтернативные энергоносители. М.,Наука, 2004.–159с.
4. W. I. Stuart, J. H. Levy. Thermal properties of carbonaceous oil shales from the Nagoorin and Condor deposits // Fuel. –1987–V. 66. – Issue 4.–P. 493–498.
5. 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.

ЧИСЛЕННОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ХРУПКИХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗНОМ ТИПЕ ОРГАНИЗАЦИИ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА И ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Матыко К.С.¹, Смолин И.Ю.^{1,2,3}, Еремин М.О.^{1,3},
Макаров П.В.^{1,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

matyko.ks@gmail.com, smolin@ispms.tsc.ru

Для описания механического отклика мезообъемов хрупких пористых материалов применен эволюционный подход [1], в рамках которого,

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

определяющие нелинейные соотношения описывают накопление повреждений и их влияние на деградацию прочностных свойств упругого каркаса. Пористость мезоскопического масштаба учтена явным образом с использованием статистических методов. Для этого разработаны компьютерные программы и построены трехмерные модели мезообъемов пористых материалов, основанные на двух типах морфологии пор: перекрывающиеся сферические поры и перекрывающиеся сферические тела [1]. Модели созданы для пористости в диапазоне от 10 до 70%. При построении моделей мезообъемов также варьировались характерные размеры пор и элементов каркаса. По результатам моделирования механического поведения пористых материалов в условиях одноосного сжатия и простого сдвига анализировали усредненные упругие и прочностные характеристики.

Результаты расчетов свидетельствуют, что на вид усредненной диаграммы нагружения наиболее сильно влияет значение общей пористости. Морфология пористой структуры влияет слабее, особенно для пористости более 50%. Полученные зависимости сопоставлены с различными данными теоретических и экспериментальных исследований для пористых керамик на основе стабилизированного диоксида циркония и оксида алюминия.

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

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.

МНОГОУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ БИОСОВМЕСТИМОЙ ПОРИСТОЙ КЕРАМИКИ

Микушина В.А., Сидоренко Ю.Н.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
mikushina_93@mail.ru*

Одной из актуальных задач медицинского материаловедения является разработка технологий проектирования и создания новых материалов для использования в хирургической медицине. Такие материалы находят применение в качестве «заменителей» поврежденных или разрушенных фрагментов костных тканей человека в стоматологии, челюстно-лицевой хирургии и т. д. Главным требованием к таким материалам является их биологическая совместимость с живыми тканями организма человека. Одним из перспективных классов таких материалов является высокопористая керамика на основе диоксида циркония. Наличие развитой системы пор и соединяющих их каналов дает возможность живым тканям организма

человека «прорасти» внутрь керамического изделия. При этом в порах идет постепенное образование твердых костных тканей. Следовательно, можно говорить об образовании с течением времени специфического материала (биокомпозита), матрицей которого является керамика, а наполнителем – биологические ткани живого организма. Такого рода биокомпозиты могут рассматриваться как однородные на макроуровне. Однако их макроскопическое поведение определяется наличием гетерогенной структуры на мезоуровне. Наличие подобной иерархии структурных уровней материалов должно учитываться при разработке их компьютерных моделей. В частности такой подход применим при оценке прочностных характеристик гетерогенных материалов.

В случае биокомпозитов прочностные характеристики в значительной степени определяются структурой пористости материала. В связи с этим построение достоверных компьютерных моделей таких материалов требует решения вопроса о степени влияния разных элементов структуры пористости (поры, соединительные каналы), а также их геометрических характеристик на результаты моделирования.

В работе исследуется влияние учета (либо неучета) наличия соединительных каналов в структуре пористости биокомпозита на результаты моделирования его механических свойств. Структура пористости биокомпозита описывается при помощи геометрической модели. Рассмотрены два подхода к построению такой модели: в первом случае модель включает только поры, во втором — как поры, так и соединяющие их каналы. Каналы при построении геометрической модели представлены дискретными элементами, размеры которых существенно меньше пор. Задача решалась с использованием многоуровневой вычислительной модели, в рамках которой на мезоуровне исследуется представительная выборка локальных свойств материала с учетом реальной структуры пористости, а на макроуровне выполняется оценка эффективных свойств биокомпозита.

Исследования проводились для модельного биокомпозита «кортикальная кость - пористая керамика». По результатам моделирования локальных свойств определялись эффективные значения модуля упругости биокомпозита и характеристики развития процесса накопления повреждений. Согласно полученным результатам, учет наличия каналов в структуре пористости композита приводит к существенному (практически на 30%) снижению его эффективного модуля упругости. Полученные результаты также показывают, что учет наличия каналов приводит к получению более низких значений параметров, характеризующих накопление повреждений в компонентах биокомпозита.

Таким образом, показано что, использование многоуровневых компьютерных моделей гетерогенных материалов позволяет естественным образом учесть различие масштабов проявления всех процессов, которые имеют в процессе деформирования материала, и, в конечном счете, влияет на формирование его механических свойств.

ОТ МОНОКРИСТАЛЛА ГРАФИТА К КОНСТРУКЦИОННОМУ УГЛЕРОДНОМУ МАТЕРИАЛУ: НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЧИСЛЕННОГО РЕШЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ЗАДАЧ

Немирович-Данченко М.М.¹, Мельникова Н.А.²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Россия

nemdan@tpu.ru, natmeln100@mail.ru

В работе рассмотрено деформирование двух сред: монокристалла гексагонального графита и композиционного графитсодержащего материала. Монокристалл обладает высокой исходной анизотропией упругих свойств ($C_{11}=1109$, $C_{33}=38.7$, $C_{12}=139$, $C_{13}=0$, $C_{44}=4.95$, $\times 10^9$ Па, [1]). При численном решении динамических задач для такой среды существенной является сильная вытянутость фронта продольной волны для сосредоточенного воздействия. Это в значительной степени определяет локализацию зон возможного неупругого поведения и разрушения материала. Для композиционного материала первичная упругая анизотропия, как правило, не столь высока, как в кристалле, однако при деформировании исходная структура может привести к образованию явно выраженных преимущественных направлений скольжения и разрушения. Для обоих случаев решены задачи, позволяющие проводить сравнение с имеющимися теоретическими оценками или с результатами физического моделирования. Для анализа результатов расчетов с монокристаллом графита применяется амплитудная фильтрация, что позволяет выделить все типы волн. Моделирование в композиционном материале проведено с использованием методики раздвоения точек сетки, что позволяет рассчитать разрушение вдоль поверхностей скольжения, локализация которых определяется как способом изготовления образца, так и процессом деформирования.

Литература:

1. Bosak A. et al. Elasticity of single-crystalline graphite: Inelastic x-ray scattering study//Phys. Rev. B 75, 153408. - <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.75.153408>.

ДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МОДАЛЬНЫХ И ДИССИПАТИВНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ НА ИХ ОСНОВЕ

Петров Е.К., Шилько Е.В., Смолин И.Ю.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

eg901petrov@gmail.com

Перспективной областью применения динамического анализа гетерогенных (в том числе композиционных) материалов и элементов конструкций на их основе является авиакосмическая отрасль. Особенность

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

работы используемых в этой отрасли конструкций состоит в том, что при возникновении колебаний их затухание является длительным, скорость которого практически полностью определяется демпфирующими характеристиками используемых материалов. В таких условиях значительно увеличивается риск возникновения резонанса, что может привести к повреждению и выводу из строя элементов конструкции. В связи с этим необходимо иметь не только качественную, но и детальную количественную информацию о спектре собственных частот, определяющих условия возникновения резонанса, а также о диссипативных свойствах применяемых материалов, которые будут определять скорость и динамику затухания возникших колебаний. Настоящая работа посвящена динамическому анализу композиционных материалов на основе углеродных волокон и элементов конструкций на их основе.

Проведено исследование зависимости первой собственной частоты механических колебаний системы, состоящей текстолитовой пластины, закрепленной с двух сторон в стальных пазах, от массы и расположения на пластине груза малых размеров. Актуальность данного исследования заключается в возможности непосредственного применения полученного результата в космической и авиационной промышленности с целью оценки возможности возникновения резонанса при колебаниях электронных приборов под действием периодических нагрузок. Для данного класса конструкций такие нагрузки могут быть вызваны вибрацией двигателя или иного элемента летательного аппарата, совершающего механические колебания, которые в свою очередь являются паразитическим эффектом при нормальном функционировании элемента системы. Поскольку погасить вибрации непосредственно у их источника чаще всего не представляется возможным в силу особенностей конструкции и различных ограничений на массу и размеры ее элементов, проектирование конструкции должно осуществляться таким образом, чтобы внешнее периодическое воздействие не оказывало разрушительного влияния на ее элементы.

В результате проведенных исследований получено общее соотношение, определяющее зависимость смещения первой собственной частоты колебаний платы с грузом от массы и положения груза. Полученное соотношение применимо к конструкциям с известными физико-механическими параметрами, такими как плотность материалов, их модули упругости, коэффициенты Пуассона, толщина пластины и т.д., которые определяют отклик конструкции на внешние воздействия. Полученное соотношение содержит 4 константы, которые определяются перечисленными параметрами. Рассмотрено дальнейшее обобщение полученного соотношения на более широкий класс конструкций. Применение полученного результата на практике может позволить, не прибегая к моделированию или стендовому испытанию схожей конструкции, оценить изменение первой частоты собственных колебаний

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

по отношению к собственной частоте самой пластины. Таким же образом полученный результат позволяет решить обратную задачу, а именно, определить, какой массы и в какую область пластины необходимо помещать груз для смещения первой собственной частоты в определенную область. Такое смещение собственных частот механической системы может быть необходимо во избежание явления резонанса (если частота внешнего воздействия близка к первой собственной), либо для реализации резонанса (в этом случае необходимо сместить первую собственную частоту системы ближе к частоте внешнего воздействия).

Распространенными примерами конструкций, для анализа которых можно применять полученный результат после обобщения на большее число параметров, являются:

- компьютерные модули, содержащие на печатной плате тяжелые элементы схемы (трансформатор, радиатор);
- конструкционные части летательных аппаратов, работающие в условиях сильных вибраций (после обобщения результатов на другие, отличные от текстолита, материалы).

Работа выполнена в рамках деятельности Междисциплинарной лаборатории многоуровневого динамического анализа материалов и конструкций ТГУ.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В., Плевков В.С.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
radchenko@live.ru*

Представлены результаты согласованных экспериментальных и численных исследования разрушения натуральных железобетонных конструкций при динамических нагрузках: колонн при продольном ударе, балок при поперечном ударе и защитной оболочки атомной станции (АС) при импульсном воздействии.

Эксперименты проводились на копровой установке, ударное нагружение колонн и балок осуществлялось грузом массой 450 кг, сбрасываемым с высоты 1–5 м. В процессе эксперимента в динамике фиксировались силовые и деформационные параметры. При исследовании разрушения защитной оболочки АС рассматривалась реальная геометрия и сотовая конфигурация конструкции. Форма и амплитуда прилагаемого импульса соответствовала условиям воздействия на оболочку самолета Boeing-747.

Численное моделирование проводилось в полной трехмерной постановке методом конечных элементов, с использованием авторского

вычислительного комплекса. Конструкции выполнялись из бетона и фибробетона. При численном моделировании использовались разные подходы к описанию конструкций – как с явным выделением армирующих элементов, так и в рамках гомогенной среды с учетом анизотропии упругих и прочностных свойств. Сравнение экспериментальных и численных результатов показало их хорошее согласование.

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
И ДИНАМИКИ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КЛАСТЕРОВ
НА ПОВЕРХНОСТИ CU(111)**

Борисова С.Д.^{1,2}, Русина Г.Г.^{1,2}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
rusina@ispms.tsc.ru*

Интерес к эпитаксиальному росту тонких пленок переходных металлов на металлической подложке связан с зависимостью морфологии и физико-химических свойств пленки от её размеров. Экспериментальные исследования показали, что на начальном этапе роста пленок, при малых степенях адсорбции, адатомы могут образовывать малые компактные 3D кластеры [1]. При этом адатомы кластера могут находиться, как на поверхности подложки, так и диффундировать в подповерхностный слой. Несмотря на то, что атомные колебания малых кластеров играют важную роль в понимании механизмов начального роста пленок, этой области физики кластеров уделяется еще недостаточно внимания. Связано это со сложностью экспериментальных исследований, требующих методик с высокой степенью разрешения. Поэтому компьютерное моделирование и теоретические расчеты являются наиболее быстрым и эффективным методом получения информации о колебательных свойствах малых кластеров.

Моделирование и расчет кристаллической структуры и колебательных мод малых 3D кластеров различных металлов, свободных и адсорбированных на поверхность Cu(111), основывались на межатомных потенциалах, полученных в приближении второго момента сильной связи [2]. Равновесная атомная структура кластеров определялась стандартным методом молекулярной динамики при нулевой температуре. Поверхность подложки моделировалась тонкой пленкой, состоящей из 31 атомного слоя поверхности Cu (111). Размер расчетной элементарной ячейки выбирался (5×5), чтобы исключить взаимодействие адсорбированных кластеров (см. Рис.1). Частота колебаний и вектора поляризации рассчитывались из динамической матрицы. Локальная плотность колебательных состояний определялась проекцией собственных мод колебаний атомов кластера или подложки в X+Y- или Z- направлении.

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

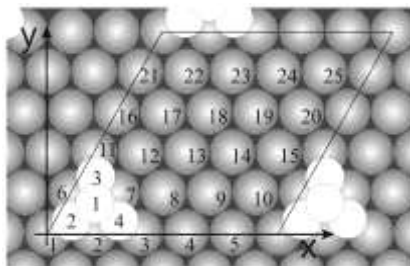


Рис.1. Атомная структура кластеров Cu_4 и (Co_4) на $\text{Cu}(111)$. Расчетная ячейка обозначена ромбом, $x=[\bar{1}\bar{1}0]$ and $y=[11\bar{2}]$.

Адсорбция кластера приводит к изменению равновесной структуры, как поверхности подложки, так и кластера. Компьютерное моделирование и расчеты равновесных атомных конфигураций свободных и адсорбированных объемных кластеров показали, что минимальной энергией обладают свободные кластеры с тетраэдрической структурой. Релаксация приводит к латеральному смещению (в направлении от центра масс) атомов, лежащих в основании адсорбированных кластеров, в то время, как вершинный атом смещается к центру масс. Эти релаксационные эффекты отражаются на фононной структуре адсорбированных на поверхность $\text{Cu}(111)$ кластеров. На рис.2 (a,b), в качестве примера, приведены вычисленные локальные плотности колебательных состояний (LDOS-local density of states) для Cu_4 (a) and Co_4 (b) и для двух поверхностных слоев $\text{Cu}(111)$. Колебания с Z- и XY-поляризацией показаны отдельно. Как видно из рисунков, в обоих случаях имеются два низкочастотных пика *a* и *b*, определяемых продольными и поворотными смещениями атомов кластера и имеющими возвратный характер из-за взаимодействия с вертикальными смещениями атомов подложки. Отличие в LDOS кластеров Co_4 и Cu_4 проявляется в высокочастотной области. Для Co_4 характерно наличие локализованных состояний, обусловленных сильным взаимодействием с ближайшими поверхностными атомами подложки. Для Cu_4 характерно отсутствие локализованных колебательных состояний вследствие смешивания атомных колебаний кластера преимущественно с низкочастотными объемными колебаниями меди. Все описанные выше моды колебаний не характерны для колебательных спектров свободных кластеров и полностью определяются взаимодействием с подложкой. Адсорбция Cu_4 не приводит к заметной модификации колебательного спектра поверхности подложки. Наблюдается лишь незначительный частотный сдвиг Рэлеевской моды в низкочастотную область спектра. В случае адсорбции Co_4 в колебательном спектре подложки появляются моды дипольно-активных колебаний, расположенные выше значений объемных колебаний, а Рэлеевские колебания увеличивают свою частоту.

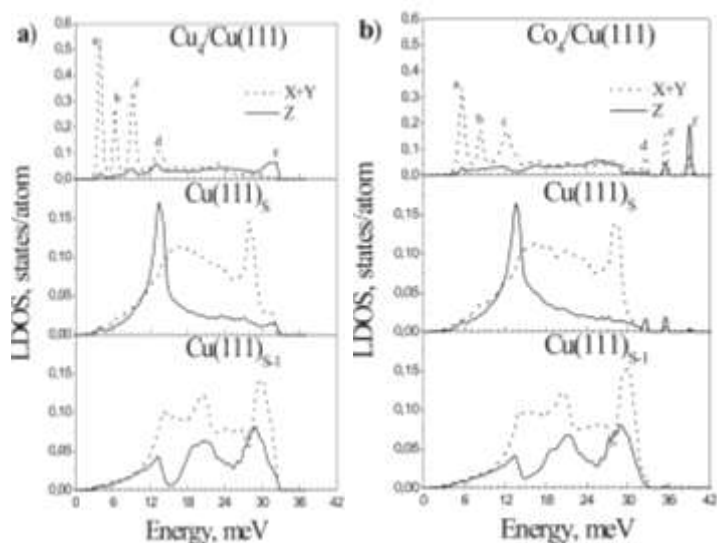


Рис.2. Локальная плотность колебательных состояний адсорбированных кластеров: а) Cu_4 и б) Co_4 и для S-поверхностного, S-1-подповерхностного слоев подложки.

Таким образом, в настоящей работе показано наличие взаимного влияния подложки и адсорбированных кластеров на атомную структуру и колебательные свойства друг друга. Описаны их особенности и закономерности.

Работа выполнена в рамках научного проекта (№8.1.05.2015) при поддержке Программы «Научный фонд Томского государственного университета им. Д.И. Менделеева» в 2015 г», а также при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 15-02-02717-а.

Литература:

1. Kief M.T., Egelhoff W.F. // Phys. Rev. B. 1993. V. 47. P. 10785-10790.
2. Bernhard T., Pfandzelter R., Winter H. // Phys. Res. B. 2003. V.203. P.111-116.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА РЕШЁТОЧНЫХ УРАВНЕНИЙ БОЛЬЦМАНА В ЗАДАЧАХ ОСАЖДЕНИЯ ИОНОВ В КАМЕРЕ В УСЛОВИЯХ МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ С ИОННЫМ АССИСТИРОВАНИЕМ

Сайфуллин Э.Р.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
ser_web@mail.ru*

В настоящее время достаточно широко распространены физические методы (PVD) нанесения покрытия на изделия. Из всего многообразия PVD методов наиболее интересным является метод магнетронного напыления покрытий. Данный метод имеет ряд существенных преимуществ, а именно характеризуется плотной структурой покрытия, отсутствием капельной фазы, возможностью нанесения покрытия на термочувствительные материалы и высокой скоростью осаждения покрытий. Главным недостатком данного метода является непредсказуемость распределения частиц осаждаемого вещества на

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

подложке и её окрестности. Известно, что при идентичных условиях нанесения покрытия на образцы получаются совершенно разные результаты. В связи с этим напрашивается вопрос о причинах физических неоднородностей распределения частиц мишени на подложке и возможности предсказания, управления процессом осаждения покрытия на изделии с помощью программного обеспечения.

Цель настоящей работы состоит в моделировании процесса перераспределения ионов в вакуумной камере при нанесении покрытия магнетронным напылением (в создании прототипа программного продукта, моделирующего процесс распределения ионов в вакуумной камере при нанесении покрытия в зависимости от параметров, таких как время осаждения, скорость вращения внутреннего цилиндра, формы камеры). Постановка задачи заключается в следующем: имеется камера цилиндрической формы, в центре которой расположен манипулятор, вращающийся с постоянной угловой скоростью. Изделие закреплено на манипуляторе, а мишень расположена в некотором сечении камеры. Пространство камеры заполнено газом (Ar или N₂, или др.) После включения магнетронной установки происходит ионизация газа и бомбардировка мишени ионами газа. В результате образуется двухкомпонентная среда, состоящая из ионизированного газа и частиц распыляемого вещества.

Модель включает в себя уравнения неразрывности, уравнение баланса количества движения, уравнение баланса одного из компонентов и уравнение состояния. Данная система уравнений решена методом решеточных уравнений Больцмана в цилиндрических координатах [1,2]. Для визуализации и определения плотности осаждения частиц мишени на изделии была написана программа на C#. Результаты исследования показали, что на характер осаждения частиц влияют форма камеры, скорость вращения внутреннего цилиндра и действие внешних электромагнитных полей.

Литература

1. Kupershtokh A.L. New method of incorporating a body force term into the lattice Boltzmann equation//Proceedings of the 5TH international EHD workshop. 2004. P.241-246.
2. Гулд Х., Тобочник Я., Компьютерное моделирование в физике // Перевод с английского Полюдова А.Н., Панченко В.А. – М: Мир. – 1990.

**ИЗУЧЕНИЕ РОЛИ ВИХРЕВЫХ СМЕЩЕНИЙ
ПРИ КОНТАКТНОМ НАГРУЖЕНИИ УПРОЧНЯЮЩИХ
ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕТОДОМ
ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ**

Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Шилько Е.В., Псахье С.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
asmolin@ispms.tsc.ru*

При динамическом нагружении твердых тел вблизи их поверхности формируются и распространяются поверхностные волны Рэлея и Лява, которые имеют эллиптическую поляризацию и проявляются как вихревые структуры в поле скоростей точек тела. В тонких пластинах вихревыми структурами в поле скоростей характеризуются также волны Лэмба. При деформировании гетерогенного материала коллективные перемещения вихревого типа возникают также вблизи внутренних границы раздела. Отличительной чертой упругих вихревых движений является их динамический характер. Они не просто обуславливают совместность деформаций, но служат механизмом переноса и перераспределения упругой энергии в объеме материала и определяют многие особенности процесса деформирования. При движении по поверхности материала контртела такие вихреобразные движения порождаются в результате контактного нагружения части поверхности, распространяются вдоль внешней и внутренних поверхностей материала, взаимодействуют с неоднородными элементами его структуры, и в конечном итоге определяют само взаимодействие поверхности с контртелом.

Целью работы является определение роли упругих вихревых смещений в процессе контактного взаимодействия упрочняющего покрытия с жестким контртелом на основе компьютерного моделирования методом подвижных клеточных автоматов в трехмерной постановке. В данном методе неоднородный материал представляется ансамблем частиц конечного размера (подвижных автоматов) различных сортов, взаимодействующих по определенным 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 линейно-упругой среде со свойствами упрочняющего наноструктурного биоактивного покрытия.

Рассматривались образцы покрытия в форме параллелепипеда, по верхней поверхности которого двигалось контртело в форме усеченного конуса, а его нижняя поверхность была жестко закреплена к подложке. Анализировалось поле скоростей автоматов покрытия и сила

взаимодействия контртела с покрытием. Для выявления вихревых структур в векторном поле скоростей строились линии тока этого поля в различные моменты времени. Отметим, что такие линии тока отражали не само движение элементов материала, а тенденцию этого движения. Однако такой подход является обоснованным для идентификации положения и «мощности» вихревых структур в трехмерном векторном поле.

Практическим приложением данных исследований является выявление вклада вихревых смещений в процесс идентификации дефектов поверхностных слоев методом трибоспектроскопии. С этой целью рассмотрены особенности формирования и развития вихревых смещений в случае наличия в покрытии нанотрещин.

THE EFFECT OF FRICTION STIR WELDING PARAMETERS ON DEFECT FORMATION

Tarasov S.Yu.^{1,2}, Rubtsov V.E.^{1,2}, Eliseev A.A.¹,
Kolubaev E.A.^{1,2}, Filippov A.V.^{1,2}, Ivanov A.N.^{1,2}

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

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

tsy@ispms.ru, rvy@ispms.ru, eak@ispms.ru

Both type and size of an allowable welding joint flaw is determined by corresponding international and national standards. At the same time the wide use of friction stir welding (FSW) in space and aviation industries involves specificity of defects generated by this type of welding and there is a requirement of defining their effect on the welded joint strength. One of the most frequent defect found in the FSW joints is a void on the advancing side of the weld or the so-called wormhole. Another type of defect which is very hard to detect is the remnant joint line or Lazy S on the retreating side of the weld. Each of these defects determines its own type of the FSW joint fracture. The objective of this paper is to study the effect that these defect have on the strength, microstructure and fracture of the FSW joints formed on AMg5M aluminum alloy.

The FSW joint have been obtained on 8 mm thickness aluminum alloy sheets with process parameters such as plunge force, rotation rate and feed rate that allowed forming the wormholes of different size as well as remnant joint line defect. The wormhole defects have been detected using radiosopic and phase array ultrasonics non-destructive control methods. The wormhole size has been diminished with the plunge force until transforming into a chain of isolated voids and finally disappeared completely thus leaving only the remnant joint line.

The character of tensile test fracture corresponded to the above described changes so that fracture was developed by the wormhole defect on the advancing side of the weld. The strength of these joints was dependent on the

wormhole size so that the maximum size corresponded to the minimum strength. The main crack is opened from the top side of the sample just above the defect and after that sample loses its resistance to fracture by a factor of 2.

Samples which had only a chain of voids as a defect show similar type of fracture yet their strength was higher as compared to those with wormholes.

Those samples which contained only the remnant joint line had different type of fracturing i.e, crack has been developing along this line from the root side of the joint thus forming rather smooth fracture surface. The lowest strength was found for a sample with well-developed remnant joint line decorated by aluminum oxide particles intermixed. The highest strength has been shown by the sample where this remnant joint line was less pronounced and almost clear of the oxides.

So we observed different types of fracture behavior depending on the type and size of the FSW joint defect. This would allow working out the FSW standards and determining the allowable size of the both types defects.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТЕКЛА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СОУДАРЕНИИ МЕТОДОМ ГЛАДКИХ ЧАСТИЦ

Черепанов Р.О., Герасимов А.В.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
rcherepanov82@gmail.com, ger@niipmm.tsu.ru*

В работе предлагается подход к моделированию процессов разрушения тонкостенных конструкций из хрупких материалов, в частности, стекла, при соударении с частицами со скоростями до 3 км/с, например, при воздействии относительно медленных микрометеоритов на солнечные элементы космических аппаратов. При таких скоростях соударения экспериментально наблюдается активное трещинообразование и фрагментация материала в зоне удара с образованием кратера со стороны удара и воронкообразной зоны откола с тыльной поверхности.

Применение сеточных методов при решении задач фрагментации и разрушения хрупких материалов сопряжено с рядом трудностей, вызванных большими искажениями расчетной сетки. С этих позиций очень перспективным выглядит применение бессеточных методов, таких как метод гладких частиц. К недостаткам метода гладких частиц можно отнести сложность реализации граничных условий, особенно в многомерных задачах. Вторым недостатком многих вариантов метода гладких частиц является низкая точность аппроксимации. Однако, его безусловным достоинством является простота реализации и возможность моделирования больших деформаций и разрушения.

В работе предлагается вариант метода гладких частиц, основанный на слабой вариационной постановке динамической задачи механики

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

сплошных сред, дополненный алгоритмом восстановления узловой согласованности и обеспечения гарантированной точности аппроксимации.

Переход к вариационной постановке задачи позволил убрать трудности, связанные с реализацией граничных условий и необходимостью вычисления пространственных производных от напряжений на свободных поверхностях и границах контакта.

Проверка точности метода осуществлялась на решении тестовых задач и по выполнению законов сохранения и показала его высокую точность.

Предлагаемый метод был использован для расчета удара и пробития тонких стеклянных пластин мелкими метеоритными частицами. Поведение стекла описывалось двумя моделями: моделью идеального хрупкого материала и моделью Холмквиста-Джонсона-II. Использование модели Джонсона-Холмквиста-II обусловлено тем, что в рассматриваемом процессе происходит не только откольное разрушение хрупкого материала при выходе ударных волн на поверхность, но и разрушение сжатого материала на фронте ударной волны, при этом эффекты фрагментации выражены крайне слабо, хотя имеют место большие деформации.

В работе приводятся результаты численных расчетов, сравнение использованных моделей и их отличия, а также сравнение с некоторыми результатами других авторов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-08-00092.

ПРИМЕНЕНИЕ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛИЗА ДЛЯ РАСЧЕТА ДЕФОРМАЦИЙ В ИЕРАРХИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ С НЕСКОЛЬКИМИ МАСШТАБНЫМИ УРОВНЯМИ

Черепанов Р.О.¹, Крехтулева Р.А.², Черепанов О.И.³

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Россия
rcherepanov82@gmail.com, rakrekt@mail.ru, oi_cherepanov@mail.ru*

Многоуровневый подход рассматривает развитие пластической деформации во всей иерархии уровней: нано-, микро-, мезо- и макро. Характерные размеры объектов при этом могут изменяться на несколько порядков, что может вызвать существенные трудности при прямом численном моделировании многоуровневых иерархических структур.

В данной работе предлагается вычислительный подход, позволяющий в явном виде учесть несколько структурных уровней, характерные размеры которых могут отличаться на несколько порядков.

Основой метода являются вариационное уравнение теории пластичности, которое имеют вид:

$$\iiint_V (\sigma_{ij}^E + \Delta^* \sigma_{ij}) \delta(\Delta^* e_{ij}) dV^{(n)} - \iiint_V (\bar{P}_i + \Delta \bar{P}_i) \delta(\Delta u^i) dV^{(n)} - \iint_{S_\sigma} (\bar{R}_i + \Delta \bar{R}_i) \delta(\Delta u^i) dS^{(n)} = 0.$$

где $\bar{P}_i, \Delta \bar{P}_i, \bar{R}_i, \Delta \bar{R}_i$ - объемные и поверхностные силы; $\Delta u^i, \delta(\Delta u^i)$ - приращения перемещений и их вариации; $\Delta \sigma_{ij}^E + \Delta^* \sigma_{ij}, \Delta^* e_{ij}$ тензоры напряжений и деформаций.

Вариационное уравнение дополняется переходом от рассмотрения единого поля деформации к многоуровневой иерархической системе деформаций различных масштабов, накладывающихся друг на друга. Для построения такой системы используется вейвлет-преобразование Хаара, что позволяет в явном виде выделить несколько (на практике более 10) масштабных уровней деформации, при переходе между которыми характерные пространственные размеры изменяются в два раза. На основе такого подхода построен численный метод расчета упруго-пластических деформаций, позволяющий в явном виде моделировать структуры, у которых характерные размеры самых мелких и самых крупных элементов отличаются на 2-3 порядка.

Верификации модели проводилась на решении ряда тестовых задач.

Проведенные расчеты напряженно-деформированного состояния композитных материалов с многомасштабной структурой позволили рассмотреть взаимосвязи между вейвлет-спектрами пространственных распределений напряжений, деформаций и параметров материалов, а так же их связь с фрактальной размерностью. Проведены расчеты деформирования пеноматериалов и поликристаллов путем прямого моделирования пористой/зеренной структуры, определено влияние формы и распределения структурных элементов по размерам на максимальные касательные напряжения и особенности пластического течения в таких материалах. Во всех случаях неоднородность структуры учитывается явно. Так же в работе приводятся некоторые соображения к количественному определению понятия «структура» и «структурная неоднородность». Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 13-08-00092.

ОСОБЕННОСТИ ВОЛНОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕЛИНЕЙНОМ УПРУГОМ ТЕЛЕ

Чертова Н.В.

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

Свободные поверхности, определяющие границы тела при некоторых схемах внешнего нагружения и являющиеся характерной особенностью пористых материалов и сред при наличии трещин, оказывают существенное влияние на процессы деформации и разрушения [1]. В последние десятилетия актуальность изучения роли свободных поверхностей определяется интенсивными исследованиями и

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

разработками наноструктурных материалов, в частности, пористой нанокерамики [2]. Чтобы установить, какие особенности процессов деформирования могут быть обусловлены наличием свободных поверхностей, рассмотрим закономерности отражения плоской гармонической волны на свободной поверхности упругого тела. Традиционной целью аналогичных исследований в рамках линейной теории упругости является нахождение коэффициентов отражения, которые связывают амплитуды отраженных волн с амплитудой падающей волны, и определение потоков энергии первичной и вторичных волн [3]. Анализ характера деформаций свободной поверхности при произвольном угле падения продольной или поперечной волны позволил установить, что свободная поверхность является областью изменений объема и поворотов. Поворот, не равный нулю на границе и сопровождающий распространение отраженных волн, является величиной порядка деформации сдвига.

Чтобы оценить вклад поворотов в энергию деформированного тела, в работе исследуются особенности распространения волн в рамках модели геометрически нелинейного упругого тела, которая включает уравнение движения, закон Гука и определение тензора деформации, учитывающее нелинейную зависимость от производных вектора смещений по координатам или тензора малых деформаций и поворотов. Полученные решения динамических уравнений в виде плоских монохроматических волн показывают, что в отличие от неограниченного линейно-упругого тела, где продольная и поперечная волны распространяются независимо, при учете геометрической нелинейности характер волнового движения зависит от вида возбуждаемой волны. Волна сдвига, возбуждаемая в геометрически нелинейном упругом теле, при распространении порождает продольные колебания и сопровождается не только сдвиговыми и поворотными модами деформации, но и объемными изменениями. Продольная волна, описываемая в рамках изучаемой модели, не является источником поперечных волн, но может порождать при распространении вторую нарастающую гармонику продольной волны.

Найденные аналитические решения позволили исследовать особенности отражения упругих волн на свободной поверхности геометрически нелинейного тела. В простейшем случае нормального падения волн, отражение продольной волны на свободной поверхности в случае геометрически нелинейного упругого тела не имеет особенностей и определяется решением линейной теории упругости. Волна сдвига, сопровождаемая при распространении колебаниями в направлении распространения, при отражении на свободной поверхности генерирует вторую гармонику продольной волны. Анализ слагаемых напряжений, определяемых деформациями и поворота, для падающей и отраженной волны на свободной поверхности позволил установить, что рассматриваемые составляющие напряжений отличаются в два раза.

Полученный результат указывает на важную роль поворотов и определяемых ими вихревых мод деформации в процессах деформирования геометрически нелинейного упругого тела.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020гг. В части проведенного сравнения значений составляющих напряжений, обусловленных деформациями и поворотами, при распространении поперечных волн в геометрически нелинейном упругом теле работа поддержана грантом 14-19-00718 Российского научного фонда.

Литература:

1. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах, ред. Панин В.Е. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. 520с.
2. Андриевский Р.А., Глезер А.М. // УФН. 2009. Т.179. №4. С.338-358.
3. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости // Теоретическая физика. Т.VII. М.: Наука, 1987. 244с.

ДИСКРЕТНЫЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПЕРЕХОДЫ ГАЗА В 2D НАНОПОРЕ

Гриняев Ю.В.^{1,2}, Чертова Н.В.¹, Псахье С.Г.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
grn@ispms.tsc.ru*

Хорошо известно, что свойства материалов наномасштабных размеров существенно могут отличаться от свойств материалов в макрообъемах. Например, газ в нанопоре может претерпевать новые типы фазовых переходов "несоразмерная фаза - соразмерная фаза", которые не встречаются в его свободном состоянии. В объемах пониженной размерности могут проявиться эффекты размерного квантования, которые приводят к существенному изменению термодинамических и кинетических свойств газа, в частности, за счет появления в энергетическом спектре подзон размерного квантования. При наличии подзон в энергетическом спектре становятся возможными дискретные энергетические переходы из подзоны в подзону.

На основе динамических уравнений, полученных в рамках калибровочного формализма и описывающих поведение различных сред [1], проведено исследование характера зависимости энергии газа в 2D-нанопоре от температуры и проанализировано влияние на эту зависимость размера нанопоры и плотности газа.

Результаты проведенных аналитических исследования показали, что эффекты размерного квантования приводят к появлению дискретных энергетических переходов (ELT), а, следовательно, к скачкообразному изменению теплоемкости при варьировании температуры. Дискретные

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

энергетические переходы для газов различной плотности наблюдаются при различных значениях температур, что может быть положено в основу метода идентификации газовой среды в нанопоре. Показано, что для каждого газа существуют размеры нанопор, при которых квантовые размерные эффекты не проявляются. Полученные результаты могут быть использованы для разработки научных основ создания газочувствительных анализаторов нового поколения.

Литература:

1. Yurii V. Grinyaev and Nadezhda V. Chertova. On the Combined Description of Deformation and Flow of Continuous Media.//AIP Conference Proceedings. -2014. -V. 1623, pp. 183-186.

ПОВЕДЕНИЕ ЭЛЕМЕНТА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ С ПЛАВЯЩИМСЯ КОМПОНЕНТОМ В УСЛОВИЯХ СДВИГОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Чумаков Ю.А.¹, Князева А.Г.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
chya@ispms.tsc.ru

Работа посвящена теоретическому исследованию режимов протекания реакции в порошковой прессовке под действием внешней нагрузки и нагрева с учетом взаимовлияния полей деформаций, температуры и концентраций.

Модель распространения твердофазного превращения в условиях чистого сдвига [1] модифицируется за счет учета процесса плавления одного из компонентов прессовки. Рассматривается некоторое сечение образца (порошковой прессовки) в форме пластины, которая состоит из интерметаллидов (например, системы Ni-Al) и тугоплавких керамических карбидов (например, TiC) и находится в условиях сдвигового нагружения. Полагали, что к торцам пластины приложены два усилия: при $x=0$ и $x=L_x$, $\sigma_{xx}=P_1$, при $y=0$ и $y=L_y$, $\sigma_{yy}=P_2$, причем результирующая этих усилий направлена вдоль диагональной линии пластины.

Принимается, что экзотермическая реакция может быть описана простой суммарной схемой $A \rightarrow B$ (реагент – продукт реакции). Скорость суммарной реакции и эффективные свойства смеси реагента зависят от температуры, кинетических закономерностей на уровне частиц и от характера напряженно-деформированного состояния. Поскольку скорость распространения твердофазной реакции много меньше скорости распространения механических возмущений, то пренебрегаем силами инерции. Теплообмен с внешней средой не учитывается. Полагаем, что в

процессе твердофазной экзотермической реакции, один из компонентов реагирующей смеси может плавиться.

В целом, задача состоит из двух частей, которые с учетом принятых предположений частично решаются независимо. На первом этапе рассматриваем задачу о механическом равновесии упругой пластины в приближении обобщенного плоского напряженного состояния. Используя уравнения равновесия и условие совместности деформаций, определяем все ненулевые компоненты тензоров напряжений и деформаций: σ_{xx} , σ_{yy} , ϵ_{xx} , ϵ_{yy} , ϵ_{zz} . Поскольку мы учитываем плавление реагента, то определяющие соотношения, в отличие от [1], используем для вязкоупругого тела. Зная решение упругой задачи о равновесии и, используя метод аналогий, записываем решение задачи для линейного вязкоупругого материала (тело Максвелла). С учетом полученного решения формулируем задачу о распространении реакции в твердой фазе, включающей информацию о напряженно-деформированном состоянии. Дополнительное отличие от [1] – наличие вязкой диссипации в уравнении теплопроводности. Эта задача далее решается численно.

В результате исследования обнаружено, что учет взаимовлияния тепловых, концентрационных и механических процессов при условии торможения реакции слоем продукта и плавления вызывает искривление фронта реакции не только вблизи границ слоя, но и в его центре. Эффект связанности слабо влияет на максимальную температуру процесса при различных условиях нагружения, но приводит к значительному изменению величин максимальных напряжений.

Работа выполнена при поддержке проекта «Разработка физических принципов создания металлических и композитных материалов с мультимодальной внутренней структурой» программа Ш.23.2.2, №01201350716.

Литература:

1. Chumakov Y.A., Knyazeva A.G. The influence effect of coupling on solid-phase conversion in the plate from composition materials under condition of axial tension and shifting // AIP Conf. Proc.1623 (2014), P. 95-98.

ПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ УСЛОВИЙ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН ПРОДОЛЬНОГО СДВИГА В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ В «СВЕРХСДВИГОВОМ» РЕЖИМЕ

Шилько Е.В., Псахье С.Г., Попов В.Л.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
shilko@ispms.tsc.ru*

Актуальным вопросом механики деформируемого твердого тела и механики разрушения является вопрос о возможных режимах и характерных скоростях динамического роста трещин. В рамках

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

традиционных моделей механики разрушения скорость роста трещины не может превышать величины скорости волны Рэлея V_R в рассматриваемой среде. Данный режим динамического разрушения является классическим (он характерен для всех типов трещин) и носит название «дорэлеевского». Однако в настоящее время общепризнанным фактом является существование и другого режима, называемого «сверхсдвиговым» (со скоростью, превышающей скорость поперечной упругой волны V_S и близкой к скорости продольной волны V_P). Важной особенностью роста трещин в «сверхсдвиговом» режиме являются многократно большие значения амплитуд скоростей и смещений, а также продолжительности колебаний, в сравнении с «дорэлеевским» режимом. Сказанное определяет актуальность изучения условий, при которых трещина продольного сдвига способна развиваться со скоростью выше V_S .

Проведенные авторами исследования позволили выявить механизм ускорения динамически развивающейся трещины сдвига в хрупких материалах до аномально высоких скоростей, близких к V_P . Показано, что на начальном этапе трещина развивается в «дорэлеевском» режиме. При этом область материала вблизи вершины трещины вовлекается в коллективное упругое вихревое движение (данная динамическая структура получила название упругого вихря). Сформировавшийся упругий вихрь является самостоятельным динамическим объектом, который распространяется со скоростью поперечной упругой волны (быстрее вершины трещины). По мере продвижения он постепенно отдалается от вершины трещины и может отделиться от нее. Упругий вихрь характеризуется концентрацией сдвиговых напряжений, которые возрастают вплоть до момента отделения вихря от трещины. Это определяет способность трещин сдвига ускоряться до скоростей, близких к скорости продольной упругой волны. Такое ускорение может иметь место, если магнитуа напряжений в упругом вихре успевает достичь величины сдвиговой прочности материала.

Результаты моделирования позволили выявить геометрический критерий «сверхсдвигового» развития трещины сдвига, связанный с геометрическими характеристиками исходной трещины. Для прямолинейных трещин он представляет собой отношение длины исходной трещины L к ее эффективной толщине D . Трещина продольного сдвига способна распространяться в сверхсдвиговом режиме только в случае, когда величина параметра P не превышает критического значения P_{crit} . Пороговая величина P_{crit} является функцией материальных параметров.

Показано, что в хрупких материалах величина P_{crit} определяется, главным образом, упругими константами материала и его плотностью. Действительно, динамика роста сдвиговых напряжений в упругом вихре вплоть до момента отделения от трещины определяется балансом двух

4. Проблемы компьютерного конструирования материалов с иерархической структурой

потоков упругой энергии: 1) от трещины к вихрю; 2) от вихря в окружающую среду. Первая составляющая эффективно характеризуется разностью скоростей распространения упругого вихря и вершины трещины: $V_S - V_R$. Вторая составляющая связана отводом энергии от упругого вихря продольными упругими волнами и характеризуется разностью скоростей: $V_P - V_S$. Критическое значение геометрического параметра P_{crit} является функцией разности скоростей ($V_P - V_R$), зависящей от отношений упругих констант к плотности материала. Анализ результатов моделирования позволил построить обобщенную эмпирическую зависимость $P_{crit}(V_P - V_R)$ для упругохрупких материалов, справедливую в широком интервале изменения материальных параметров.

Установлены зависимости величины P_{crit} от других материальных параметров упругохрупких материалов. В частности, показано, что P_{crit} является линейной функцией логарифма динамической вязкости и не зависит от величины сдвиговой прочности материала.

Полученные результаты являются актуальными для понимания условий реализации «сверхсдвигового» динамического режима роста трещин сдвига. Использование построенных зависимостей геометрического критерия реализации такого режима от материальных параметров делает возможным прогнозирование способности существующих трещин в хрупких материалах развиваться в «сверхсдвиговом» режиме.

Работа выполнена в рамках проекта 14-19-00718 Российского Научного Фонда.

Секция 5. Тонкие пленки и многослойные
покрытия как иерархически
организованные структуры

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiAlN ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Акулинкин А.А.¹, Шугуров А.Р.¹, Панин А.В.¹, Cheng C.H.²

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

²National Cheng Kung University, Tainan, Taiwan, R.O.C

aaa@ispms.tsc.ru

Покрытия на основе TiAlN широко применяются в промышленности, в частности для защиты режущих инструментов и создания теплозащитных и диффузионных слоев. В процессе эксплуатации различие коэффициентов термического расширения покрытия и металлической подложки, а также их упругих характеристик обуславливает развитие сильных термических и механических напряжений в покрытиях и может приводить к их растрескиванию с последующим скалыванием. Перспективным направлением повышения эксплуатационных свойств покрытий является предварительная ионно-пучковая обработка металлической подложки, которая приводит к очистке и модифицированию ее поверхностного слоя.

Целью данной работы является исследование влияния ионно-пучковой обработки стальной подложки на механические характеристики и трещиностойкость покрытий TiAlN.

Покрытия TiAlN наносили на подложки из стали марки 12X18H9T, часть из которых подвергалась обработке пучками ионов Ti. Обработку подложек выполняли с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника. Длительность обработки составляла 1, 6 и 12 минут. Покрытия TiAlN наносили методом магнетронного распыления комбинированной мишени из Ti (50%)-Al (50%) в реактивной среде из смеси газов аргона и азота при температуре 280 °С. Толщина покрытий составляла 3 мкм.

Установлено, что бомбардировка подложки ионами Ti приводит к модифицированию ее поверхностного слоя и формированию на ней тонкой пленки Ti, которая трансформируется в TiN после заполнения рабочей камеры азотом перед нанесением покрытия. Образование данной пленки, а также существенное повышение температуры подложки после ее ионной обработки вызывают увеличение диффузионной подвижности адатомов и способствуют эпитаксиальному росту столбчатых зерен с прямыми границами.

Одноосное растяжение образцов позволило выявить закономерности разрушения покрытий на основе TiAlN под действием механических напряжений и продемонстрировать влияние предварительной бомбардировки подложки ионами Ti на характер их растрескивания и скалывания. Высокая адгезионная прочность покрытий TiAlN, нанесенных на подложку, подвергнутую предварительной ионной обработке,

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

подтверждается отсутствием их отслоения вплоть до полного разрушения подложки. В то же время, при растяжении покрытий на исходной подложке в области шейки нагруженного образца наблюдаются участки локального отслоения при $\varepsilon = 50\%$.

В процессе термоциклирования в воздушной среде были исследованы закономерности разрушения покрытий при повышенных температурах в условиях изменения их структуры и фазового состава. Показано, что уже после 6 циклов, включающих нагрев до 900°C , выдержку в течение 1 минуты при данной температуре и последующее охлаждение на воздухе, имеет место множественное растрескивание покрытий TiAlN, нанесенных на исходную подложку. Предварительная ионная обработка стальной подложки приводит к увеличению трещиностойкости покрытий. Наиболее высокой трещиностойкостью обладают покрытия TiAlN, нанесенные на подложку, обработанную пучком ионов Ti в течение 12 минут. Единичные трещины в данном покрытии появляются только после 100 циклов нагрева/охлаждения.

Проведенные исследования показали, что предварительная ионная обработка стальной подложки оказывает существенное влияние на структуру и механические свойства покрытий на основе TiAlN, приводит к повышению их твердости и снижению в них растягивающих напряжений. Это, в свою очередь, обеспечивает повышение трещиностойкости покрытий TiAlN при термическом и механическом нагружении.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АМОРФНОГО УГЛЕРОДА

Андреев А.В.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Коротаев А.Д.^{1,2}, Борисов Д.П.^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
alexardas@mail.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследованы особенности структурно-фазового состояния и механические свойства нанокompозитных покрытий Ti-C-Ni-Cr и Ti-C-Ni-Cr-Al-Si на основе аморфного углерода непосредственно после осаждения и после отжига в интервале температур $T = 500 - 900^\circ\text{C}$, 1ч.

Исследования поперечных сечений покрытий (толщиной 2-3 мкм) показали формирование однородной структуры, представленной аморфной фазой с равномерно распределенными частицами TiC и NiCr (размерами < 10 нм). В непосредственной близости от подложки (< 0.5 мкм) наблюдаются частицы NiCr размерами до 30 нм.

Исследованы особенности упруго-напряженного состояния наноразмерных частиц в покрытиях. В наночастицах обнаружены различные структурные состояния: 1) с высокой упругой кривизной кристаллической решетки и локальными внутренними напряжениями; 2) с минимальными значениями кривизны, и соответственно, без высоких внутренних напряжений. Наличие последних может быть обусловлено релаксацией внутренних напряжений в частицах, находящихся в аморфной углеродной матрице.

Исследования механических свойств образцов титанового сплава с покрытием Ti-C-Ni-Cr показали, что микротвердость такой композиции составляет ≈ 14 ГПа, по сравнению с исходной твердостью титановой подложки 2 ГПа. Покрытия Ti-C-Ni-Cr-Al-Si обладают несколько меньшей твердостью 10.7 ГПа. Значение коэффициента трения для покрытия Ti-C-Ni-Cr составило $\mu \approx 0.14 - 0.16$, для покрытия Ti-C-Ni-Cr-Al-Si - $\mu \approx 0.34$.

Исследования микроструктуры покрытий Ti-Ni-Cr-C и Ti-Ni-Al-Si-Cr-C после отжига при $T = 900$ °C, 1ч. показали сохранение аморфной (a-C) и нанокристаллических фаз (TiC и NiCr). Значительного изменения размеров наночастиц не наблюдается, образование новых фаз в покрытии не обнаружено. На поверхности покрытий вероятно формирование тонких оксидных пленок, содержащих TiC_xO_y , NiO, Cr_2O_3 .

Микротвердость покрытий Ti-C-Ni-Cr сохраняет свои значения вплоть до $T = 900$ °C. Более того, наблюдается некоторый рост твердости от ≈ 14 ГПа до ≈ 18 ГПа, что может быть обусловлено формированием оксидов на поверхности покрытий. Отжиг покрытий Ti-C-Ni-Cr-Al-Si приводит к некоторому росту значений микротвердости до ≈ 13 ГПа (при 500 °C и 700 °C), а затем снижению до значений ≈ 9.4 ГПа (при 900 °C).

Покрытия Ti-C-Ni-Cr сохраняют низкие значения коэффициента трения ($\mu < 0.2$) при отжиге до $T = 700$ °C. Увеличение температуры отжига до 900 °C приводит к повышению значений коэффициента трения до $\mu \approx 0.4 - 0.5$, что вероятно связано с формированием оксидных пленок. Значение коэффициента трения покрытия Ti-C-Ni-Cr-Al-Si после отжига при $T = 700$ °C практически совпадает с исходным значением ($\mu \approx 0.34$) и сохраняется после отжига при $T = 900$ °C. Однако наблюдается изменение характера зависимости коэффициента трения от расстояния, пройденного индентором, что также может свидетельствовать о формировании оксидных пленок.

Полученные многоэлементные нанокompозитные покрытия на основе аморфного углерода обладают высокой твердостью, низким коэффициентом трения и термической стабильностью микроструктуры и свойств до 700 °C.

СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ И ИОННЫМ ПУЧКАМИ

Белоглазова П.А.¹, Березнеева Е.В.¹, Лидер А.М.¹, Ремнёв Г.Е.¹,
Чернов И.П.¹, Коваль Н.Н.^{1,2}, Панин А.В.^{1,3}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

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

chernov@tpu.ru

Титан и его сплавы широко используются в авиастроении, судостроении, медицине и т.д. Они обладают высокой удельной прочностью и жаропрочностью, а также высокой коррозионной стойкостью, однако характеризуются склонностью к водородному охрупчиванию. В процессе эксплуатации титановых изделий поглощенный водород выделяется в виде хрупкой гидридной фазы и резко ухудшает механические свойства сплава. Поэтому поиск методов модификации структуры и фазового состава поверхностных слоев титановых сплавов, обеспечивающих повышение их механических характеристик и одновременно препятствующих поглощению водорода, является актуальной задачей.

В работе исследовалось влияние облучения электронными и ионными пучками на микроструктуру технического титана ВТ1-0 и сплава ВТ6, их механические характеристики, а также их сорбционные свойства по отношению к водороду. Обработку импульсными ионными пучками (ИИП) углерода выполняли при следующих условиях: длительность импульса 80 нс, энергия 200 кэВ, плотность тока 120 А/см², плотность энергии 1,5 Дж/см². Облучение образцов электронным пучком проводили на электронно-пучковой установке SOLO тремя импульсами с длительностью 50 мкс. Плотность энергии пучка варьировалась в пределах 12 – 24 Дж/см² при начальной энергии частиц 18 кэВ, частота следования импульсов составляла 0,3 с⁻¹. Облучение проводили в атмосфере инертного газа аргона при остаточном давлении 0,02 Па.

Установлено, что воздействие импульсного ионного пучка углерода приводит к измельчению зерна в приповерхностной области до 0,15 – 0,8 мкм (размер исходного зерна составляет 5 – 10 мкм). Модифицированные слои обладают повышенной твёрдостью, износостойкостью и снижают скорость поглощения водорода в объём сплава. Наблюдаемые значительные изменения микроструктуры облученных образцов обусловлены высокими скоростями нагрева и охлаждения материала при воздействии импульсного пучка.

Электронно-пучковая обработка также приводит к увеличению твердости поверхностных слоев титановых образцов, а также обеспечивает повышение их прочностных характеристик при одноосном растяжении. Данный эффект связан с формированием в поверхностных слоях образцов

BT1-0 многослойной градиентной структуры, состоящей из равноосных зерен нанометрового диапазона и зерен α -фазы, имеющих мартенситную структуру. В зависимости от плотности энергии электронного пучка, толщина модифицированного слоя варьируется в пределах от 10 до 15 мкм. Однако в отличие от обработки импульсными ионными пучками, облучение электронным пучком существенно увеличивает сорбционную способность титана по отношению к водороду.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Al-Cr-Si-Ti-Cu-N

Березовская В.Р.¹, Дитенберг И.А.^{2,3}, Денисов К.И.^{1,2,3}, Коротаев А.Д.^{1,2,3}

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

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

³Сибирский физико-технический институт им. В. Д. Кузнецова, Томск, Россия
berezovskaya_vr@mail.ru

С применением методов рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии изучено влияние температуры отжига на структурно-фазовое состояние многокомпонентных наноструктурных покрытий системы Al-Cr-Si-Ti-Cu-N.

Покрытие получено методом плазменного магнетронно-дугового осаждения на комплексе «Спрут» с одновременным использованием катодов из Ti, Cu, сплавов Al-Si и Al-Cr-Si при постоянном напряжении смещения. Часовые отжижки изучаемого покрытия проведены в условиях высокого вакуума при температурах 500 °С, 700 °С и 900 °С.

Результаты рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о том, что структурное состояние покрытия как после синтеза, так и после отжигов во всем температурном интервале 500 – 900 °С является рентгеноаморфным.

Обнаружено, что увеличение температуры отжига приводит к незначительному росту размеров кристаллитов и изменению фазового состава. При этом после отжига при температуре 900 °С выявленные фазы характеризуются незначительным изменением параметров решетки по сравнению с исходными (после осаждения) и табличными данными.

Установлено, что при повышении температуры отжига до 900 °С значения микротвердости уменьшаются от 19,6 ГПа (после синтеза покрытия) до 15,6 ГПа. Предполагается, что эта особенность обусловлена изменением фазового состава вследствие перераспределения элементов в процессе термического воздействия.

Обсуждается влияние температуры на особенности изменения фазово-структурного состояния и параметры микротвердости многокомпонентных наноструктурных покрытий системы Al-Cr-Si-Ti-Cu-N.

Исследования проведены при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-02-9802 р_сибирь_a, Минобрнауки РФ (госзадание № 11.1655.2014/К), программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Использовано оборудование Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ Al-Si-N

Божко И.А.^{1,2}, Рыбалко Е.В.¹, Сергеев В.П.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
bozhko_irina@mail.ru

Нанесение покрытий на поверхности различных изделий позволяет решать ряд важных технологических задач. Одной из таких задач является направленное изменение физико-механических свойств поверхностного слоя исходного изделия, что обеспечивает возможность его эксплуатации в заданных условиях. Использование покрытий позволяет не только значительно улучшить эксплуатационные свойства изделий, но и в несколько раз увеличить срок их службы. В настоящий момент весьма актуальной является проблема создания сверхтвердых защитных покрытий, обладающих оптической прозрачностью в видимом диапазоне спектра. Такие покрытия могут найти широкое применение в качестве защиты от механических повреждений стеклянных элементов любого вида транспорта: автомобильного, авиационного, космического и т.д. В качестве таких покрытий могут быть использованы покрытия системы Al-Si-N. Это связано с тем, что при определенных соотношениях компонентов и условиях формирования покрытия Al-Si-N характеризуются высокой степенью прозрачности в видимом диапазоне, а также обладают высоким уровнем механических свойств.

Целью данной работы являлось исследование влияния условий импульсного магнетронного напыления на микроструктуру, фазовый состав и оптические свойства покрытий Al-Si-N, осажденных на кварцевые стекла.

Покрытия наносили методом импульсного магнетронного распыления мозаичных мишеней на основе алюминия с кремниевыми вставками на вакуумной установке УВН-05МД «КВАНТ». Питание магнетрона осуществлялось от импульсного биполярного источника с частотой 50 кГц, мощность магнетрона достигала 1,2 кВт. Предварительный нагрев подложки осуществлялся при 563 К. Варьируемым параметром при осаждении покрытий Al-Si-N на кварцевые подложки было время их нанесения от 25 до 150 мин, что позволило изменять толщину формируемых покрытий от 0,9 до 6,2 мкм. Элементный состав полученных покрытий: Al – 35,0 ат.%, Si – 13 ат.%, N – 52 ат.%.

Рентгеноструктурные исследования фазового состава исследуемых образцов показали, что формируемое покрытие толщиной 0,9 мкм является рентгеноаморфным. При увеличении толщины покрытия до 6,2 мкм оно становится нанокристаллическим и содержит в своем составе только одну фазу – нитрид алюминия AlN с ГПУ-решеткой.

Для изучения оптических свойств покрытий Al-Si-N были сняты спектры пропускания исследуемых образцов в ультрафиолетовой (190-380 нм) и видимой (380-800 нм) областях оптического спектра. В качестве эталона использовали подложку из кварцевого стекла марки КВ. Установлено, что исходное кварцевое стекло прозрачно во всем исследуемом интервале длин волн. При этом коэффициент светопропускания кварцевого стекла в видимой области спектра достигает 91 %. При исследовании оптических спектров пропускания образцов кварцевого стекла с покрытиями Al-Si-N различной толщины было обнаружено, что все исследуемые образцы сохраняют свою прозрачность в видимом диапазоне спектра. Однако в области длин волн 190-300 нм исследуемые покрытия являются непрозрачными. Причем край поглощения по мере увеличения толщины покрытий от 0,9 мкм до 6,2 мкм движется в сторону больших длин волн. Также было установлено, что с увеличением толщины покрытий Al-Si-N показатель их преломления уменьшается. Снижение показателя преломления пленки является следствием уменьшения относительной плотности покрытий Al-Si-N с увеличением их толщины.

Таким образом, результаты исследования показали, что метод импульсного магнетронного напыления на кварцевые стекла позволяет формировать на их поверхности покрытия Al-Si-N, характеризующиеся высокой степенью прозрачности (до 80 %) в видимом диапазоне длин волн. При этом варьирование толщины покрытий позволяет изменять их прозрачность в ультрафиолетовой области, а также изменять их коэффициент преломления.

**ВЛИЯНИЕ ИОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ Zr⁺
НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СТАЛИ 12Х1МФ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ, ЦИКЛИЧЕСКОМ
И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ**

Панин С.В.^{1,2}, Власов И.В.^{1,2}, Марущак П.О.³,
Сергеев В.П.^{1,2}, Сунгатулин А.Р.², Овечкин Б.Б.¹

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

³Тернопольский национальный технический университет имени Ивана Пулюя, Украина
good0@yandex.ru

Теплостойкая сталь 12Х1МФ применяется для изготовления деталей энергетического оборудования, эксплуатируемых при температурах (570...585 °С) в условиях упругопластических нагрузок. Одной из главных

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

причин выхода из строя элементов, изготовленных из данной стали, является усталостное разрушение вследствие термомеханического воздействия. В ИФПМ СО РАН разработан способ обработки, позволяющий при облучении пучком ионов металлов модифицировать структуру на большую глубину, чем при традиционной ионной имплантации. При этом воздействие ионного пучка Zr сопровождается нагревом стали в поверхностном слое и формировании новых фаз железа с цирконием.

Цель работы заключается в исследовании влияния вакуумно-дуговой ионно-лучевой обработки на структуру и механические свойства теплостойкой стали 12Х1МФ. Для всесторонней оценки влияния такого воздействия на механические свойства проведены испытания на статическое и циклическое растяжение, а также ударную вязкость на маятниковом копре, оснащённом инструментированным бойком.

Выявлено, что в результате ионно-лучевой обработки пучком ионов циркония образцов стали 12Х1МФ толщиной 1 мм модификация структуры протекает по всему поперечному сечению. В слое толщиной до 100 мкм наблюдается снижение микротвердости, в то время как в сердцевине она оказывается на 23 % выше, чем в необлученном образце. Упрочнение сердцевины отражается на результатах статического растяжения, что приводит к повышению предела прочности на 15 % и снижению относительного удлинения на 19 %.

При усталостных испытаниях образцов по схеме циклического растяжения установлено, что модификация структуры при облучении приводит к сдерживанию развития локализованной пластической деформации перед зарождением и при распространении магистральной усталостной трещины, что проявляется, прежде всего, в снижении среднего значения интенсивности деформации сдвига. В результате повышение усталостной долговечности модифицированного образца стали 12Х1МФ может достигать 2-х раз.

При ударном нагружении у образцов после облучения, наблюдается снижение величины работы разрушения образца на 42 %. Нагрев до температур 375 °С и 600 °С приводит к постепенному возврату структуры в исходное состояние и изменению параметра ударной вязкости до значений, характерных для необработанного образца.

Предложенный в работе метод обработки не может быть охарактеризован как способ поверхностной модификации, поскольку локально развивающиеся высокие температуры приводят к изменению структуры на значительные глубины. Наблюдаемые в работе эффекты изменения механических свойств при статическом и циклическом нагружении необходимо трактовать с позиции рассмотрения нагруженных образцов как многоуровневых систем: легированный цирконием поверхностный слой (единицы мкм) – термически «разупрочнённый» слой

(до 100...130 мкм) – упрочнённый вследствие циклического кратковременного термического воздействия материал основы. Наиболее эффективно такая многоуровневая система ведет себя при циклическом нагружении.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МОНОКРИСТАЛЛОВ NiTi С РАЗЛИЧНЫМИ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМИ ОРИЕНТАЦИЯМИ ПОСЛЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ

Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

girs@ispms.tsc.ru

В работе исследовали влияние кристаллографической ориентации монокристаллов NiTi на формирование поверхностных слоев при высокодозной имплантации ионами кремния. Использовали монокристаллы Ni_{50,5}Ti_{49,5} с ориентациями [001]_{B2} и [111]_{B2}, параллельными ионному пучку. Температуры мартенситных превращений M_n = 266, M_k = 249, A_n = 271, A_k = 299 К. Ионную модификацию полированной поверхности материала проводили на ионном имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных однокомпонентных пучков ионов Si с флюенсом $D = 6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ при среднем значении ускоряющего напряжения 80 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Структурные исследования проводили в ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех». Микроструктуру и элементный состав исследовали на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (JEOL), оснащенный приставкой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy. Использовали фольги, приготовленные в поперечном сечении ионным утонением на установке EM 09100IS (JEOL).

Исследование структуры поверхностных слоев NiTi после ионно-пучковой обработки Si показало, что формируется модифицированный слой, в котором выделены два слоя с хорошо выраженными границами: поверхностный оксидный слой; и аморфный ионно-модифицированный слой.

Оксидный слой состоит преимущественно из нанокристаллитов TiO₂ в модификациях бруксид и рутил. Также обнаружены оксиды SiO₂ в модификации низкотемпературного тридимита ($a = 18.524$, $b = 5.003$, $c = 23.810$, $\beta = 105.82$). Большинство нанокристаллов эпитаксиально ориентировано к поверхности образца. Известно, что формирование поверхностных слоев, содержащих смесь оксидов TiO₂ и SiO₂, повышает биосовместимость и обеспечивает хорошую химическую стабильность никелида титана.

Установлено, что элементный состав и структурные особенности поверхностных слоев зависят от его кристаллографической ориентации монокристалла к направлению потока ионов. Так в [111]-монокристалле

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

средняя толщина аморфного слоя 100 нм, в [001]-монокристалле ~150 нм. Это обусловлено, главным образом, зависимостью коэффициента распыления кристалла от его кристаллографической ориентации относительно ионного пучка. Анализ нанодифракционных картин позволил выявить неоднородность структуры аморфного слоя для ориентации [111]. Также в монокристаллах данной ориентации между аморфным слоем и основным материалом существует переходный подслой шириной ~50 нм с высокой концентрацией дефектов кристаллического строения и измененными параметрами кристаллической решетки.

Кристаллографическая анизотропия также оказала заметное влияние на структуру подповерхностных слоев. Так, в [111]-монокристаллах для переходного слоя характерна низкая плотность дислокаций. Присутствуют дислокационные структуры, аналогичные наблюдаемым в NiTi после обратимого B2→B19'→B2 мартенситного превращения деформационной природы. Непосредственно под аморфным слоем локально образуется мелкодисперсная R-фаза, что позволяет предполагать смещение температурных интервалов мартенситных превращений по сравнению с исходным образцом. В [001] - монокристалле, под аморфным слоем и до глубины ~5 мкм присутствует дислокационная сетка с высокой плотностью дислокаций $\sim 10^{14} \text{ м}^{-2}$. На большей глубине (до 10 мкм) возможно формирование полос локализованной деформации, а также наблюдаются следы обратных мартенситных превращений.

Таким образом, впервые проведенные исследования структуры поверхностных слоев монокристаллов NiTi после ионной модификации, показали, что их кристаллографическая ориентация относительно направления потока ионов, оказывает влияние на толщину, элементный состав и особенности сложной градиентной структуры, формирующейся в поверхностном слое при облучении.

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

ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ ИМПУЛЬСОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЦИРКОНИЕВЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ВОДНЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ В УСЛОВИЯХ МИКРОПЛАЗМЕННОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Кузьмин О.С.,
Федорищева М.В., Калашников М.П.

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

Для теплозащитных покрытий изделий авиационной и космической промышленности часто используется оксид циркония – материал,

обладающий низкой теплопроводностью и стойкостью к высоким температурам. Наиболее часто применяемый метод для получения теплозащитных покрытий – это газотермическое и электронно-лучевое напыление. Сложности технической реализации этих методов для криволинейных поверхностей сдерживают их практическое использование. Поэтому для получения оксидно-керамических покрытий на сложнопрофилированных деталях нашёл применение метод микроплазменного оксидирования.

Целью работы является разработка и исследование свойств оксидно-керамических покрытий, полученных методом микроплазменного оксидирования при изменении частоты импульсного тока

Оксидирование проводилось из стандартного электролита следующего состава:

метасиликат натрия, Na_2SiO_3 г/дм ³	3
алюминат натрия, NaAlO_2 г/дм ³	6
натрия гидроксид, NaOH г/дм ³	2

Процесс микроплазменного оксидирования вели на автоматизированной установке с использованием среднечастотного источника питания. MS08. Исходные параметры задавались с помощью программы.

Исследования проводили на образцах размером 30 x 8 x 4 мм, изготовленных из сплава циркония Э-110.

Толщина оксидно-керамического покрытия определялась с помощью универсального толщиномера покрытий ТТ 210. На образце 20 толщина – 5 мкм, на образце 21 толщина – 6 мкм, на образце 22 толщина – 8 мкм. Кроме того, толщину оксидно-керамического покрытия определяли на шлифах на оптическом микроскопе Axiovert 200 при увеличении 2500х.. Шлифовка производилась на машине Laborpol 25, производитель Struers. Полировка сделана на шлифмашине 2М.

Исследование морфологии и элементного состава оксидно-керамических покрытий на образцах выполняли с помощью растрового электронного микроскопа Karl Zeiss EVO 50 с приставкой для рентгеновского микроанализа

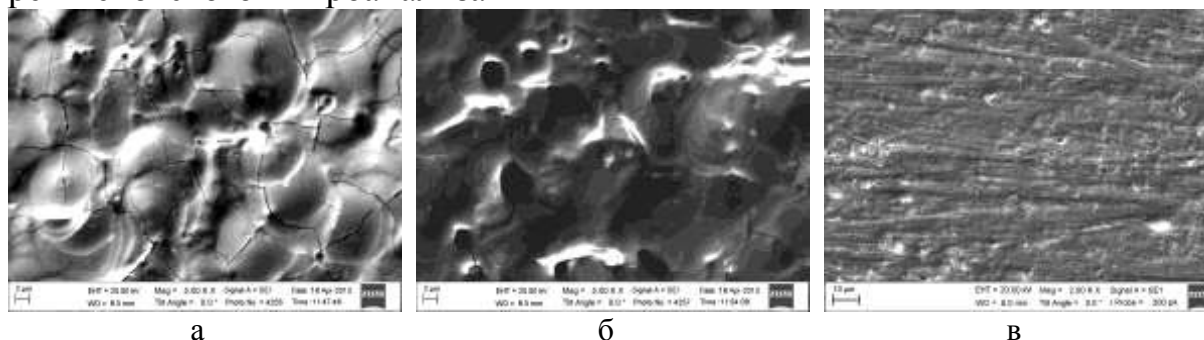


Рис 1. Морфология поверхности покрытия, полученного в стандартном электролите на образцах 20, 21 и 22 при частоте импульсного тока 2500 Гц (а), 1000 Гц (б) и 250 Гц (в).

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

Проведён расчёт дефектов поверхности оксидно-керамического покрытия.

На образце 20 в 1 мм^2 длина микротрещин составила 18000 мкм, количество трещин в 1 мм^2 4000; на образце 21 в 1 мм^2 длина микротрещин составила 700 мкм, количество трещин в 1 мм^2 2000; на образце 22 в 1 мм^2 длина микротрещин составила 0-300 мкм, количество трещин в 1 мм^2 0-300.

Элементный состав оксидно-керамических покрытий, полученных на сплаве циркония Э110 микроплазменным оксидированием определяли на сканирующем электронном микроскопе EVO 50 с приставкой для элементного анализа.

Структурно-фазовое состояние исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА), проведённом с помощью дифрактометра ДРОН-7 (Россия, ЦКП «НАНОТЕХ ИФПМ СО РАН») в Co-K_α излучении (для отсека β -излучения использовали Fe-фильтр). Методом РСА был определён фазовый состав, параметры кристаллической решётки, размеры областей когерентного рассеивания. Для расшифровки рентгенограмм использовали банк данных JCPDS.

Выводы.

Показано, что с применением инверторного программируемого источника питания можно управлять процессом микроплазменного оксидирования с целью формирования оптимальных оксидно-керамических покрытий.

Выявлено, что изменение частоты влияет на фазовый состав получаемого оксидно-керамического покрытия. При частоте 2500 Гц моноклинная фаза составила 18%, а тетрагональная фаза составила 72%. При частоте 250 Гц моноклинная фаза составила 38%, а тетрагональная фаза составила 62%:

Оксидно-керамическое покрытие, полученное на образце при частоте импульсного тока 250 Гц без наплывов и кратеров, по сравнению с предыдущими образцами. Размер микротрещин в оксидно - керамическом покрытии, полученном на образце при частоте импульсного тока 250 Гц на порядок меньше, чем при частоте 2500 Гц и составил 0- 300 мкм, а количество микротрещин в 1 мм^2 0-300.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА И ТАНТАЛА, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ МЕТОДОВ

Гудимова Е.Ю.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Нейман А.А.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
egu@ispms.tsc.ru

Использование сплавов на основе никелида титана в эндоваскулярной медицине при сердечно-сосудистых заболеваниях обусловлено их уникальными функциональными свойствами. В связи с миниатюрностью изделий, применяемых в данной области, и спецификой проведения операций (с использованием слабоинтенсивного рентгеновского излучения) необходима высокая рентгеноконтрастность устанавливаемого имплантата. Легирование поверхностных слоев сплавов на основе никелида титана таким элементом как тантал позволит повысить визуализацию изделия до необходимого уровня. Однако, в результате такой обработки в поверхностной области материала могут сформироваться сильнонеравновесные структурно-фазовые состояния, которые определяют свойства не только поверхностных слоев, но и модифицированного материала, в целом. В связи с этим, являются актуальными исследования структуры и свойств поверхностного слоя на основе никелида титана, легированного танталом.

Объектами исследования являются образцы TiNi (исходный) до радиационных обработок и (Ta/TiNi)^e – образцы с покрытиями из тантала, облученные импульсным электронным пучком. Для создания тонкого слоя из тройного сплава на основе никелида титана и тантала в работе использован комплекс из ионно-плазменных и электронно-пучковых технологий обработки поверхности, реализация которого осуществлялась в ИСЭ СО РАН (г. Томск). Покрытие из тантала толщиной 500 нм было сформировано методом магнетронного осаждения на поверхности образца до электронно-пучковой обработки и являлось источником легирующего элемента. Переплавление материала покрытия и подложки импульсным электронным пучком осуществлялось при плотности энергии в пучке $E=20$ Дж/см², длительности импульсов $\tau=150$ мкс и количестве импульсов $n=5$. Исследования структуры и свойств поверхностных слоев образцов TiNi и (Ta/TiNi)^e проводились с использованием научного оборудования ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН (г. Томск).

Согласно данным рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии, в результате импульсного электронно-пучкового легирования танталом в поверхностных слоях образцов (Ta/TiNi)^e формируются сложные многослойные структуры с градиентным

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

изменением фазового, химического составов и морфологии фаз. Верхний покрытый нанометровой оксидной пленкой, подслоем характеризуется наноструктурным состоянием основной фазы В2, размеры зерен которых стабилизированы частицами фаз Ta₂Ni и Ta₂O₅. Установлено, что в ниже лежащем подслое, наряду с фазами В2 и В19' с характерными параметрами решеток для сплава двойного состава TiNi, в перекристаллизованном слое формируются фазы В2 и В19' с параметрами решеток, близкими к параметрам этих фаз в сплаве Ni₅₀Ti₄₇Ta₃ [1].

Обнаружено, что интегральные параметры шероховатости поверхности образца (Ta/TiNi)^c составляют R_a=0.18±0.01 мкм и S_m~30÷50 мкм и в 4 раза больше значений в исходном образце (R_a(TiNi)=0.04±0.01 мкм, S_m(TiNi)<10 мкм). Необходимо отметить, что величина среднего периода S_m в образцах (Ta/TiNi)^c соответствует благоприятному диапазону значений для обеспечения совместимости металлической поверхности и клеточной среды по морфологическому признаку.

Анализ диаграмм нагружения σ-ε при растяжении образцов TiNi и (Ta/TiNi)^c показал, что наличие модифицированной области не будет оказывать отрицательного влияния на функциональные механические свойства материала в эксплуатационных режимах их использования: при деформациях в диапазоне до 10% (характерных для деформации эластичных тканей живого организма).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-13-00023)

Литература:

1. Gong C. W., Wang Y. N., Yang D. Z. Martensitic transformation of Ni₅₀Ti₄₅Ta₅ shape memory alloy // Journal of Alloys and Compound. – 2006. – V. 419. – P. 61–65.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАГНЕТРОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Cu–Mo–S

Жарков С.Ю.¹, Сергеев В.П.^{1,2}, Сунгатулин А.Р.¹, Калашников М.П.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
retc@ispms.tsc.ru

Поиск методов повышения срока эксплуатации электроконтактных пар трения, принимающих слабые электромагнитные сигналы в условиях непрерывного вращения, для перспективных космических аппаратов на сегодняшний день является актуальной задачей. Твердосмазочные покрытия на основе дихалькогенидов широко используются в качестве антифрикционных систем в различных отраслях. Этому способствует низкий коэффициент трения (аномально низкий в условиях вакуума),

достаточно высокая термическая стабильность и хорошая воспроизводимость. Однако, использование покрытий из чистого дисульфида молибдена в качестве смазки электроконтактных пар трения проблематично из-за его относительно низкой электропроводности. Одним из возможных путей решения этой задачи представляется осаждение композитных покрытий на основе системы Cu–Mo–S, обладающих низким коэффициентом трения и высокой электропроводностью. Целью работы является изучение микроструктуры и триботехнических свойств нанокompозитных покрытий на основе Cu–Mo–S, полученных методом импульсного магнетронного распыления.

Покрытия на основе системы Cu–Mo–S осаждались с помощью импульсной магнетронной распылительной системы, оснащенной мишенью специальной конструкции. Исследование морфологии поверхности осажденных покрытий методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) показали, что покрытия имеют сложно-переплетенную волокнистую структуру, у которой в промежутках между волокнами расположены глобулярные выделения материала. Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) поперечного сечения полученных покрытий показало, что обнаруженные глобулы состоят из смеси медных кристаллитов в форме квазикубоидов, со средним поперечным размером ~60 нм и сульфидных наночастиц $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$ со средним размером ~8 нм. Каждая глобула заполнена наночастицами $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$, в объеме которой расположены медные квазикубоиды. Наблюдаемые методом ПЭМ волокна имеют нанокристаллическую структуру и состоят из тех же сульфидных нанозерен, которые присутствуют в виде включений в глобулах.

Испытания на износ нанокompозитных покрытий на основе системы Cu–Mo–S в среде аргона в специальной малогабаритной машине трения с малыми нагрузками в паре с медным контртелом показали увеличение износостойкости триботехнической системы в ~71 раз по сравнению с аналогичными испытаниями образцов без покрытия. Методом РЭМ на рабочей поверхности контртела была обнаружена тонкая перенесенная от осажденных покрытий слоистая пленка со слабым сопротивлением на сдвиг между слоями. Поскольку наши испытания проводились в условиях замкнутого контура трения по схеме «колодка–диск», то эта пленка могла многократно переноситься с образца на контртело, тем самым облегчая процесс трения скольжения. При испытаниях на воздухе наблюдался более низкий эффект повышения износостойкости пары трения «образец с покрытием – контртело» – в ~ 7,9 раз, что может быть вызвано окислением и деградацией перенесенной смазывающей пленки.

Таким образом, установлено, что при импульсном магнетронном осаждении композитных покрытий на основе системы Cu–Mo–S формируется сложная волокнисто-глобулярная структура. Глобулы этой

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

структуры заполнены наночастицами $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$, в объеме которых расположены медные квазикубоиды, а волокна состоят из тех же наночастиц $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$. Испытания на износ показали многократное повышение износостойкости в результате образования смазывающей пленки на рабочих поверхностях образца и контртела.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ФАЗЫ В2 В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ СИСТЕМЫ «ПОКРЫТИЕ ИЗ ТАНТАЛА-ОСНОВА ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА»

Остапенко М.Г.^{1,2}, Захарова М.А.², Мейснер Л.Л.^{1,3}, Гудимова Е.Ю.^{1,3}

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*
artifakt@ispms.tsc.ru

Продвижение сплавов на основе никелида титана как функциональных материалов для медицины обусловлено их механическими свойствами – способностью обратимо накапливать и возвращать значительную деформацию в условиях циклических изменений температуры или механических нагрузок. В этой связи важной является проблема обеспечения высокой усталостной долговечности данных материалов в биосреде. Эффективным способом решения проблемы является модификация поверхностных слоев электронно-ионно-плазменными методами с использованием высоко коррозионностойких металлов, таких как тантал. Тантал, тугоплавкий элемент с низким коэффициентом диффузии, характеризуется низкой растворимостью в титане и его сплавах [1]. Сплавы систем Ti-Ta и Ti-Ta-Ni относятся к сплавам с высокотемпературным эффектом памяти формы (ВТЭПФ). При температуре человеческого тела эти сплавы находятся в мартенситном состоянии, что снижает роль дислокационных механизмов в процессах накопления и возврата деформации и повышает, соответственно, усталостные свойства сплавов. Поэтому, перспективной является задача создания сплавов на основе системы Ti-Ta-Ni с ВТЭПФ на поверхности никелида титана.

Цель работы – исследование структурно-фазовых состояний, сформированных в поверхностном слое системы пленка из тантала/подложка из сплава на основе никелида титана путем импульсного электронно-пучкового поверхностного плавления.

Образцы для исследования изготовлены из сплава $\text{Ti}_{49.5}\text{Ni}_{50.5}$ с покрытиями из тантала толщиной 400 нм (образцы 400Ta/TiNi). Электронно-пучковую обработку проводили с использованием 5-кратного импульсного (длительность импульса $\tau=150$ мкс) воздействия низкоэнергетическим сильноточным ($I=70$ А) электронным пучком (НСЭП) в режиме поверхностного плавления при плотности энергии в

пучке $E=15$ Дж/см² (400Ta/TiNi)^{e15}. Для анализа фазового состава и структуры использовали симметричные и асимметричные схемы съемок с углами скольжения $\alpha=3^\circ, 6^\circ, 12^\circ$.

Обнаружено, что на рентгенограммах образцов 400Ta/TiNi наблюдались рефлексы от B2 фазы (TiNi), фаз α -Ta и β -Ta. В образце 400Ta/TiNi значение параметра решетки B2 фазы вблизи покрытия до обработки НСЭП близко к исходному: $a_{B2}=3,0138\pm 0,0005$ Å.

На рентгенограммах образцов (400Ta/TiNi)^{e15} отсутствуют рефлексы фазы β -Ta и наблюдаются рефлексы фазы B19' мартенсита. После электронно-пучковой обработки параметр решетки B2 фазы увеличился до $a_{B2}=3,0263\pm 0,0008$ Å. Это может быть обусловлено формированием в поверхностном слое фазы B2 трехкомпонентного состава. Согласно [2], в сплаве Ni₅₀Ti₄₅Ta₅ $a_{B2}=3,0250$ Å, что близко к значению a_{B2} , полученному в данной работе. Наличие мартенситной фазы B19' после облучения электронным пучком подтверждает высказанное предположение об образовании поверхностного сплава с ВТЭПФ.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №15-13-00023).

Литература^

1. Gong C. W., Wang Y. N., Yang D. Z. Phase transformation and second phases in ternary Ni–Ti–Ta shape memory alloys // *Materials Chemistry and Physics*. – 2006. – V. 96, № 2–3. – P. 183-187.
2. Gong C. W., Wang Y. N., Yang D. Z. Martensitic transformation of Ni₅₀Ti₄₅Ta₅ shape memory alloy // *Journal of Alloys and Compound*. – 2006. – V. 419. – P. 61-65.

ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОУРОВНЕВОЙ СТРУКТУРЫ В СИЛУМИНЕ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ

Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Шугуров В.В.

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
yufi55@mail.ru

Силумины (сплавы Al-Si) относятся к классу легких материалов и нашли широкое применение в авиакосмической и транспортной промышленности. Явным недостатком силуминов является повышенная хрупкость и сравнительно низкий уровень износостойкости. Основным способом устранения данного недостатка является формирование однородной структуры с минимально возможным размером структурных составляющих. Экономически выгодно добиваться повышения служебных характеристик материала путем целенаправленного модифицирования структуры поверхностного слоя изделия, не изменяя состояния его объема.

Целью исследований является разработка электронно-ионно-плазменных методов кратного повышения механических и трибологически свойств силумина эвтектического состава путем формирования

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

многоуровневой иерархической структуры в сравнительно тонком поверхностном слое.

Модификацию поверхностного слоя силумина осуществляли, используя следующие современные технологии.

Во-первых, облучали поверхность силумина интенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности. Выявлены режимы облучения, позволяющие, вследствие формирования в поверхностном слое субмикро- нанокристаллической структуры, повысить твердость, износостойкость, усталостную долговечность в 1,5...3 раза.

Во-вторых, поверхность силумина подвергали комбинированному воздействию, сочетающему облучение компрессионными плазменными потоками и потоками плазмы, формирующейся при электрическом взрыве токопроводящей фольги, с последующим облучением интенсивным импульсным электронным пучком. Выявлены режимы облучения, позволяющие, вследствие формирования в поверхностном слое многофазной субмикро- нанокристаллической структуры многократно (в 4...7,5 раз) увеличить микротвердость поверхностного слоя толщиной до 200 мкм и снизить (в 5-6 раз) коэффициент трения модифицированного материала.

В-третьих, поверхность силумина подвергали комбинированной обработке, сочетающей напыление твердого износостойкого покрытия на основе нитрида титана (нитрида циркония) и последующее облучение системы покрытие/подложка интенсивным импульсным электронным пучком. Выявлены режимы электронно-пучковой обработки, позволивший, при твердости поверхностного слоя ≈ 14 ГПа, увеличить износостойкость системы покрытие (TiCuN)/подложка (силумин) в $\sim 2,2$ раза и снизить коэффициент трения в $\sim 2,0$ раза; для системы покрытие (ZrN)/подложка (силумин) удалось повысить износостойкость материала более чем в сто раз.

Для каждого из рассмотренных методов модификации выполнены исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры; выявлены физические механизмы повышения физических и трибологических свойств.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОБРАЗЦОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23 ПРИ ОБРАБОТКЕ ПОТОКОМ ИОНОВ МЕДИ

Калашников М.П.^{1,2}, Федорищева М.В.¹, Сергеев В.П.^{1,2}, Нейфельд В.В.²

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
Kmp1980@mail.ru

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 круговым планарным магнетроном мощностью 5 кВт и вакуумно-дуговым источником ионов металлов с энергией 0,5...2,5 keV и плотностью тока 2...20 мА/см². Образец помещался в камеру на вращающийся стол напротив ионного источника для ионной бомбардировки. Температура образцов в процессе ионной бомбардировки поднималась до 900-1000К.

Фазовый состав поверхностного слоя модифицированных подложек исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 в Co-K_{α} излучении. Морфологию обработанного потоком ионов титана поверхностного слоя медных подложек и изменение химического состава по его глубине исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 50XVP.

Целью работы было исследовать влияние длительности процесса предварительной обработки потоком ионов меди на микроструктуру и фазовый состав поверхностного слоя сплава ВТ23.

Методом рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии показано, что сплав ВТ-23 в исходном состоянии представляет собой смесь ($\alpha+\beta$) фаз.. Установлено, что в зависимости от времени обработки ионами меди титанового сплава может существенно изменяться структурно-фазовое состояние поверхности титановой подложки. Сначала на рентгенограмме появляются фазы, обогащенные Ti, такие как CuTi_3 . При максимальном значении времени обработки 7,5 мин. рефлексы фазы CuTi_3 становятся более интенсивными, чем рефлексы титановой подложки, т.е. глубина модифицированного слоя увеличивается.

Данные электронной микроскопии подтверждают рентгеноструктурного анализа. Действительно, при увеличении времени обработки слой модифицированной поверхности увеличивается от 150 до 400 нм. Сохраняется тенденция изменения фазового состава: сначала образуются фазы обогащенные титаном, затем медью.

Установлено, что модифицированный слой при длительности ионной обработки до 7,5 мин. имеет многоуровневую структуру, зоны в которой отличаются размером зерна, величиной кривизны-кручения кристаллической решетки и внутренними напряжениями.

Показано, что максимальное значение кривизны-кручения

кристаллической решетки и внутренних упругих напряжений в титановых сплавах имеет место в зонах с минимальным размером зерна.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ
СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ
ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА
ПРИ ПЛАЗМЕННО-ИММЕРСИОННОЙ ОБРАБОТКЕ
ИОНАМИ КРЕМНИЯ**

Кашин О.А.¹, Лотков А.И.¹, Кудряшов А.Н.², Круковский К.В.¹,
Остапенко М.Г.¹, Нейман А.А.¹, Борисов Д.П.¹

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

²*ООО «Ангиолайн», Новосибирск, Россия*

okashin@ispms.tsc.ru

В настоящее время в медицинской практике для лечения ряда заболеваний и травм широко используются имплантаты из металлов и сплавов. Для выполнения своих функций металлические имплантаты должны иметь хорошую биосовместимость с тканями и жидкостями живого организма.

Одним из направлений повышения биосовместимости медицинских имплантатов является модификация их поверхности различными ионно-плазменными методами, в частности, методом плазменно-иммерсионной ионной имплантации и осаждения (ПИИИиО). К настоящему времени надёжно показано, что на взаимодействие клеток живого организма с имплантатами оказывает влияние химический и фазовый состав поверхностного слоя и его топография [2, 3]. Ионно-плазменные методы обработки позволяют изменять химический состав и структурно-фазовое состояние только в тонких поверхностных слоях, сохраняя физико-механические свойства основного материала. Это особенно важно при разработке медицинских имплантатов из сплавов на основе никелида титана, в частности, внутрисосудистых стентов, которые используются для восстановления просвета кровеносного сосуда при его атеросклеротическом сужении. В связи с вышеизложенным изучение закономерностей формирования структурно-фазового состояния поверхностных слоёв никелида титана при его модификации является необходимым этапом при разработке имплантатов с высокой биосовместимостью.

В работе исследовано влияние технологических режимов плазменно-иммерсионной модификации ионами кремния на изменение химического и фазового состава поверхностных слоёв модельных образцов из сплава на основе никелида титана, используемого для изготовления внутрисосудистых стентов. Показано, что в зависимости от режимов обработки на поверхности образцов могут быть сформированы как

покрытие из кремния различной толщины, так и поверхностные слои без покрытия со сложным распределением химических элементов.

Показано, что при технологических режимах, обеспечивающих формирование покрытия, структура покрытия является квазиаморфной. В покрытии имеются мелкодисперсные выделения кубического оксида кремния SiO_2 . Как в слое, находящемся непосредственно под покрытием, так и в поверхностном слое образцов без покрытия в результате ПИИИиО в плазме, содержащей ионы кремния, изменился фазовый состав и объёмная доля фаз. Увеличилось объёмное содержание вторичных фаз $\text{Ti}_4\text{Ni}_2(\text{OC})$ и Ti_3Ni_4 , появились фаза со сверхструктурой В2 с уменьшенным параметром решётки, промежуточная R-фаза, а также кубический диоксид кремния SiO_2 .

Установлено, что изменение химического и фазового состава поверхностных слоёв никелида титана не повлияло на величину эффекта сверхэластичности сплава, который обеспечивает восстановление формы имплантата при его установке в организм человека. Как покрытие, так и модифицированный слой обладают высокой адгезией к основному материалу и не растрескиваются и не отслаиваются при деформации в ходе проведения операции по установке имплантата.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП (Соглашение № 14.604.21.0031 от 17.06.2014 г. о предоставлении субсидии, уникальный идентификатор проекта RFMEFI 60414X0031).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ТИТАНА ВТ1-0 В ПРОЦЕССЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Козельская А.И.¹, Панин А.В.^{1,2}, Казаченок М.С.,
Синякова Е.А.¹, Хайруллин Р.Р.^{1,2}, Почивалов Ю.И.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
annakozelskaya@gmail.com*

Ультразвуковая обработка (УЗО) является эффективным методом создания субмикро – и нанокристаллической структуры в поверхностных слоях конструкционных материалов, а также формирования в них сжимающих напряжений, что позволяет значительно улучшить их износостойкость, усталостную прочность, коррозионную стойкость и др. эксплуатационные свойства. В отличие от подобных методов, основанных на пластической деформации поверхностных слоев материала (дробеструйная обработка, накатка роликами и др.), УЗО позволяет точно контролировать интенсивность и плотность ударов обрабатывающего инструмента, что повышает производительность обработки и позволяет получать структуру с заданными свойствами. В титане и его сплавах

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

фрагментация структуры в процессе УЗО происходит, главным образом, за счет скольжения и двойникования. Однако роль взаимодействия этих процессов остается недостаточно исследованной. В данной работе методами атомно-силовой микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратно рассеянных электронов исследованы основные закономерности измельчения структуры поверхностного слоя образцов технического титана VT1-0 в процессе УЗО.

В работе показано, что фрагментация структуры поверхностного слоя образцов VT1-0 обусловлена как развитием процессов первичного и вторичного скольжения в деформируемых зернах, так и интенсивным взаимодействием дислокаций с двойниковыми границами. АСМ-исследования образцов VT1-0, подвергнутых УЗО, выявили, что полосы скольжения в поверхностных зернах беспрепятственно пересекают границы двойников, при этом направление скольжения в двойнике совпадает с направлением скольжения в основном зерне. Это связано с тем, что в отличие от границ зерен, которые являются некогерентными, двойниковые границы $\Sigma 7b$ и $\Sigma 11b$ характеризуются достаточно высокой плотностью совпадающих узлов. В результате они не являются эффективным барьером для движения дислокаций и других деформационных дефектов. В свою очередь, двойники в поверхностных зернах могут как тормозиться границами двойников, так и пересекаться друг с другом. При этом, в месте соприкосновения одного двойника с другим в последнем имеет место вторичное двойникование. EBSD-анализ выявил, что ориентация вторичного двойника отличается от ориентации первичных двойников. В то же время, первичный и вторичный двойники характеризуются одинаковым типом границ ($\Sigma 7b$).

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ НАПЛАВКА СВС-ПОРОШКОВ «TiC-Ti»

Креницын М.Г.^{1,2}, Прибытков Г.А.¹, Дураков В.Г.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
krinmax@gmail.com, gapribytk@mail.ru, electron@ispms.tsc.ru*

Для получения «толстых» износостойких покрытий на титан и его сплавы широко используется порошковая наплавка, причем состав порошковой присадки подбирают таким образом, чтобы получить композиционное покрытие, имеющее структуру матричного композита с дисперсными включениями частиц тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов) в титановой матрице. Особый интерес в качестве твердой и тугоплавкой упрочняющей фазы в металломатричных композитах на основе титана представляет карбид титана [1-3]. В настоящей работе рассмотрены порошковые композиты «TiC – Ti», наплавленные методом электронно-лучевой наплавки (ЭЛН) на титановую

полдложку. Были наплавлены порошки с расчетным содержанием титановой связки от 30 до 60 об.%. Для улучшения наплаваемости к композиционным порошкам с различным содержанием титановой связки добавляли порошок титана в количестве, необходимом для получения порошковых смесей с интегральным содержанием связки 80%.

Микроструктура покрытий изменяется с увеличением содержания титановой связки - размер карбидных частиц тем меньше, чем больше титановой связки было в синтезированном порошке. В покрытиях, наплавленных композиционным порошком с расчетным содержанием связки 30об.% Наблюдается значительная разница в размере карбидных частиц – с одной стороны это крупные (>100 мкм) пористые частицы, с другой стороны мелкие (<20 мкм) частицы в титановой связке. В связи с продолговатой формой многих мелких частиц, можно предположить, что большинство из них – титановые, с характерной для титана игольчатой формой, а зерна, имеющие более округлую форму - это карбидные зерна, отделившиеся от крупных частиц в процессе наплавления покрытия. В покрытиях остальных составов разброс по размеру карбидных частиц не так велик.

Наблюдается тенденция на снижение твердости с увеличением содержания связки в порошках. Это можно объяснить, во-первых тем, что твердость нестехиометричного карбида ниже твердости стехиометричного, а с увеличением содержания связки в композиционных порошках карбид титана становится менее стехиометричным, и во-вторых тем, что титановая связка обладает низкой твердостью, поэтому увеличение её содержания в композите приводит к снижению твердости в целом.

По результатам испытаний покрытий на абразивный износ выявлена четкая корреляция структуры наплавленных покрытий с их износостойкостью. При одинаковом интегральном содержании связки в покрытиях наибольшую износостойкость имеет покрытие с дисперсными частицами карбида титана, равномерно распределенными в титановой матрице. Минимальную износостойкость при изнашивании кварцевым песком имеет покрытие, состоящее из крупных карбидных частиц, окруженных титановой связкой.

Литература:

1. Weiping Liu, J.N. DuPont. Fabrication of functionally graded TiC/Ti composites by Laser Engineering Net Shaping. Scripta Materialia. 2003, vol.48, iss.9, pp.1337-1342.
2. V.E. Panin, S.I. Belyuk, V.G. Durakov, G.A. Pribytkov, N.G. Rempe Electron beam surfacing in vacuum: equipment, technology, coatings' properties. Welding production. 2000, vol. 2, pp. 34-38.
3. Korosteleva E.N., Pribytkov G.A., Krinitcyn M.G. Structure and properties of powder cathode materials of titanium - titanium carbide system. Innovative technology and economics in mechanical engineering. National Research Tomsk Polytechnic University. Tomsk, 2014. pp. 273-276.

ПОЗИТРОННАЯ АННИГИЛЯЦИЯ В ОБЪЕМЕ И ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКИ

Cizek J.¹, Hruska P.¹, Anwand W.², Кузнецов П.В.^{3,4}, Почивалов Ю.И.³,
Беляева И.В.³, Рахматулина Т.В.³, Бордулев Ю.С.⁴, Лидер А.М.⁴

¹*Faculty of Mathematics and Physics, Charles University in Prague, Czech Republic,*

²*Institut für Strahlenphysik, Helmholtz-Zentrum Dresden-Rossendorf, Germany,*

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

⁴*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
kpv@ispms.tsc.ru*

Одним из эффективных способов повышения усталостных свойств металлов является измельчение структуры поверхностных слоев путем ультразвуковой финишной обработки (УФО). Измельчение структуры металла ведет к образованию высокой плотности точечных дефектов, роль которых в поведении металлов с измельченной структурой мало изучена. Для этого желательно использовать прямые методы исследования точечных дефектов, такие как метод аннигиляции позитронов (АП), обладающий высокой чувствительностью к дефектам вакансионного типа,

Целью настоящей работы являлось исследование дефектов вакансионного типа в объеме и в приповерхностном слое поликристалла никеля после УФО с помощью метода АП и пучка позитронов с регулируемой энергией.

Исходные образцы поликристалла никеля прокатывали, затем отжигали при $T=800^{\circ}\text{C}$ в течении 1 ч. Средний размер зерен поликристаллического никеля составлял ~ 8 мкм. Создание СМК структуры в поверхностных слоях образцов проводили методом УФО в двух режимах с мощностью: 1) 300 и 2) 600 Вт.

Аннигиляционные характеристики позитронов получали из спектров времени жизни (СВЖ) позитронов и доплеровского уширения аннигиляционной γ -линии (ДУАЛ). Временное и энергетическое разрешение составляло 145 пс и 0.88 кэВ соответственно. В качестве источника позитронов использовали изотоп ^{22}Na . Для исследования дефектной структуры приповерхностных слоев использовали управляемый магнитным полем низкоэнергетический пучок позитронов.

В исходных образцах обнаружены две компоненты СВЖ позитронов, связанные с АП из квазисвободных состояний и захваченных дислокациями. После УФО в режиме 1 плотность дислокаций возрастает на $\Delta\rho \sim 30\%$. Плотность дислокаций в образцах после УФО 2 составляет $\rho \sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$, так что практически все позитроны захватываются дефектами. Кроме того в СВЖ позитронов появляется еще одна компонента, связанная с захватом позитронов вакансионными комплексами, включающими 3-4 вакансии.

Из спектров ДУАЛ, измеренных с использованием низкоэнергетических позитронов, определяли S - и W -параметры, чувствительные к концентрации и типу дефектов. Использование модели, включающей два слоя, позволило установить, что в приповерхностном слое ($d \sim 0.8$ мкм) исходного образца содержится высокая плотность дислокаций $\sim 10^{16} \text{ м}^{-2}$ которая, вероятно, образовалась в процессе полировки. При $d > 0.8$ мкм плотность дислокаций составляет $0.7 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, что согласуется с оценкой их плотности в объеме отожженных образцов, полученной из СВЖ позитронов.

S параметр образца никеля после УФО 1 имеет более высокие значения, чем S параметр для исходного образца. Оценка, полученная на основе модели, учитывающей уменьшение длины диффузии позитронов за счет их захвата дефектами, показала, что дислокационная плотность в образцах после УФО 1 составляет $5.8 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, что согласуется с оценкой плотности дислокаций в объеме образцов с помощью СВЖ позитронов. Поэтому более высокие значения S -параметра в образце после УФО1 можно объяснить образованием в приповерхностном слое вакансионных комплексов. Вакансионные комплексы имеют более высокие значения S -параметра, чем дислокации, что обеспечивает более высокое значение S -параметра обработанных образцов.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что УФО поликристаллов никеля ведет к росту плотности дислокаций в объеме и образованию вакансионных комплексов в приповерхностном слое.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ ТАНТАЛА НА СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ НА ТИТАНОВЫХ ОСНОВАХ

Малютина Ю.Н., Лазуренко Д.В., Батаев И.А.

*Новосибирский государственный технический университет, Россия
pavlyukova_87@mail.ru, iuliamaliutina@gmail.ru, ivanbataev@ngs.ru*

Повышение ресурса работы деталей машин и элементов конструкций, подвергающихся воздействию агрессивных сред, является одной из актуальных задач материаловедения на протяжении последних десятилетий. Такие отрасли промышленности, как ядерная энергетика и химическая промышленность требуют постоянного увеличения долговечности материалов, основным параметром которой в данном случае, является коррозионная стойкость. Перспективными материалами с этой точки зрения являются танталсодержащие титановые сплавы, существенно превосходящие по уровню коррозионной стойкости широко используемые в настоящее время нержавеющие стали. Однако по уровню прочности такие сплавы уступают сталям. Рациональным решением

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

отмеченной проблемы является нанесение коррозионностойких покрытий системы титан-тантал на основы из упрочненных титановых сплавов.

Целью данной работы являлось нанесение коррозионностойких танталсодержащих покрытий на основы из титанового сплава Ti6242 методом лазерной наплавки, и выявление оптимальных режимов обработки, обеспечивающих формирование качественных легированных слоев с максимальным содержанием тантала.

Формирование покрытий осуществлялось путем наплавки порошка тантала, который подавался в зону обработки в процессе сканирования лазерным лучом. Скорость подачи менялась в диапазоне от 7,2 г/мин до 20 г/мин. Скорость сканирования и мощность лазерного луча оставались неизменными и составляли 300 мм/мин и 1500 Вт соответственно.

Структурные исследования позволили установить, что наплавленный слой минимальной толщины был получен в процессе наплавки порошка, подача которого осуществлялась со скоростью 7,2 г/мин. Максимальная толщина слоя была достигнута при наплавке порошка, поступающего со скоростью 10 г/мин. Дальнейшего роста толщины легированного слоя при увеличении скорости подачи порошка не наблюдалось.

Методом микрорентгеноспектрального анализа было выявлено, что с увеличением скорости подачи порошка содержание тантала в наплавленном слое возрастало с 16,5 вес. % до 41,3 вес. %. Однако полного переплавления и растворения порошка тантала в процессе лазерной наплавки не произошло. Крупные включения тантала были обнаружены в поверхностных слоях всех исследуемых образцов. При этом количество частиц в структуре покрытий возрастало при увеличении скорости подачи порошка тантала в обрабатываемую зону. Помимо частиц тантала в структуре покрытий были обнаружены выделения, содержащие легирующие элементы основы. Рассматриваемые выделения были равномерно распределены в покрытиях. Кроме того, в наплавленных слоях были зафиксированы крупные включения, содержащие преимущественно кислород.

Оценка изменения прочностных характеристик поверхностных слоев титанового сплава после легирования танталом проводилась на основании результатов дюрометрических исследований. Было установлено, что легирование танталом не оказывает существенного влияния на микротвердость основы, которая составляет ~ 380 - 390 HV. После лазерной обработки микротвердость повысилась всего на 5 - 10 HV. Кроме того, присутствие не растворившихся частиц тантала (микротвердость которых составляет 240 HV) снижает среднее значение микротвердости наплавленного слоя. Поскольку их содержание зависит от скорости подачи порошка и, следовательно, объемной доли тантала в покрытии, то средняя микротвердость покрытий снижается при увеличении указанного параметра.

Таким образом, более равномерная структура достигается при низкой скорости подачи порошка в обрабатываемую зону. Увеличения содержания растворенного тантала в легированном слое и глубины проплавления можно достичь путем изменения таких параметров лазерной обработки, как мощность и скорость сканирования лазерным лучом.

Работа была поддержана фондом РФФИ, проект № НК 15-38-20776\15.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ Au-Ni ПУТЕМ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПОДСЛОЯ Ni-V

Лязгин А.О.¹, Шугуров А.Р.¹, Панин А.В.^{1,2},
Сергеев В.П.¹, Нейфельд В.В.¹, Шестериков Е.В.^{2,3}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³ЗАО НПФ "Микран", Томск, Россия

lyazgin@list.ru

Гальванические покрытия на основе золота обладают высокими электропроводностью и коррозионной стойкостью, что обуславливает их широкое использование в электронной промышленности при изготовлении скользящих и разъемных контактов. Однако они характеризуются относительно низким сопротивлением износу, что может приводить к отказам электронной аппаратуры в процессе их эксплуатации. Для повышения износостойкости и адгезионной прочности таких покрытий применяют тонкий подслоя из сплава на никелевой основе. При этом существенное влияние на износостойкость покрытия оказывают механические свойства подслоя, а также прочность границы раздела покрытие-подслой. Эффективным методом модификации структуры и морфологии поверхности подслоя является бомбардировка пучком ионов, которая позволяет существенно повысить его механические свойства, изменять фазовый состав и шероховатость поверхностного слоя, что оказывает существенное влияние на кинетику роста покрытия, его трибологические свойства и сопротивление пластической деформации. Целью данной работы являлось исследование влияния ионной бомбардировки подслоя Ni-V на морфологию поверхности, сопротивление пластической деформации и трибологические свойства гальванического покрытия Au-Ni.

Поверхностную обработку слоя Ni-V, нанесенного на подложку из бериллиевой бронзы БрБ2, выполняли пучками ионов N, Zr, Ti, Cu, Al+V. Затем на обработанный слой Ni-V наносили покрытия Au-Ni методом электролитического осаждения. Трибологические испытания проводили методом многопроходного царапания с помощью нанотестера NanoTest и на универсальной машине трения УМТ в условиях сухого трения. Для

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

изучения морфологии поверхностей покрытий применяли атомно-силовую и оптическую микроскопию.

Методом атомно-силовой микроскопии установлено, что шероховатость поверхности подслоя Ni-B возрастает с увеличением дозы ионов. В то же время ионная обработка подслоя не оказывает существенного влияния на шероховатость поверхности покрытий Au-Ni. Данные покрытия, как и покрытия с необработанным подслоем, характеризуются наличием на поверхности равномерно распределенных агломератов зерен.

Путем многопроходного царапания индентором показано, что предварительная обработка подслоя Ni-B пучками ионов обеспечивает рост абразивной стойкости гальванических покрытий Au-Ni по сравнению с покрытиями, нанесенными на необработанный подслоя. Это проявляется в уменьшении остаточной глубины царапин на их поверхности и, соответственно, в повышении величины их упругого восстановления. Последнее обуславливает снижение у покрытий, нанесенных на модифицированный подслоя Ni-B, относительной доли пластической деформации. Кроме того, гальванические покрытия с подслоем, обработанным ионами N, Ti или Zr, характеризуются более низким коэффициентом трения. Минимальная остаточная глубина царапины и минимальный коэффициент трения наблюдаются при использовании ионов Zr. Так, после 5 проходов индентора при максимальной нагрузке 200 мН у данных покрытий упругое восстановление оказывается выше на 50%, остаточная глубина царапины снижается в 2 раза, а сила трения – в 1,5 раза по сравнению с покрытиями, нанесенными на подслоя без ионной обработки.

Испытания на износ показали, что предварительная бомбардировка подслоя Ni-B низкоэнергетическими ионными пучками позволяет существенно повысить износостойкость покрытий Au-Ni. Определены оптимальные параметры ионной обработки подслоя, которые обеспечивают двухкратное снижение линейного износа покрытия по сравнению с покрытиями, нанесенными на необработанный подслоя.

СТОЛБЧАТАЯ СТРУКТУРА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Cu_6Sn_5

Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

makrushina3008@mail.ru

В последнее время широкое распространение получили исследования системы Cu-Sn. Интенсивно протекающие реакции между медью и оловом при не высоких температурах, приводят к образованию интерметаллидов Cu_6Sn_5 и Cu_3Sn свойства которых отличаются от свойств меди и олова. Как известно, медь активно диффундирует из подложки в слой олова, при

невысоких температурах. Этот процесс сопровождается ростом вискеро́в Sn и Cu_6Sn_5 , а также формированием ориентированных столбчатых структур фазы Cu_6Sn_5 с диаметром от десятков до нескольких микрометров. Исследование кинетики процессов роста столбчатых кристаллов интерметаллической фазы Cu_6Sn_5 интересно не только с практической точки зрения, но и для понимания природы этих реакций.

В данной работе исследованы структура и состав пленок полученных резистивным методом. Цель работы – исследование структурно-фазового состояния интерметаллического тонкопленочного конденсата.

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 металлических слоев. Таким образом, были осаждены бинарные тонкие пленки Cu\Sn.

Проведя анализ структурно-фазового состояния бинарных пленок, видим, что в исходном состоянии тонкая пленка уже содержит некоторое количество интерметаллической фазы Cu_6Sn_5 , то есть, во время конденсации второго слоя олова уже начинается формирование интерметаллической фазы. После нагрева тонкопленочного конденсата до 600°C слои меди и олова активно взаимодействуют друг с другом и в итоге получается наноструктурная монофазная интерметаллическая пленка. По данным рентгеновской дифракции семейства кристаллографических плоскостей, от которых получены дифракционные максимумы, представлены индексами (101), (110), (102) гексагональной решетки.

Анализ рефлексов свидетельствует, что совокупность нанокристаллов представляет собой поликристаллический агрегат, кристаллографически разориентированных друг относительно друга. Характер разориентации нанокристаллов можно уточнить из анализа данных просвечивающей электронной микроскопии (Рис. 1).

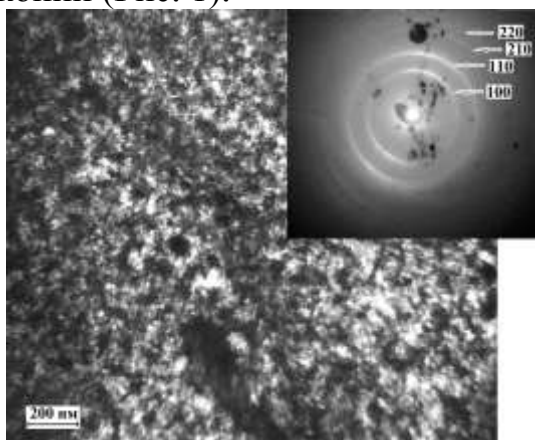


Рис. 1 Микроструктура пленки Cu/Sn после отжига.
Справа дифракционные кольца электронов.

Главная особенностью дифракции электронов состоит в том, что дифракционные максимумы представляют собой сплошные кольца, а не

точки. Картина дифракции электронов свидетельствует, что данная система дифракционных максимумов формируется семейством плоскостей, принадлежащих одной зоне с осью [100]. Кристаллы дающие отражения, присутствующие на электронограмме, одинаково ориентированы относительно плоскости пленки, но развернуты друг относительно друга случайным образом на различные углы относительно оси, перпендикулярной плоскости пленки, совпадающей с кристаллографической осью [100] отдельных монокристаллов. В связи с тем, что монокристаллы имеют нанометровый размер, кольца на электронограмме уширены. Дифракционные кольца имеют переменную интенсивность, это значит, что имеется еще одна предпочтительная ориентация, направленная параллельно плоскости пленки.

Кристаллиты медной пленки организованы в поликристаллический агрегат, размер кристаллита около 100 нм. Разрешаются атомные плоскости типа (110) кристаллитов, можно заключить, что кристаллиты разориентированы друг относительно друга на небольшие углы. Семейство плоскостей (220) перпендикулярны плотноупакованным кристаллографическим плоскостям (111). Таким образом, пленка меди сконденсирована на подложке так, что плоскости (111) параллельны плоскости подложки, следовательно формирование столбчатой структуры интерметаллической пленки Cu_6Sn_5 начинается на кристаллографической плоскости (111) меди, а рост столбика (островка) направлен вдоль оси [111].

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ИОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ.

Лотков А.И., Мейснер С.Н., Гирсова С.Л., Мейснер Л.Л., Дьяченко Ф.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
msn@ispms.tsc.ru

При исследовании металлических материалов с модифицированными слоями, тонкими пленками или покрытиями на их поверхности часто возникает вопрос оценки пластичности нового слоя или покрытия по отношению к пластичности материала-основы. Испытания на растяжение, дающие ответ на этот вопрос при использовании традиционных методов физики прочности, в данном случае не применимы, поскольку пластичность здесь обычно характеризуют удлинением образца δ до разрушения при испытании на растяжение. В случае материалов с покрытиями их сравнительную пластичность вообще невозможно охарактеризовать величиной δ .

Для преодоления этой трудности в [1] предложили ввести новую характеристику пластичности, как долю пластической деформации в

общей упругопластической деформации. Такая характеристика, соответствующая физическому определению этого свойства, предложена в [1] в виде безразмерного параметра:

$\delta^* = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_t} = 1 - \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon_t}$, где ε_p , ε_e и ε_t — соответственно пластическая, упругая и общая деформация, причем $\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p$. Эта характеристика пластичности может быть определена различными методами механических испытаний (растяжение, сжатие, изгиб), но наиболее целесообразно, как показано в работах [1–3], определять ее при индентировании пирамидальными инденторами.

В работе [1] было показано на примере большого числа металлов и сплавов, что при использовании индентора Виккерса для определения характеристики пластичности можно использовать выражение

$$\delta^* = 1 - 14,3(1 - \nu_1 - 2\nu_1^2) \frac{HV}{E_1} \quad (1),$$

где HV — твердость по Виккерсу; ν_1 — коэффициент Пуассона; E_1 — модуль Юнга.

Величина параметра пластичности поверхностного слоя никелида титана до обработок потоками ионов и плазмы довольно велика (изменяется от $\delta^* \approx 0.7$ до $\delta^* \approx 0.4$) (рис. 1, а), что согласуется с данными о высокой пластичности как высокотемпературной фазы В2, так и мартенситных фаз [4, 5]. После обработки ионными пучками (рис. 1, б), пластичность поверхностного слоя понизилась почти до нуля в поверхностном слое, толщиной до 300 нм, а в слое большей толщины (≤ 1 мкм) $\delta^* \leq 0.2$. В образцах (Si/TiNi) на основе никелида титана с покрытием из кремния (рис. 1, в) и образцах (Si/TiNi)^{Si+} с покрытием из кремния и последующей ионной модификации (рис. 1, г) пластичность в покрытии $\delta^* \approx 0.2$, а в переходных слоях $\delta^* \approx 0.6$, а в прилежащем к ним слое материала-основы близка к значению для исходного образца TiNi ($\delta^* \approx 0.5$). Эти данные и другие полученные нами результаты показывают, что ионная модификация образца с покрытием из кремния не привела к понижению пластичности материала-основы под этим покрытием и, следовательно, данное покрытие можно рассматривать как эффективный защитный, относительно пластичный слой.

Результаты исследований физико-механических свойств методами индентирования показали, что наличие тонких покрытий из кремния не приводит к ухудшению физико-механических свойств никелида титана в слоях, контактирующих с покрытием.

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

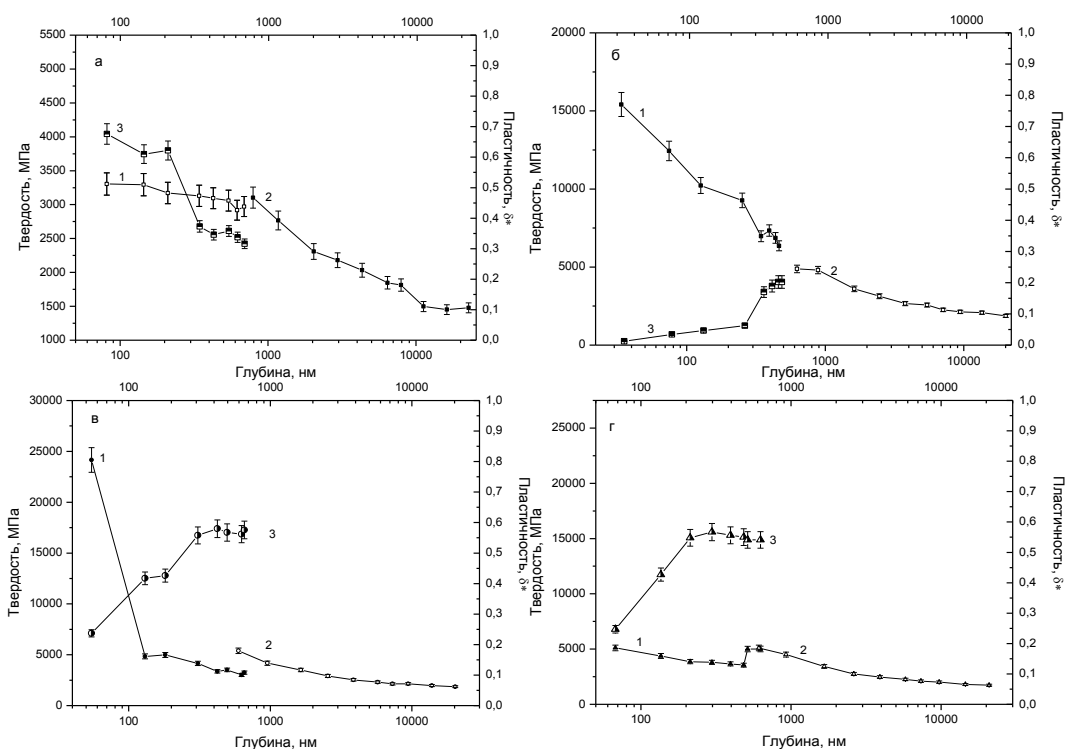


Рис. 1. Кривые изменения твердости в поверхностных слоях образцов никелида титана без покрытий (а) и после различных типов модификации поверхностных слоев (б-г), построенные в зависимости от глубины погружения индентора в модифицированный слой: кривые 1 – наноиндентирование, кривые 2 - микроиндентирование.

(а) – образец TiNi с немодифицированной поверхностью, (б) - образец $(\text{TiNi})^{\text{Si}+}$ с модифицированным ионами кремния поверхностным слоем, (в) - образец Si/TiNi с тонким покрытием из кремния, (г) образец $(\text{Si/TiNi})^{\text{Si}+}$ с покрытием из кремния после ионной модификации кремнием

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-13-00023)

Литература:

1. Milman Yu.V., Galanov B.A., Chugunova S.I. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement // Acta Met. Mater.–1993.–Vol.41.–No.9.–P.2523-2531.
2. Galanov B.A, Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V. Investigation of mechanical properties of high-hardness materials by indentation // Superhard materials.–1990.-No.3.–P.23-25.
3. Milman Yu.V. Plasticity characteristic obtained by indentation // J.Phys.D: Appl.Phys. –2008.–Vol.41.–074013 (9p.).
4. Miyazaki S., Kohiyama S., Otsuka K., Duerig T.W. Effect of several factors of the ductility of the Ti-Ni alloy // Mater. Science. - 1990. -V. 56-58. - P. 765-770.
5. Гюнтер В.Э., Хачин В.Н., Сивоха В.П., Дударев Е.Ф. Пластичность никелида титана // ФММ. - 1979. - Т. 47. - № 4. - С. 893-896.

**ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ
ОБРАБОТКИ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ КРАТЕРООБРАЗОВАНИЯ
И МОРФОЛОГИЮ ОБЛУЧАЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ В СПЛАВАХ
TiNi С МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКИ-
ОРГАНИЗОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ ПРОКАТКИ**

Мейснер Л.Л.^{1,3}, Марков А.Б.², Ротштейн В.П.^{1,4}, Озур Г.Е.², Мейснер
С.Н.^{1,3}, Яковлев Е.В.², Гудимова Е.Ю.¹

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

²*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

⁴*Томский государственный педагогический университет, Россия*

llm@ispms.tsc.ru

В настоящее время низкоэнергетические (10-30 keV) сильноточные (10-25 kA) электронные пучки (НСЭП) используют для улучшения поверхностных свойств медицинских эндохирургических металлических имплантатов и микроинструментария. Расчеты и эксперименты показывают, что при использовании кратковременных (1-5 мкс) импульсных НСЭП толщина слоя, в котором концентрируется энергия электронного пучка может составлять от ~1 мкм до ~10 мкм. При последующем сверхбыстром охлаждении (~10⁹ К/с) в поверхностном объеме формируются многоуровневые иерархически структуры, самоорганизованные на различных (нано-, субмикро- и микро-) масштабных уровнях. Важной особенностью импульсной (~10⁻⁸–10⁻⁴ с) термообработки металлических материалов электронным пучком является формирование микрократеров на облучаемой поверхности. Экспериментально показано, что причинами кратерообразования на поверхности металлических материалов являются сегрегации атомов или частицы вторых фаз. Образование микрократеров приводит к повышению шероховатости поверхности, созданию в поверхностном слое локальных неоднородностей микроструктуры, что оказывает отрицательное влияние на свойства материалов, зависящие от состояния поверхности (коррозионные свойства, смачиваемость, прочность). Анализ опубликованных результатов исследований показал, что закономерности и природа кратерообразования не до конца понятны.

Сплавы TiNi с поверхностными слоями, модифицированными электронно-пучковым воздействием с плотностями энергии 3÷15 Дж/см² и малом числе импульсов, демонстрируют одновременно высокую твердость и достаточную пластичность, затрудняется распространение трещин в объем образца, повышается их коррозионная стойкость, тогда как функциональные свойства (сверхэластичность и эффект памяти формы) остаются на высоком уровне. Процессы кратерообразования на поверхности сплавов TiNi до сих пор малоизучены, а специфика их

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

эндохирургического приложения требует поиска решений, связанных с подавлением кратерообразования на их поверхности.

В докладе представлены результаты исследований влияния структурного состояния основной фазы (наномасштабный уровень), текстуры (субмикромасштабный уровень) и характера распределения вторых фаз (микромасштабный уровень) в образцах TiNi с двумя различными типами многоуровневой иерархически-организованной структуры прокатки, на закономерности кратерообразования при изменении плотности энергии (E_s) и/или числа импульсов (N) при электронно-пучковых воздействиях на поверхность никелида титана.

Перед облучением проводили очистку поверхности образцов: (1) химическим травлением, (2) электролитической полировкой, (3) в ультразвуковой ванне с раствором поверхностно-активного вещества, а затем – в дистиллированной воде. Облучение НСЭП поверхности образцов TiNi проводили на электронно-пучковой машине РИТМ-СП (ИСЭ СО РАН, ООО «Микросплав», Россия) в 2-х режимах: (1) при постоянной плотности энергии ($E_s = 3,9$ Дж/см²) и изменении числа импульсов ($N = 2, 4, 8, 16, 32, 64, 128$) и (2) при различных плотностях энергии (от 1,7 до 7 Дж/см²) и постоянном числе импульсов $N = 2$.

Исследования проводили на оборудовании центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Элементный состав частиц и основных фаз определяли с помощью волнодисперсионного спектрометра Oxford Instruments Wave 500 на растровом электронном микроскопе EVO 50 (Цейсс, Германия), металлографический анализ поверхности – на оптическом микроскопе Axiovert 200MAT (Цейсс, Германия), лазерную профилометрию – на профилометре-интерферометре New View (Zygo, США).

Установлено, что количество кратеров, их размеры и характер распределения по поверхности образца TiNi коррелируют с фазовым составом, характером распределения частиц (Ti₂Ni, TiNi₃) и типом текстуры прокатки исходных образцов. В обоих типах образцов, наибольшая плотность кратеров (18÷26 % площади образца) наблюдается при минимальном числе импульсов ($N = 2$) и быстро падает до (2÷4%) при $N = 8$. При дальнейшем увеличении числа импульсов плотность кратеров не увеличивается, а поверхность выглаживается, что видно в оптическом микроскопе и на 2D-, 3D-изображениях, полученных методом лазерной профилометрии.

Показано, что закономерности кратерообразования на поверхности в результате НСЭП определяются особенностями структуры прокатанных образцов TiNi на мезомасштабном уровне – текстурой прокатки и характером распределения частиц вторых фаз.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда (проект №15-13-00023).

**ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОСТИ ИМПУЛЬСА И ИХ ЧИСЛА
ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ
НА ФОРМИРОВАНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКИ-ОРГАНИЗОВАННОЙ
ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ TiNi**

Нейман А.А.¹, Семин В.О.^{1,2}, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Лотков А.И.¹

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
nasa@ispms.tsc.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии экспериментально изучены закономерности формирования градиентных структурных состояний, сформированных в приповерхностных слоях сплава на основе никелида титана в результате воздействий низкоэнергетическими высокоточными электронными пучками с различными количествами импульсов в режимах плавления поверхностного слоя.

Исследован сплав высокой чистоты $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$. Сплав находится в трехфазном состоянии: доля фазы В2 составляет ~85 объемных %, мартенситной фазы В19' ~10 об. % и ~5 об. % фазы Ti_2Ni . Подготовленную шлифованием до зеркального блеска и электролитическим полированием поверхность подвергали электронно-пучковому воздействию на установке «SOLO» (ИСЭ СО РАН, Томск) с высокоточным низкоэнергетическим электронным пучком. Плотность энергии в пучке $E=10$ Дж/см², количество импульсов $n=1, 10, 25$, длительность каждого импульса $\tau=20$ мкс, частота следования $\nu=0.3$ Гц, давление рабочего газа (аргон) в камере при облучении $P_{Ar}=3.5 \cdot 10^{-2}$ Па. Исследования проводили на поперечном сечении образцов до и после электронно-пучковых воздействий на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (JEOL, Япония) (ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН).

Методом рентгеноструктурного анализа установлено закономерное изменение объемной доли мартенситной фазы В19' по мере увеличения количества импульсов воздействия, при режиме с максимальным количеством импульсов обнаруживается мартенситная R-фаза.

В результате электронно-пучкового воздействия в поверхностных слоях образцов сформируются несколько слоев с различной морфологией. Независимо от режима воздействия в верхнем слое обнаруживаются наноразмерные частицы новообразованных фаз TiO_2 и Ti_3Ni_4 , расположенных по границам столбчатой структуры. Размер элементов этой структуры увеличивается в глубину. Нижележащий слой характеризуется ячеистой дислокационной структурой, ниже этого слоя материал соответствует исходной структуре сплава.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, проект №23.2.1. Часть работ выполнена в рамках проекта РФФИ 14-08-31602 мол_a.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ОДНОСЛОЙНЫХ И ГРАДИЕНТНО-СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-AL-SI-CR-MO-S-N

Овчинников С.В., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П.

*Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
ovm@spti.tsu.ru, korotaev@phys.tsu.ru, pinzhin@phys.tsu.ru*

Для синтеза износостойких покрытий актуальной задачей является снижение силы трения в контакте при сохранении высокой несущей способности, вязкости разрушения и долговечности покрытия в широком температурно-силовом диапазоне воздействия. Решение отмеченной задачи возможно за счёт формирования нанокompозитной структуры при градиенте элементного, фазового состава и структуры, обеспечивающих совместность деформации покрытия и подложки, высокую вязкость разрушения поверхностных слоёв и эффективное торможение трещин в объёме покрытия.

С нашей точки зрения, перспективной системой элементов для соответствия данным требованиям является система Ti-Al-Si-Cr-Mo-S-N ввиду, во-первых, возможности контроля прочности покрытия за счёт регулирования степени дисперсности структуры и твердорастворного упрочнения; во-вторых, за счёт снижения нагрузки в контакте и релаксации напряжений (росте вязкости разрушения) при выделении частиц мягкой фазы дисульфида молибдена. Реализация отмеченных возможностей определяется условиями осаждения. В этой связи в работе исследованы структура и свойства покрытий отмеченной системы, полученных в различных условиях синтеза. Покрытия осаждали несбалансированным магнетронным распылением мишеней титана (сплав ВТ 1-0) и сплава Al-Si-Cr-Mo-S различного состава при изменении потенциала смещения на подложке или мощности распыления.

Установлено, что используемые условия синтеза определяют формирование покрытий с различной структурой: однородных однослойных со столбчатыми зёрнами размерами несколько десятков нм или нанокристаллических с размерами кристаллов 5-7 нм; градиентно-слоистых покрытий, сочетающих оба типа отмеченных выше структурных состояния. Показано, что рост потенциала смещения на подложке приводит к преимущественному распылению атомов Mo и S с поверхности покрытия. При синтезе однослойных столбчатых покрытий обнаружено на стадии зарождения покрытия изменение механизмов его роста, выраженное в формировании зоны перехода от нанокристаллического (вблизи подслоя) состояния с равноосными зёрнами к наностолбчатой структуре.

Электронно-микроскопическими исследованиями упруго-напряжённого состояния в отдельных нанокристаллах однослойного покрытия показано наличие в них высокого (сотни град. на мкм) изгиба-

кручения кристаллической решётки и локальных остаточных напряжений величиной до $E/50$ (E – модуль Юнга). Сопоставлением данных о размерах нанокристаллов в покрытиях различных систем элементов установлено, что введение в состав Mo и S при снижении потенциала смещения эффективно уменьшает эти размеры в 2-3 раза. Для покрытий с комбинированной структурой выявлено, что повышение концентрации нерастворимых легирующих элементов приводит к изменению структуры от грубодисперсной наностолбчатой (диаметр зёрен до 50 нм) через высокодисперсную столбчатую (диаметр до 15-20 нм) к нанокристаллическому состоянию с равноосными зёрнами до 10 нм. Обнаружено, что неоднородность скорости роста отдельных участков покрытия в столбчатой структуре инвертируется в нанокристаллическом состоянии.

Установлено, что изменение в зависимости от типа покрытия твёрдости, когезивной, адгезионной прочности и износостойкости различно – наиболее твёрдые однослойные покрытия со столбчатой структурой, тогда как однослойные нанокристаллические – наиболее мягкие; нагрузки, соответствующие когезивному разрушению, адгезионному отслоению и износостойкость максимальны для однослойного нанокристаллического покрытия. Показано, что покрытие с комбинированной структурой при промежуточных значениях твёрдости и критических нагрузок характеризуется максимальным значением способности нести нагрузку в скрэтч тесте – сохраняется на поверхности подложки до максимально нагрузки 120 Н. На основе приведённых данных обсуждаются возможные соотношения элементного состава, параметров кристаллической решетки, дефектной структуры и свойств материала покрытий.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы и программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета.

НЕРАЗРУШАЮЩИЕ МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ ДИНАМИКИ ДЕГРАДАЦИИ В ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЕ БИОКОМПОЗИЦИЙ С ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Масталыгина Е.Е., Колесникова Н.Н., Попов А.А., Ольхов А.А.
Российский экономический университет имени Г.В. Плеханова, Москва, Россия
elena.mastalygina@gmail.com

Одним из перспективных направлений решения проблемы полимерных отходов является производство композиционных материалов на основе полиолефинов и различных добавок, способных к биodeградации в условиях окружающей среды. Введение в полиолефины

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

добавок, инициирующих биоразложение, позволяет создавать материалы с новыми характеристиками, минуя дорогостоящую стадию синтеза.

Целями настоящей работы являлись разработка и исследование биоразлагаемости композиций на основе смесей полиолефинов – изотактического полипропилена иПП (ТМ 01030 Каплен, ОАО «Газпромнефть-Московский НПЗ»; $M_w = 2.1 \times 10^5$, $M_n = 4.6 \times 10^4$, $M_w/M_n = 4.6$) или полиэтилена низкой плотности ПЭНП (ТМ 15803-020, ОАО «Нефтехимсэвилен»; $M_w = 1.0 \times 10^5$, $M_n = 1.5 \times 10^4$, $M_w/M_n = 6.7$), и порошковой целлюлозы (30 мас%). Соотношение полипропилена и полиэтилена в полимерной матрице варьировалось в широких пределах, что позволило получать материалы, различающиеся по своей иерархической структуре. Приготовление композиций осуществляли в смесителе типа Брабендер при 190°C с последующим прессованием на гидравлическом прессе. Толщина пленок составляла 130 ± 10 мкм.

Предварительно были исследованы структура и свойства полученных материалов методами дифференциальной сканирующей калориметрии и спектроскопии электронного парамагнитного резонанса, определена плотность материалов.

Оценку биодеструкции пленочных образцов проводили с использованием чистых культур плесневых грибов (*Aspergillus niger*, *Penicillium chrysogenum*, *Trichoderma viride*, *Raecilomyces variotii*), как основных биодеструкторов полимерных материалов (ГОСТ 9.049-91, ISO 846:1997). Инкубация образцов производилась в условиях относительной влажности более 90% и температуре $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ в течение 28 суток. Также был проведен почвенный тест образцов на восстановленном грунте, приготовленном согласно ГОСТ 9.060-75. Пленочные образцы выдерживали в грунте при $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$ в течение 1 года с периодическим контролем.

Динамику деградации материалов под действием чистых культур плесневых грибов, а также микробиоты почвы оценивали с применением методов неразрушающего контроля. С помощью оптической микроскопии определялась степень развития мицелия на поверхности пленок и механическое разрушение материалов. Изменение химического состава в процессе деградации образцов диагностировалось с применением инфракрасной спектроскопии. Также контролировалось снижение массы композиционных материалов при их инкубации в почвенном грунте.

В результате исследования биоразлагаемости композиций было показано влияние состава и структуры полимерной матрицы на способность материалов к биоразложению. Так, при воздействии на материалы всех культур плесневых грибов, за исключением *Trichoderma viride*, наибольшей способностью к биобрастанию характеризовались материалы с большим содержанием ПЭНП. Подобная закономерность наблюдалась также при инкубации материалов в почвенном грунте. Наиболее развитым мицелием

микробицетов характеризовались образцы с содержанием иПП 20-30 мас% от массы полимерной матрицы. Самая малая степень биобрастания наблюдалась у образца с содержанием иПП 90-100 мас% от массы полимерной матрицы. Также были обнаружены места поражения целлюлозных волокон, закапсулированных в полимерной матрице.

Установлено влияние иерархической структуры смесей иПП/ПЭНП на способность к биоразложению композиций. Полученные результаты по определению биоразлагаемости материалов согласуются с закономерностями изменения свойств при варьировании состава полимерной матрицы иПП/ПЭНП. Образцы с малым содержанием иПП, характеризующиеся меньшей степенью кристалличности, более высокой способностью к водопоглощению, а также большей подвижностью макроцепей в аморфной области, наиболее подвержены биологическому разрушению в условиях окружающей среды.

VACUUM ARC DEPOSITION OF BIOINERT COATING AND PROPERTIES OF THE SAME

Orlova D.V.¹, Lobach M.I.², Goncharenko I.M.², Danilov V.I.¹, Danilova L.V.¹

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, Russia,*

²*Institute of High Current Electronics, Tomsk, Russia*

dvo@ispms.tsc.ru

Materials used in technology and biomedical applications must comply with stringent requirements; in particular, these should possess high mechanical, chemical and biological compatibility. Operating experience suggests that stainless Cr-Ni steel has high mechanical and satisfactory chemical compatibility. However, its biological compatibility is impaired significantly due to the presence of toxic nickel. Therefore, vacuum arc deposition of bioinert coating widens the scope of applicability of the stainless Cr-Ni steel for implant manufacture. Thus TiN coating provides for biological compatibility as well as significant enhancement in surface hardness and wear resistance of implants manufactured from the stainless Cr-Ni steel. Vacuum arc deposition of TiN coatings is widely used for improving the service properties of metals. In practice, however, we have to deal with the problems of coating adhesion and continuity as well as its chemical and mechanical uniformity. The latter problems are pursued herein.

The test samples were prepared from the stainless Cr-Ni steel which had been subjected to annealing. These had 'dog-bone' shape and gauge dimensions 40×6×1 mm. The deposition of technically pure titanium coating was performed at low pressure of ionized nitrogen, using a two-step process: first the sample surface was cleaned in gas discharge argon plasma for 40 min at a pressure of $5 \cdot 10^{-4}$ Torr and at the temperature of 575 K; then argon was replaced by nitrogen and the pressure was increased to $6 \cdot 10^{-4}$ Torr. The plasma generator and the metal arc evaporator were operating simultaneously and the samples

were rotated in the plasma stream at a rate of 4 rpm. Under ion bombardment the process of TiN film deposition takes up 90 min in the temperature interval 625...675 K. The deposition process over, the plasma sources are de-energized, the nitrogen is shut off, the working chamber is pumped out up to a limiting residual pressure of 10^{-5} Torr and the samples are allowed to cool down for 2 h.

Using the deposition method described above, continuous uniform coating about 2 μm thick was formed on the entire sample gauge. The coating hardness was 22...25 GPa. The coated samples were tested in uniaxial tension. The properties of the original and coated samples were determined. The results obtained are as follows: conventional yield strength of 195 ± 6 MPa and 193 ± 6 MPa; ultimate strength of 593 ± 8 MPa and 578 ± 8 MPa and elongation at rupture of 61 ± 1.5 % and 63 ± 1.55 %, respectively. Within the limits of experimental error, the above values suggest that the mechanical characteristics of coated material are determined by the properties of the substrate. The coating was also found to exhibit significant elasticity. The first symptoms of imminent rupture or flaking of the coating were observed at the total deformation > 8 %. Using the methods of atomic force microscopy and double-exposure speckle photography, the processes involved in the fracture of coating by the deformation were examined in detail.

Thus, the results presented herein suggest that the vacuum arc method holds much promise, in particular, for the deposition of high-quality bioinert coatings on the stainless Cr-Ni steel.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ РЕЗИСТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИУРЕТАНА

Малиновская Т.Д.¹, Мелентьев С.В.², Павлов С.В.²

¹*Сибирский физико-технический институт имени академика В.Д. Кузнецова
Томского государственного университета, Россия,*

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
malino@sibmail.com, sergey.melentev.88@mail.ru, sergey_pavlov1994@mail.ru*

Толсто пленочные полиуретановые покрытия применяются для нанесения на металлические, полимерные и др. основания в качестве износо-, абразиво-, хим- и термостойких покрытий. Нами предложено использовать такие покрытия, наполненные электропроводящими частицами, в качестве резистивных в конструкциях электрических нагревателей. В работе [1] описана технология изготовления композиционного резистивного покрытия (КРП) с использованием в качестве связующих полиуретановых лаков марок VM 700 GLOSS и Kontracid D3010. Так как рабочие температуры таких покрытий в процессе эксплуатации достигают 130 °С, необходимо, чтобы они были термостабильны. В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение влияния углеродных наполнителей и термической обработки

(ТО) на термостабильность полиуретанового связующего. В качестве токопроводящего наполнителя были использованы сажа К-163, графит ГЭ-3 и коллоидно-графитовый препарат С-1.

Для выяснения влияния ТО на процессы структурирования полиуретановых покрытий и КРП (толщиной 300 мкм) были записаны ДСК-ТГ кривые. Из ДСК-кривых образцов лаков GLOSS и Kontracid после процесса отверждения в течение 7 суток при 23 °С на воздухе, а также после ТО при повышенных температурах 100 и 120 °С следует, что в области рабочих температур КРП до 130 °С не наблюдается декомпозиция полиуретановых связующих с выделением газообразных продуктов. Эти процессы начинаются с температуры 170 °С и усиливаются после 200 °С. Наличие широкого экзотермического пика с максимумом при 193 °С на ДСК-кривой для лака GLOSS свидетельствует об образовании новых изоциануратных связей, вероятно, из-за наличия в этом лаке непрореагировавших изоцианатных (NCO) групп, присутствовавших в избытке в рецептуре лака. Об этом свидетельствуют ИК-спектры пропускания образцов лаков GLOSS. Изучение ИК-спектров показало, что полная реакция между OH и NCO группами осуществляется для лака Kontracid при ТО 120 °С в течение 120 мин, о чем свидетельствует исчезновение полосы поглощения NCO-групп на длине волны 2280 см⁻¹. При этом для лака GLOSS даже после ТО при 120 °С в течение 2 ч эта полоса остается, так как NCO-группы в рецептуре лака присутствуют в избытке. Следовательно, КРП, изготовленное на основе лака Kontracid, является более термостабильным.

Введение углеродных наполнителей в лак Kontracid и ТО этих композиций в течение 2 ч при температуре 120 °С не приводит к существенному изменению ДСК-кривых, следовательно, установленный для лака Kontracid режим ТО является оптимальным и для КРП на его основе. При введении наполнителей в лак GLOSS наблюдается увеличение экзотермического пика с максимумом при 193 °С, что связано с участием углеродных наполнителей в процессах образования новых изоциануратных связей из-за наличия непрореагировавших NCO-групп, которые, как отмечалось выше сохраняются после ТО при температуре 120 °С. Следовательно, использование лака GLOSS в КРП требует увеличения времени ТО или температуры, что экономически нецелесообразно.

Проведенные исследования позволили определить условия ТО толстопленочных КРП, при которых осуществляется стабилизация их структуры, а также установить влияние углеродных наполнителей на термостабильность полиуретанового связующего.

Литература:

1. Malinovskaya, T.D. Electrophysical and thermophysical characteristics of a multifunctional composite polyurethane-based material / T.D. Malinovskaya, V.I. Suslyayev, S.V. Melentyev, K.V. Dorozkin // Russian Physics Journal. – 2014. – Vol. 57, № 8. – P. 1094–1098.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ ИОННЫМ ПУЧКОМ ТИТАНА НА ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И МИКРОСТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ $Ti_{1-x}Al_xN$, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Перевалова О.Б., Панин А.В., Калашников М.П., Сергеев В.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
perevalova52@mail.ru

Защитные покрытия системы Ti-Al-N, полученные методом магнетронного распыления, обладают более высокими прочностными, трибомеханическими и антикоррозионными свойствами, чем покрытия системы Ti-N [1]. Повышение прочностных характеристик, в частности, твердости покрытий Ti-Al-N является актуальной проблемой. Обычно эта задача решается варьированием технологических параметров магнетронного распыления мишени. В настоящей работе повышение твердости покрытия Ti-Al-N при оптимальных технологических режимах магнетронного напыления достигается путем предварительной обработки подложки ионным пучком титана. Цель настоящей работы состоит в исследовании влияния длительности предварительной обработки ионным пучком титана подложки на микроструктуру и упругие остаточные напряжения в покрытии $Ti_{1-x}Al_xN$.

Для исследования используются методы рентгеноструктурного анализа и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. В качестве подложки для напыления покрытия использовалась аустенитная сталь 12X18H10T в закаленном состоянии. Сталь имеет аустенитно-ферритную структуру. Обработка пучком ионов титана образцов стали проводилась на установке «Квант» при вакууме с давлением $P=3 \times 10^{-3}$ Па. Материалом катода являлся сплав VT1-0. После обработки ионным пучком в этой же камере производилась закачка смеси газов аргона и азота в камеру с последующим магнетронным распылением мишени, изготовленной из сплава Ti (60 ат.%) – Al (40 ат.%). Магнетронное распыление происходило в реакционной среде смеси газов аргона и азота при общем давлении, равном 0.3 Па, и парциальном давлении азота – 0.05 Па. Перед распылением производился нагрев образца с помощью молибденового нагревателя до температуры 280°C, которая поддерживалась в течение процесса магнетронного распыления. Толщина покрытия составляла 3 мкм.

Обнаружено, что микроструктура магнетронного покрытия является двухслойной: первый слой, прилегающий к подложке, имеет микрокристаллическую структуру изотропных зерен фазы TiN, второй слой - нанокристаллическую структуру столбчатых зерен фазы $Ti_{1-x}Al_xN$ при атомной доле алюминия $x=0.45-0.46$. Как в покрытии, так и в подложке при напылении возникают упругие макронапряжения сжатия.

Величина макронапряжений в покрытии тем больше, чем меньше средний поперечный размер нанокристаллических столбчатых зерен. Предварительная обработка ионным пучком титана поверхности подложки приводит к увеличению сжимающих макронапряжений сжатия в ней, а увеличение длительности обработки – к изменениям в микроструктуре покрытия: уменьшению доли аморфной составляющей, образованию фазы $Ti_{1-x}Al_xN$ с переменным параметром кристаллической решетки, уменьшению среднеквадратичного смещения атомов в фазе $Ti_{1-x}Al_xN$, уменьшению поперечных размеров столбчатых зерен, увеличению макро и микронапряжений в фазе $Ti_{1-x}Al_xN$ вблизи поверхности и к их уменьшению на границе раздела покрытие – подложка. При увеличении длительности ионной обработки подложки до 12 мин. между покрытием и аустенитной сталью образуется прослойка феррита.

Литература:

1. Сергеев В.П., Федорищева М.В., Воронов А.В., Сергеев О.В., Яновский В.П., Псахье С.Г. Трибомеханические свойства и структура нанокompозитных покрытий $Ti_{1-x}Al_xN$. Известия Томского политехнического университета, 2006, т.309, №2, с.149-153.

РОЛЬ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ NiTi В ФОРМИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Полетика Т.М.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Гирсова С.Л.¹,
Мейснер С.Н.^{1,2}, Шулепов И.А.³

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
poletm@ispms.tsc.ru

Уникальные механические свойства сплавов NiTi обеспечивает его 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 путем решения ее является ионно-плазменная обработка поверхности. Многофакторность происходящих при этом явлений не позволяет до конца понять природу процессов, происходящих в структуре поверхностных слоев при ионно-плазменном воздействии. В последнее время в связи с проблемами эксплуатации малоразмерных систем медицинского назначения привлекает внимание фактор кристаллографической анизотропии NiTi. Целью работы: выявить роль кристаллографической ориентации в формировании сложной градиентной структуры поверхностных и приповерхностных слоев материала, с помощью экспериментов на монокристаллах

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

Исследования проводили на моно- и поликристаллах Ti-50,6 ат.% Ni. Использовали образцы монокристаллов с «мягкими» [111] B2 и «жесткими» [001] B2 ориентациями относительно направления ионно-плазменного пучка, совпадающего с нормалью к поверхности образца. Для ионно-плазменного легирования Si и Ta использовали установку «ДИАНА-3» с применением импульсных однокомпонентных пучков ионов с флюенсом $D = 6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Структурные исследования (ПЭМ, РЭМ, ДОЭ) проводили на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Для послойного элементного анализа поверхности образцов использовали методом Оже-электронной спектроскопии в НИТПУ.

Установлено, что после ионно-плазменной обработки в поверхностных слоях моно- и поликристаллов NiTi формируется модифицированный слой, в котором выделены два основных подслоя: оксидный слой и аморфный слой. Исследование наружного оксидного слоя показало, что он является нанокompозитной керамикой, содержащей смесь наноксидов TiO₂ и SiO₂ при облучении ионами Si, либо TaO₂ в случае ионов Ta. Относительное содержание различных оксидов определяется характером распределения легирующего элемента по глубине, который зависит от геометрии ионно-плазменного воздействия.

Для монокристаллов установлена зависимость распределения легирующего элемента, компонентов сплава и примесей по глубине модифицированного слоя от ориентации поверхности образцов относительно ионно-плазменного пучка. В поверхностных слоях образца [111] NiTi наблюдается локализованное и неоднородное распределение элементов, в то время как для образца [001] NiTi характерно равномерное и более глубокое проникновение внедряемых ионов и примесей.

Обнаружено влияние кристаллографической анизотропии на специфические эффекты взаимодействия облучения с поверхностью монокристаллов: 1) ориентационная зависимость коэффициентов распыления и 2) возникновение эффекта каналирования для [001] NiTi. Установлена ориентационная зависимость структуры аморфных ионно-модифицированных слоев. В аморфном слое кристалла [001] NiTi в условиях каналирования наблюдается: увеличение толщины в $1.5 \div 2$ раза по сравнению с кристаллом [111]; сдерживание локализации имплантируемых элементов и примесей за счет их более глубокого проникновения вглубь кристалла; формирование более совершенной аморфной структуры.

Обнаружена ориентационная зависимость эффекта дальнего действия. Так, для «мягкой» ориентации характерна реализация прямых и обратных B2 \leftrightarrow B19', либо B2 \leftrightarrow R превращений. В наиболее трудных для мартенситных и дислокационных превращений кристаллах [001] NiTi возникают коллективные эффекты, проявляющиеся в формировании полос переориентации и реализации ротационной деформации.

Установлена зависимость эффекта дальнего действия для поликристаллического NiTi после ионного легирования Si, позволяющая говорить о зависимости деформационного отклика зерен на нагружение (степень фрагментации зерен) от кристаллографического направления высокоэнергетического ионно-плазменного воздействия.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-13-00023)

**ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ
 α - И ($\alpha+\beta$)- ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С АМОРФНО-
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ АНТИФРИКЦИОННЫМ
ИЗНОСОСТОЙКИМ ПОКРЫТИЕМ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ
В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ**

Потекаев А.И., Табаченко А.Н., Савостиков В.М., Дударев Е.Ф.,
Скосырский А.Б., Бакач Г.П.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
potekaev@spti.tsu.ru*

Для α - и ($\alpha+\beta$) – титановых сплавов характерна высокая удельная прочность при повышенной пластичности, высокая жаростойкость и коррозионная стойкость во многих агрессивных средах. Это обеспечило их широкое применение в авиационной и космической технике, судостроении и химической промышленности. Вместе с тем этот класс сплавов имеет высокий коэффициент трения и низкую износостойкость, что не позволяет использовать их для изготовления кинематических и других триботехнических сопряжений, работающих в условиях сухого трения.

Цель настоящей работы – одновременно повысить прочность и существенно улучшить триботехнические свойства α - и ($\alpha+\beta$) – титановых сплавов. Для достижения этой цели предложен и использован для титана VT1-0 и сплавов Ti-Al-V (марки VT6) и Ti-Al-V-Mo (марки VT14) двухстадийный технологический цикл получения материала. На первой стадии образец подвергается интенсивной пластической деформации при повышенных температурах, в процессе которой формируется субмикрокристаллическая структура, обеспечивающая повышение прочности на 25–30 % при сохранении вязкого механизма разрушения. На второй стадии проводится структурно-фазовая модификация поверхностного слоя, чтобы существенно улучшить триботехнические свойства поверхностного слоя, но при этом не изменить параметры субмикрокристаллической структуры в объеме образца.

Разработан способ формирования градиентного аморфно-нанокристаллического покрытия с использованием ионно-плазменной технологии и многокомпонентной мишени для магнетронно-плазменного распыления. При этом способе объединены в единый цикл процессы

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

ионно–плазменной очистки поверхности, ионно–плазменное легирование поверхностных слоев и магнетронно–плазменное напыление покрытия с использованием многокомпонентной мишени. Применение данного способа и распыляемой мишени Ti–C–Mo–S позволило синтезировать градиентную аморфно–нанокристаллическую структуру, содержащую в поверхностном слое карбид TiC, силицид MoS₂ и рентгеноаморфную фазу, размер этих фаз менее 100 нм. Определен химический и фазовый состав поверхностного слоя, обеспечивающий в 10 раз понижение коэффициента трения при одновременном многократном повышении износостойкости и улучшение приработки фрикционных пар.

Результаты выполненных исследований являются важными для разработки фрикционных пар из высокопрочных субмикроструктурных титановых сплавов, эксплуатируемых в условиях сухого трения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки (задание №2014/223, код проекта: 727).

TRANSPORT PROPERTIES OF AB STACKED (BERNAL) BILAYER GRAPHENE ON AND WITHOUT SUBSTRATE WITHIN 2- AND 4-BAND APPROXIMATIONS

Gusynin V.P.¹, Reshetnyak A.A.², Sharapov S.G.¹

¹*Bogolyubov Institute for Theoretical Physics, Kiev, Ukraine,*

²*Institute of Strength Physics and Material Sciences SB RAS, Tomsk, Russia*
vgusynin@bitp.kiev.ua, sharapov@bitp.kiev.ua, reshet@ispms.tsc.ru

Graphene bilayer since its discovery [1] presents a unique representative of two-dimensional system in the condensed matter physics possessing outstanding mechanical and transport properties. The problem of constructing a quantum field theoretical model describing an energy spectrum and optical- and magneto-optical conductivities of graphene bilayer in external electromagnetic fields for non-zero temperature and densities of charged carriers is not yet completely solved.

We present the results of a theoretical study of an influence of different kinds of the ground state energy gaps at the Dirac K and K' points in the quasiparticle spectrum on longitudinal and transverse (Hall) optical conductivities of graphene bilayer on the base of quantum field theory tools in (2+1)-dimensional space-time. The exact analytical expressions for optical conductivities in electric (determining the gap of the order 5-20 meV) and magnetic fields (3-10 Tesla) are derived with the use of low-energy 2- and 4-band microscopic Hamiltonians suggested firstly in Ref.2. A U(1) -gauge-invariant Dirac-type Hamiltonian is linear with respect to covariant derivatives which include magnetic field potential perpendicular to bilayer sheets. To obtain the conductivities an exact Green's function for the Schrödinger equation is derived as a matrix sum with respect to the Landau levels. The tensor current-

current correlation function is explicitly constructed on the base of this Green's function. The resulting conductivities are derived using the Kubo formula and take into account the dependence on temperature and chemical potential. They, first, in an analytical form provide the basic optical transitions between the Landau levels with the selection rule, $\Delta n=1$, while neglecting trigonal warping of the carriers spectrum. Second, they generalize calculations of the conductivities for graphene bilayer obtained recently in [3]. Third, they permit one to extend the results of the conductivities calculations within two-band approximation [4] on more high value of energy. The limiting cases for the direct current conductivities are analyzed and the relations among the Hall conductivities and Faraday and Kerr angles, when the radiation transmits through the bilayer samples on substrates in the electric and magnetic fields, are derived in the form being consistent with experimental data.

The results are very useful for nano and microoptoelectronic devices on a base of graphene and permit to extend the results to n-layer graphene with impurities and structural inhomogenities and obtain analogous results for such perspective two-dimensional material as silicene.

References:

1. K.S. Novoselov, E. McCann, S.V. Morozov, V.I. Falko, K.I. Katsnelson, U. Zeitler, D. Jiang, F. Schedin, and A.K. Geim, Nat.Phys. 2, 177 (2006);
2. E. McCann and V.I. Fal'ko, Phys. Rev. Lett., 96, 086805, (2006) E. McCann, D.S.L. Abergel, and V.I. Fal'ko, Solid State Commun. 143, 110 (2007);
3. L.A. Falkovsky, Magneto-optics of monolayer and bilayer graphene, arXiv:1303.5214;
4. (E V. Gorbar, V.P. Gusynin, A.B. Kuzmenko, and S.G. Sharapov, Phys. Rev. B 86, 075414 (2012).

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ПРОЗРАЧНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ AL-SI-N НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТЕКЛА

Рыбалко Е.В.¹, Сергеев В.П.^{1,2}, Калашников М.П.^{1,2},
Христенко Ю.Ф.³, Божко И.А.^{1,2}, Воронов А.В.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики
Томского государственного университета, Россия

evgeniaribka@yandex.com, vsereg@mail.tomsknet.ru, kmp1980@mail.ru,
hrs@niipmm.tsu.ru, bozhko_irina@mail.ru, avor@sibmail.com

В открытом космосе столкновения космических аппаратов (КА) с метеорными телами и продуктами антропогенного загрязнения космоса вызывают повреждения и разрушения КА. Потоки метеорных тел движутся в основном по замкнутым эллиптическим орбитам вокруг Солнца, при этом их средняя скорость в окрестности Земли составляет

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

около 42 км/с. Удар высокоскоростной микрочастицы вызывает механические и плазменные процессы, при которых на поверхности образуется кратер, распространяется ударная волна, нарушающая связи в слоистой структуре оптических элементов. Одним из эффективных способов решения этой проблемы является нанесение износостойких сверхтвердых покрытий с высоким коэффициентом упругого восстановления и низким термическим коэффициентом линейного расширения, прозрачных в видимой области спектра.

Исследование влияния толщины покрытий на основе Al-Si-N на механические свойства поверхностного слоя кварцевого стекла, а также стойкости исследуемых образцов к ударному воздействию высокоскоростных микрочастиц является целью данной работы. В качестве образцов для исследования использовали кварцевые стекла марки КВ с покрытием на основе Al-Si-N с толщиной от 0,6 до 8,4 мкм. Осаждение покрытий проводили на вакуумной установке типа «КВАНТ» [1]. Для кварцевого стекла с покрытием на основе Al-Si-N была измерена микротвердость посредством нанотвердомера NanoHardnessTester при нагрузке на индентор 20мН и рассчитаны значения приведенного модуля упругости и коэффициента упругого восстановления. Установлено, что микротвердость исследуемых покрытий существенно увеличивается по сравнению с микротвердостью исходного кварцевого стекла в $\sim 2,5$ раза. Однако, микротвердость образцов с покрытием различной толщины практически не меняется, оставаясь в пределах 25ГПа. Также установлено, что в отличие от микротвердости приведенный модуль упругости возрастает пропорционально толщине покрытия.

За критерий стойкости образцов к ударному воздействию высокоскоростных микрочастиц была принята поверхностная плотность образующихся кратеров. Для ее определения экспериментальные образцы подвергли бомбардировке высокоскоростными микрочастицами на легкогазовой пушке МПХ23/8 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.

В результате проведенных исследований показано, что нанесение на кварцевое стекло твердых прозрачных покрытий на основе Al-Si-N приводит: к уменьшению поверхностной плотности (ρ) образующихся

кратеров по мере увеличения толщины покрытий; к увеличению приведенного модуля упругости с увеличением толщины покрытий; к увеличению микротвердости относительно исходного стекла.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТОНКИХ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК НА МЕХАНИЗМ ДЕГРАДАЦИИ БАЗАЛЬТОВОГО ВОЛОКНА В РАЗНЫХ ЩЕЛОЧНЫХ СРЕДАХ

Рыбин В.А., Бакланова Н.И.

*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия
vyacheslav-rybin@yandex.ru*

Базальтовое волокно является перспективным армирующим компонентом для изготовления композиционных строительных материалов, например, фибробетона. По некоторым своим характеристикам, таким как модуль упругости, прочность на разрыв, оно превосходит некоторые виды стекловолокна. Для его производства используются широко распространенные в земной коре базальтовые породы. Для успешной разработки фибробетона необходимо решить проблему деградации базальтового волокна в щелочной среде бетонной матрицы.

Целью работы является исследование механизма деградации базальтового волокна в разных щелочных средах и влияние на этот процесс нанесенных на поверхность волокна наноразмерных защитных покрытий, состоящих из диоксидов циркония и титана.

Для нанесения покрытий использовались водно-спиртовые и водные золи гидратированных оксидов циркония и титана, в качестве прекурсоров использовались $ZrOCl_2 \cdot 8H_2O$ и $TiCl_4$. Концентрации золь были 0.1-1.0 М и 0.2-0.8 М, соответственно. После кратковременного погружения волокна в золь, проводилась сушка и термообработка для удаления растворителя и формирования кристаллических покрытий диоксида циркония и диоксида титана. Было установлено, что покрытия гладкие, их толщина составляет 300-400 нм и 400-1000 нм для ZrO_2 и TiO_2 , соответственно. На некоторых волокнах заметно наличие длинных, протяженных структур – следов золь, задержавшихся между близко расположенными волокнами.

Щелочное травление волокон с покрытиями и без них проводилось в 2М NaOH растворе и насыщенном растворе $Ca(OH)_2$. Исследована морфология, фазовый и элементный состав, механические свойства волокна с нанесенными покрытиями до и после щелочного травления. Показано, что при травлении в растворе NaOH уже в первую неделю образуются сферы из карбоната кальция и формируется слой сросшихся шестиугольных пластинчатых кристаллов гидроксида железа (II). При травлении в насыщенном растворе $Ca(OH)_2$ растут друзы кристаллов кальцита, формирование слоя из шестиугольных пластинчатых кристаллов

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

идет значительно медленнее, становясь заметным только после двухмесячного травления. Наличие на поверхности базальтового волокна тонкой пленки из ZrO_2 или TiO_2 снижает наблюдаемые признаки деградации после краткосрочного травления, при этом покрытие из ZrO_2 выполняет защитную функцию в течение более длительного времени. Показано, что нанесение защитных покрытий снижает механическую прочность волокна на растяжение.

На основе полученных данных предложена схема механизма травления. Основное различие между травлением базальтового волокна в растворах $NaOH$ и $Ca(OH)_2$ заключается в скорости образования коррозионного слоя, а также в форме агрегатов карбоната кальция. Установлено, что наличие на поверхности волокна плотного защитного покрытия из диоксидов циркония или титана замедляет процесс травления.

Работа была поддержана муниципальным грантом мэрии г. Новосибирска № 50-13, грантом Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ РФ № НШ-2938.2014.3 и грантом У.М.Н.И.К. № 3730ГУ1/2014 «Разработка защитных покрытий для повышения долговечности базальтового волокна, предназначенного для армирования бетона» 2014-2015 гг.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОЕВ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ ТИТАН-ТАНТАЛ-ЦИРКОНИЕВЫХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ

Самойленко В.В., Поляков И.А., Руктуев А.А., Ленивцева О.Г.

Новосибирский государственный технический университет, Россия

samoilenko.vitaliy@mail.ru

В настоящее время в промышленности постоянно возрастает роль титановых сплавов как конструкционных материалов. Это связано с их высокими физико-химическими и механическими свойствами, в особенности, с высокой коррозионной стойкостью, удельной прочностью и пластичностью, которые в совокупности определяют широкое применение сплавов титана в авиастроении, ядерном и химическом машиностроении. Однако большинство титановых сплавов подвержены значительному коррозионному разрушению в кипящих растворах разбавленных и концентрированных кислот. Для увеличения коррозионной стойкости титана к воздействию особо агрессивных сред его легируют такими элементами, как тантал и цирконий. При этом для обеспечения высокого уровня коррозионной стойкости сплава достаточно защитить от коррозионного воздействия только поверхность, которая находится в непосредственном контакте с агрессивной средой.

В данной работе в качестве технологии создания тантал-цирконий содержащих покрытий использовалась вневакуумная электронно-лучевая наплавка. Наплавка покрытий осуществлялась на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 в Институте ядерной физике им. Г.И. Будкера СО РАН. Материалом основы служили пластины технически чистого титана VT1-0 размером 100x50x12 мм. Перед электронно-лучевой обработкой на поверхность титановой заготовки наносилась смесь порошков легирующих компонентов и флюса в количестве 22,5 г. В качестве флюса использовалась порошковая смесь фторидов кальция и лития в соотношении 3:1 по массе. Легирующая порошковая насыпка состояла из порошков тантала и циркония, а также порошка титана, который выступал в качестве смачивающего компонента. Содержание тантала в насыпке было равно 17 % (вес.). Количество порошка циркония варьировалось в диапазоне от 9 % до 38 % (вес.). При этом концентрация титана в насыпке изменялась от 35 % (вес.) (при минимальной концентрации циркония) до 10 % (вес.) (что соответствовало содержанию циркония 38 % (вес.)). Далее заготовка с нанесенным порошковым слоем устанавливалась на подвижный стол и поступательно перемещалась относительно выпускного отверстия ускорителя со скоростью 10 мм/с. Ток пучка электронов составлял 24 мА. Поверхность заготовки сканировалась электронным лучом с размахом 50 мм. В результате электронно-лучевой обработки на поверхности титановой заготовки было сформировано покрытие толщиной до 2 мм.

Методом оптической металлографии было выявлено градиентное строение металлического композита «титан-покрытие Ti-Ta-Zr». В образце можно выделить три характерные зоны: зона наплавленного слоя, зона термического влияния и основного металла. В наплавленных слоях наблюдается значительная дендритная ликвация. При больших увеличениях в наплавленном слое выявляется структура пластинчатого (игольчатого) типа. Следует также отметить, что с увеличением концентрации циркония уменьшается размер структурных составляющих.

Для оценки уровня механических характеристик проводились дюрометрические испытания. Было установлено, что увеличение весовой доли порошка циркония в исходной насыпке приводит к увеличению значения микротвердости с 380 до 520 HV в наплавленном слое. Микротвердость титановой основы находится на уровне 130 HV.

Таким образом, технология вневакуумной электронно-лучевой наплавки позволяет сформировать высококачественные покрытия толщиной до 2 мм. Наплавленные слои имеют дендритное строение. При больших увеличениях зафиксирована структура пластинчатого (игольчатого) типа. Уровень микротвердости наплавленных слоев растет с увеличением концентрации циркония в исходной насыпке.

Работа выполнена на уникальной установке "Экспериментальный стенд на базе промышленного ускорителя электронов ЭЛВ-6 по обработке материалов концентрированным электронным пучком, выпущенным в атмосферу" при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России. Уникальный идентификатор прикладных научных исследований (проекта) RFMEFI60414X0135.

**КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ОРИЕНТАЦИЙ
МЕЗОПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОГО СДВИГА
В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ИМПЛАНТИРОВАННОГО
МОНОКРИСТАЛЛА [001]_{B2} NiTi**

Твердохлебова А.В.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Полетика Т.М.¹,
Гирсова С.Л.¹, Мейснер С.Н.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
a@vtverd.ru

Ранее [1], методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) было показано, что после обработки поверхности монокристаллов TiNi пучками ионов кремния наблюдается изменение и фрагментация структуры приповерхностного слоя исследуемого материала.

Целью данной работы является выявление механизмов фрагментации структуры поверхностного слоя путем кристаллографического анализа угловой разориентации участков субструктуры поверхностных слоев <001> монокристаллов никелида титана после воздействия на них ионами кремния.

Кристаллографическую ориентацию монокристаллов определяли рентгеновской съемкой с вращением и поворотом образца [2]. Фольги для ПЭМ исследования в поперечном сечении образца готовили на установке ионного травления EM 09100IS («JEOL», Япония, ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН). ПЭМ исследование в поперечном сечении позволяет снимать картины микродифракции электронов и проводить анализ структуры на различном удалении от облученной поверхности (Рис. 1).

Кристаллографический анализ проводили методом расчета матрицы поворота конкретного участка относительно внешней системы координат XYZ, у которой ось X совпадает с осью зоны картины микродифракции, ось Z совпадает с направлением пучка ионов, а ось Y – параллельна плоскости поверхности образца. Информацию о трехмерной кристаллографической ориентации структуры относительно системы координат XYZ получали методом расшифровки дифракционных картин. Расшифровку дифракционных картин проводили в программе TEMDiffraction [3]. Зная матрицу поворота структурного элемента можно воссоздать его положение в трехмерном евклидовом пространстве относительно XYZ и относительно кристаллографической ориентации других участков образца, а также рассчитать угол и ось поворота, приводящие к наблюдаемым разориентировкам участков структуры друг относительно друга.

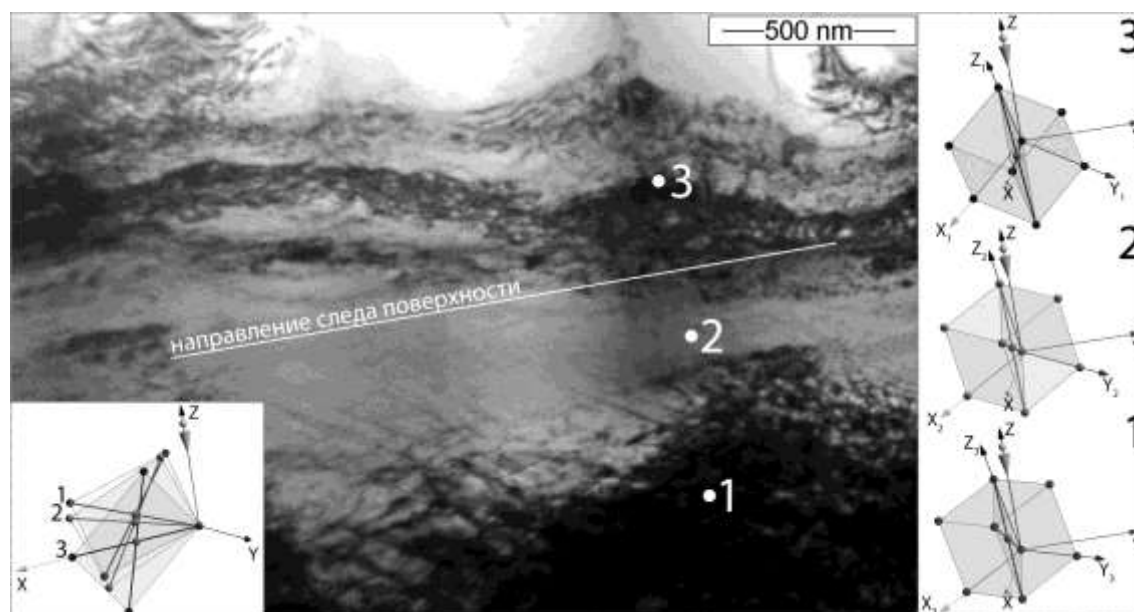


Рисунок 1. ПЭМ изображение монокристалла TiNi после ионно-пучкового воздействия и положение элементарных ячеек структуры B2 относительно внешней системы координат.

Обнаружено, что на субмикромасштабном уровне исходная структура претерпевает градиентное ротационное искривление. При этом четкие границы между развернутыми участками структуры отсутствуют. Развороты структуры происходят в плоскости $(\bar{1}10)$. На рис. 1 рассматриваемые участки пронумерованы так, что участок 1 наименее, а участок 3 наиболее близок к поверхности образца. Расчет взаимных кристаллографических ориентаций рассматриваемых участков показал, что участок 2 развернут относительно участка 1 на 6.2° вокруг направления $[0.9\bar{1} \ 1 \ 0.01] \sim [\bar{1}10]$, участок 3 – относительно участка 2 на 15.9° вокруг $[\bar{1} \ 0.80 \ 0.06] \sim [\bar{1}10]$, участок 3 – относительно участка 1 на 22.05° вокруг $[\bar{1} \ 0.87 \ 0.03] \sim [\bar{1}10]$.

Предполагается, что в тех случаях, когда релаксация упругих напряжений, индуцированных ионно-пучковым воздействием в поверхностном слое TiNi оказывается невозможной на атомном масштабном уровне, с помощью мартенситных превращений (как в данном случае – из-за ориентации монокристалла TiNi к направлению воздействия ионным пучком), деформационные процессы протекают на более высоком – субмикромасштабном уровне – с использованием моды деформации, получившей название [4] кривизна кристаллической структуры и заключающейся в последовательных разворотах смежных слоев субмикронных толщин друг относительно друга.

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

Литература:

1. L.L. Meisner, T.M. Poletika, S.N. Meisner, A.V. Tverdochlebova, S.L. Girsova and I.A. Shulepov, Structure of the near-surface layer of NiTi on the meso- and microscale levels after ion-beam surface treatment // AIP Conference Proceedings. – 2014. – Т. 1623. – С. 415-418.

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

2. Твердохлебова А.В., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Миронов Ю.П. Исследование фрагментации микроструктуры после ионно-пучковых воздействий на поверхности монокристаллов никелида титана // Международная конференция Иерархически организованные системы живой и неживой природы, 9–13 сентября 2013 г. – Россия, Томск, 2013. –С.325.

3. Твердохлебова А.В., Мейснер Л.Л. Расшифровка картин микродифракции электронов - TEMDiffraction [Электронный ресурс]. URL: <http://avtverd.tpu.ru/files/TEMDiffraction.html>.

4. Панин В.Е., Панин А.В., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф. Фундаментальная роль кривизны кристаллической структуры в пластичности и прочности твердых тел // Физ. мезомех. - 2014. - Т. 17. - № 6. - С. 7-18.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЯХ НА ОСНОВЕ Zr-Y-O

Федорищева М.В., Калашников М.П., Нейфельд В.В., Сергеев В.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
fmw@ispms.tsc.ru*

Циркониевая керамика занимает ведущее место среди огнеупорных конструкционных материалов, поскольку сохраняет высокие механические свойства до температур, составляющих $0,8-0,9T_{пл}$, равной 3173 К. Именно поэтому покрытия на основе диоксида циркония ZrO_2 используются главным образом, как теплозащитные покрытия в горячих секциях турбин и в других машинных узлах.

Особое внимание исследователей обращено на обратимые мартенситные превращения в металлических сплавах (так называемые трансформационные превращения) в связи с открывшейся перспективой их практического использования во многих областях науки, техники, медицины и промышленности. Подавляющее количество таких керамических материалов разработано на основе диоксида циркония, частично стабилизированного в тетрагональной фазе [2-6]. Тетрагональная фаза способна испытывать мартенситный фазовый переход в моноклинную фазу. Фазовый переход сопровождается развитием сдвиговых и объемных деформаций, обеспечивающих релаксацию напряжений и смыкание поверхностей трещин.

Целью работы было проследить фазовые превращения, происходящие в покрытии, нанесенном на титановую подложку в системе Zr-Y-O «in-situ» при разных температурах.

Покрытие на основе Zr-Y-O осаждали методом импульсного магнетронного распыления циркониево-иттриевой мозаичной мишени на вакуумной установке УВН-05МД «КВАНТ». Структурно-фазовое состояние исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 в $Co-K_{\alpha}$ излучении, методами высокотемпературного рентгеновского анализа на рентгеновском

дифрактометре XRD-7000S (Shimadzu, Япония) с высокотемпературной приставкой для исследований РФА. Нагрев образца в высокотемпературной камере проводили до нужной температуры в течение 25 минут. До комнатной температуры образец охлаждался вместе с камерой самопроизвольно. Для контроля температуры использовали вольфрам-рениевую термопару.

Количественный фазовый анализ покрытия на основе Zr-Y-O проводили по рефлексам тетрагональной фазы ZrO_2 (101) и моноклинной фазы (110) ($\bar{1}11$).

Установлено, что в покрытии на основе Zr-Y-O в исходном состоянии присутствует только фаза ZrO_2 в тетрагональной модификации. При рентгеновской съемке «in-situ» в высокотемпературной камере дифрактометра при температуре 1000°C выявлено, что появляется фаза ZrO_2 в моноклинной модификации. После остывания образца с камерой ее количество существенно уменьшается. Эта тенденция сохраняется для всех температур исследования, проведенных методом рентгеновской высокотемпературной рентгенографии.

Проведенные эксперименты методом высокотемпературной рентгенографии позволяют нам говорить об обратимых мартенситных фазовых переходах, которые обеспечивают релаксацию напряжений и смыкание поверхностей трещин.

ВЛИЯНИЕ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА ПЛЕНКА/ПОДЛОЖКА НА РАЗРУШЕНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ СТРУКТУР ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Шугуров А.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

shugurov@ispms.tsc.ru

Граница раздела пленка/подложка играет определяющую роль в процессах деформации и разрушения тонких пленок и покрытий при различных внешних воздействиях. Важнейшей характеристикой границы раздела является ее кривизна, которая оказывает существенный эффект на развитие и распределение напряжений в пленках, зарождение и распространение в них трещин, а также адгезионную прочность пленок и характер их отслоения от подложки. В данной работе на примере металлических пленок (Ti, Cu) и керамических покрытий (Si-Al-N) изучено влияние кривизны границы раздела на механизмы разрушения тонких пленок при одноосном растяжении и испытаниях на знакопеременный изгиб.

Показано, что характер разрушения пленок и покрытий определяется величиной развивающихся в них напряжений и соотношением между прочностью пленки и прочностью границы раздела пленка/подложка. Если адгезионная прочность пленок к подложке достаточно высока, то их

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

разрушение под действием растягивающих напряжений начинается с образования поперечных трещин нормального отрыва. С ростом деформации разрушение пленок контролируется конкуренцией между образованием новых трещин нормального отрыва и сдвиговых трещин на границе раздела, обуславливающих скалывание пленок с подложки. В этих условиях кривизна границы раздела пленка/подложка играет ключевую роль в разрушении тонких пленок. Плоская граница раздела подавляет отслоение пленок, поскольку распространение вдоль нее трещин контролируется преимущественно II модой разрушения, при которой трещиностойкость материала наиболее высока. Кривизна границы раздела пленка/подложка обеспечивает рост изгибающего момента на краях фрагментов пленки, ограниченных поперечными трещинами, и, как следствие, существенное повышение вклада I моды разрушения в процесс распространения трещины. Последнее приводит к снижению удельной работы разрушения по границе раздела. Поэтому макроскопическая кривизна границы раздела, возникающая при испытаниях на знакопеременный изгиб, способствует скалыванию пленок и покрытий при меньшей величине растягивающих напряжений, чем при одноосном растяжении.

Существенное влияние на деформацию и разрушение пленок и покрытий оказывает локальная кривизна границы раздела, обусловленная как исходной шероховатостью поверхности подложки, так и неровностями, возникающими в процессе механического нагружения. В исследованных тонкопленочных структурах подобные неровности являлись результатом пластической деформации подложки, сопровождающейся либо выходом полос скольжения на границу раздела пленка/подложка, либо когерентным гофрированием системы пленка/подложка. Образование неровностей и накопление дефектов на интерфейсе приводят к нарушению адгезионной связи между пленкой и подложкой и вызывают отслоение пленки. Под действием сжимающих напряжений, развивающихся из-за различия коэффициентов Пуассона пленки и подложки при одноосном растяжении и изгибной деформации образцов в случае циклических испытаний, происходит локальное коробление пленок (изгиб их отслоившихся участков). Дальнейшая эволюция областей коробления, как и характер растрескивания пленок, определяется конкуренцией между прочностью пленок и прочностью границы раздела пленка/подложка, а также кривизной последней. Если адгезионная прочность границы раздела высока, то с повышением приложенной нагрузки имеет место рост амплитуды и кривизны отслоившейся пленки, а, следовательно, развитие растягивающих напряжений на ее внешней поверхности. После превышения критической величины изгиба пленки, растягивающие напряжения в вершине области коробления превышают предел ее прочности, приводя к формированию трещины нормального отрыва. При невысокой прочности интерфейса,

увеличение нагрузки вызывает рост размеров области коробления пленки, т.е. распространение трещин по границе раздела с возможным их отклонением внутрь пленки. При этом положительная кривизна границы раздела (выпуклость) способствует увеличению областей коробления, в то время как отрицательная кривизна (вогнутость) препятствует этому.

**ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ,
СФОРМИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-
ПЛАЗМЕННЫМИ МЕТОДАМИ
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТАНТАЛА
В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

Нейман А.А.,¹ Мейснер Л.Л.,^{1,2} Лотков А.И.,¹
Семина В.О.,^{1,2} Гудимова Е.Ю.^{1,2}

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
Werder1@sibmail.com*

Вакуумная технология модификации поверхности, в ряде случаев, является одним из последних этапов обработки материалов для прикладных задач. Перспективность использования электронно-ионно-плазменных методов заключается в возможности формировать структурные состояния, изменять характеристики поверхностных слоев толщиной до нескольких десятков микрон. Достижения в металлургии (в т. ч. микрометаллургии) современных биомедицинских материалов должны балансировать между механическими свойствами и параметрами биосовместимости. Создание сплавов на основе TiNi и Ti-Ni-Me (Me=Ta, Zr, Hf) с высокими параметрами биосовместимости, сверхэластичности и памяти формы позволит расширить диапазон применения сердечно-сосудистых стентов, ортопедических имплантатов на их основе. Представляется перспективной идея формирования тонкого слоя из тройного сплава Ti-Ni-Ta на поверхности двойных сплавов TiNi после электронно-ионно-плазменных обработок. Легированные танталом поверхностные слои будут обладать повышенной рентгеноконтрастностью. С другой стороны, легирование танталом фазы B2 TiNi приведет к повышению температур мартенситного превращения. Можно ожидать, что за счет ресурса мартенситной пластичности полученный сплав будет обладать повышенной усталостной долговечностью, что особенно важно для сердечно-сосудистых стентов, испытывающих многоцикловые нагрузки.

Целью работы являлось исследование изменения фазового состава и структурных состояний в поверхностных слоях никелида титана после электронно-ионно-плазменных обработок с использованием тантала.

5. Тонкие пленки и многослойные покрытия как иерархически организованные структуры

Условия и режимы модификации поверхности образцов приведены ниже:

Вид обработки	Параметры обработки
Обработка низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком образцов TiNi без покрытия	Количество импульсов N=5, ток разряда I=70 А, напряжение U=15 кВ, плотность энергии W=30 Дж/см ² , длительность импульса τ=150 мкс.
Магнетронное осаждение покрытия Ta на исходную поверхность TiNi.	Объёмный расход Ar Q _{Ar} = 50 мл/мин, давление P _{Ar} = 1.7 мТор, ускоряющее напряжение U = 356 В, ток I = 2.84 А, мощность P = 1 кВт, частота f = 50 кГц, длительность t = 3 мин.
Обработка низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком образцов TiNi с осажденным покрытием Ta.	Количество импульсов N=10, ток разряда I=70 А, напряжение U=15 кВ, плотность энергии W=10 Дж/см ² , длительность импульса τ=200 мкс.

После импульсных воздействий низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками в режиме плавления на поверхность сплава TiNi обнаружено закономерное изменение структурного и фазового состояний по глубине от поверхности, сопровождающееся появлением морфологического многообразия структур высокотемпературной (B2) и мартенситных (R и B19') фаз, что свидетельствует о сложном характере упруго-напряженного состояния, возникшем в модифицированном слое. Инициированные в поверхностном слое сплава TiNi в результате воздействия электронным пучком мартенситные превращения B2→R и B2→R→B19' наблюдаются на глубине до 30 мкм, что превосходит глубину прямого воздействия электронного пучка, не превышающую ~15 мкм.

Сформированное путем магнетронного осаждения покрытие из тантала на подложке из сплава TiNi является монофазным на основе фазы β-Ta, градиентным и характеризуется двумя, отличными по структурному состоянию, слоями. Экспериментально выявляются признаки аморфизации покрытия в переходной зоне, а также наличие дефектной субмикромасштабной столбчатой структуры в верхних слоях покрытия.

Результатом воздействия НСЭП на образцы Ta/TiNi стало формирование градиентной многофазной слоевой системы, состоящей из фаз на основе никелида титана тройного состава (Ti-Ni-Ta) – со структурой B2 (высокотемпературной фазы) и со структурами R и B19' (мартенситных фаз), а также фаз на основе тантала: Ta₂Ni, α-Ta, Ta₂O₅. Экспериментально показано, что выбранный режим электронно-пучкового воздействия приводит к частичному растворению тантала в основной фазе B2 (TiNi).

Секция 6. Методы и средства
неразрушающего контроля материалов
и конструкций с иерархической структурой,
включая сварные соединения

**СОСУДИСТЫЙ ГРАФТ МАЛОГО ДИАМЕТРА НА ОСНОВЕ
ПОЛИГИДРОКСИБУТИРАТА/ВАЛЕРАТА
И ПОЛИКАПРОЛАКТОНА: ИЗУЧЕНИЕ ИНТЕГРАЦИИ
С ОРГАНИЗМОМ В ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОМ ИССЛЕДОВАНИИ**

Антонова Л.В.¹, Бураго А.Ю.¹, Миронов А.В.²,
Матвеева В.Г.¹, Великанова Е.А.¹, Мухамадияров Р.А.¹,
Глушкова Т.В.¹, Барбараш О.Л.¹, Барбараш Л.С.¹

¹Научно-исследовательский институт комплексных проблем
сердечно-сосудистых заболеваний, Кемерово, Россия,

²Кемеровский кардиологический диспансер, Кемерово, Россия
antonova.la@mail.ru

Цель исследования - оценить долгосрочную проходимость и биосовместимость биodeградируемых полимерных сосудистых графтов малого диаметра на основе полигидроксибутирата/валерата и поликапролактона (ПГБВ/ПКЛ), имплантированных в сосудистое русло мелких лабораторных животных.

Результаты исследования. На основе ПГБВ/ПКЛ методом электроспиннинга были изготовлены высокопористые сосудистые графты диаметром 2 мм. Результаты физико-механических испытаний продемонстрировали, что графты обладали большим относительным удлинением, в 5,9 раза превысившим таковое у нативных вен ($p < 0,05$). Прочность опытных и контрольных образцов была сопоставима. Однако жесткость полимерных графтов оказалась в 20,4 раза выше, на что указал модуль Юнга, ($p < 0,001$). С помощью ультразвукового исследования с функцией доплера через 2 недели, 1 месяц и 12 месяцев имплантации доказана проходимость сосудистых графтов, имплантированных в брюшную часть аорты крыс линии Wistar. В эти же сроки посредством гистологического исследования изучена местная реакция организма на имплантацию графтов и выраженность репаративных процессов. Выявлено, что через 2 недели и 1 месяц имплантации только 25% графтов не имели тромбоза в зонах анастомозов. При этом в 75% графтов в зоне анастомозов определяли организованные реканализированные тромбы. Через 12 месяцев имплантации 25% графтов не имели проблемных зон, а на внутренней поверхности сформировался монослой эндотелиальных клеток. 25% графтов имели только пристеночные тромбы в зонах анастомозов и свободную поверхность на всем протяжении. В оставшихся 50% имплантированных графтов в 41,7% случаев отмечена незначительная гиперплазия соединительной ткани в просвете, в 8,3% графтов – частичная воспалительная инфильтрация стенки. На этом фоне в толще стенки всех графтов с 12-месячным сроком имплантации выявлено наличие большого количества фибробластоподобных клеток. В сыворотке крови лабораторных животных с эксплантированными графтами методами

мультиплексного и иммуноферментного анализов изучены концентрации цитокинов IL-1 β , TNF α , IL-2, IL-4, IL-10 и ростовых факторов TGF- β 1 и VEGF. Концентрация IL-1 β в группе животных с 12-месячным сроком имплантации графтов в 3,5 раза превысила значения интактных животных и животных с коротким сроком имплантации, ($p < 0,01$). Значения TNF α в разных группах достоверно не различались. Содержание IL-2 и IL-4 через 12 месяцев имплантации сосудистых графтов оказалось в 2 и 2,8 раза выше по сравнению с короткими сроками имплантации, ($p < 0,05$). Количество IL-10 через 1 и 12 месяцев имплантации графтов было более чем в 100 раз выше, чем в группе интактных животных и с 2- недельным сроком имплантации графтов, ($p < 0,001$). В сроки 1 и 12 месяцев имплантации графтов выявлено увеличение TGF- β 1 в 1,23 и 1,33 раза по сравнению с интактными животными, ($p < 0,05$). VEGF выявлялся только в сыворотке крови крыс с 12-месячным сроком имплантации, что может быть связано как с формированием эндотелиальной выстилки в части графтов, так и с образованием *vasa vasorum* в месте локации графтов.

Выводы. Долгосрочная проходимость биодеградируемых сосудистых графтов малого диаметра на основе ПГБВ/ПКЛ после имплантации в сосудистое русло лабораторным животным, способность графтов поддерживать клеточную миграцию, пролиферацию и жизнеспособность после имплантации, а также спокойная реакция организма в ответ на имплантацию подтвердили не только высокую биосовместимость созданной конструкции, но и возможность ее использования в качестве сосудистого имплантата малого диаметра.

DEVELOPMENT OF HIGH RESOLUTION SHEAROGRAPHY DEVICE FOR NON-DESTRUCTIVE TESTING OF COMPOSITE MATERIALS

Burkov M.^{1,2}, Lyubutin P.^{1,2}, Byakov A.^{1,2}, Panin S.^{1,2}

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science, Tomsk, Russia,*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia*

burkovispms@mail.ru

Aerospace is one of the most intensive high-tech industries where newly developed high strength and lightweight materials are applied, for example carbon fiber reinforced polymers (CFRP). Newly designed aircrafts Boeing 787 and Airbus 350XWB are produced with wide use of CFRPs (about 50% wt.) which are applied in critical highly loaded parts: wing spars, fuselage skins, empennage, etc.

However, in contrast to metals, composites have complex heterogeneous structure, which leads to the emergence of different types of flaws and damages during both production and operation. Because the application of composites will increase it is relevant to develop new or improve existing non-destructive testing (NDT/E) methods to fit the tasks of composite structures diagnostics. Of

considerable interest are optical methods because of non-contact and full-field application. Shearing speckle pattern interferometry (or shearography) is an interferometric NDT method which measures the derivative of strain components on the surface of the testing object. Measuring and analysis of the surface strain fields allow revealing damages and flaws in different structures.

The paper deals with the development of shearographic device based on the image sensor of DSLR camera Canon 450d and software for digital processing of the shearograms. It is important simultaneously to achieve a smooth well filtered fringe pattern from one hand and don't "damage" the information content of the fringe images from another. The most crucial is a problem of filtering of very dense fringes which are smeared out leading to loss of phase information and to errors during the unwrapping process. It has been shown that iterative approach with reversion of phase map provides a smooth high contrast phase map without any disturbances and loss of phase information.

The device was tested to find the artificial defects in CFRP honeycomb panel (the size $\sim 400 \times 300$ mm², thickness 5 mm). The phase maps of panel without defects and with two artificial defects (two steel coins with 10 mm diameter and thickness of 0.25 mm glued to the opposite surface) were obtained during heating from 5°C to room temperature. It has been shown that the artificial defects are visualized during heating due to the different thermal expansion and thermal conductivity of CFRP and steel. Also the cells in the honeycomb panel acting as small membranes and forming a regular texture are observed.

The main aim of the research is to develop high resolution shearographic device for NDE/T purposes as well as to establish the image processing technique to filter efficiently the phase maps captured by this device. The algorithms of filtering utilized in the paper are well known and can be applied for filtering of images even at video frame rate (there is computational limit based on the resolution on fps product). But if the resolution increases (for example 12 Mpx images processed in the paper) the processing time drastically rises slowing the NDT. The following works will be related to search for another filtering approaches and algorithms allowing the parallelization of computation.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИКИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В МЕТАЛЛАХ

Вшивков А.Н., Изюмова А.Ю., Плехов О.А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

vshivkov.a@icmm.ru

Исследование долговечности материалов и конструкций является актуальным вопросом, особенно в Российской Федерации, в связи со старением основных производственных фондов и необходимостью продления безопасного ресурса их эксплуатации. Поэтому зарождение и

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

развитие усталостных трещин является наиболее опасным процессом. В настоящее время основным законом, используемым для оценки скорости роста усталостной трещины, является закон Париса, основанный на допущении о малом размере зоны пластической деформации в вершине трещины. Эффективность данного закона и его активное использование в инженерной практике не снимает вопроса о поиске новых закономерностей, учитывающих физику процессов, сопровождающих изменение свойств материала в зоне распространения трещины. Многими авторами [1-3] были предложены альтернативные зависимости, связывающие скорость роста трещины и такие величины, как J-интеграл, работа пластической деформации, размер зоны пластической деформации, величина диссипированной энергии и т.д. Наиболее перспективными и физически обоснованными, с точки зрения авторов, являются методы, основанные на анализе баланса энергии в вершине трещины. Построение подобных соотношений требует разработки экспериментальных методов измерения скорости диссипации энергии в процессе деформирования. Данная работа посвящена развитию методики измерения скорости диссипации энергии в вершине усталостной трещины в металлах и построения соотношений для расчёта скорости её распространения.

Экспериментальное исследование процесса роста усталостной трещины проводилось на плоских образцах из нержавеющей стали 8X18H10T. Для механических испытаний использовалась сервогидравлическая машина Vi-00-100. Образцы с центральной трещиной длиной 9 мм и размером рабочей зоны 3x55x250 мм подвергались циклическому нагружению с коэффициентом асимметрии цикла -1. Для регистрации потока тепла, выделяющегося в процессе роста трещины, использовался оригинальный контактный датчик, работающий на основе эффекта Зеебека [4]. Длина трещины измерялась методом падения электрического потенциала [5]. В результате испытаний были получены зависимости длины усталостной трещины и потока тепла из её вершины от времени эксперимента для трещин, распространяющихся в режиме Париса. Анализ полученных результатов позволяет разделить эволюцию источника тепла на два различных режима: первый – соответствует постоянному значению потока тепла при медленном росте трещины, второй – отражает возрастание потока тепла на заключительном этапе, описываемом законом Париса и при переходе в стадию критического распространения.

При первом режиме распространения скорость трещины линейно зависит от произведения ее длины и значения мощности потока тепла из её вершины $\left(\frac{da}{dN} \sim Q_1 a_1\right)$. При втором режиме распространения влияние длины трещины становится незначительным, и скорость ее роста линейно зависит от мощности потока тепла $\left(\frac{da}{dN} \sim Q_2\right)$. Результаты, полученные для второго этапа процесса распространения трещины, согласуются с данными работы

[6], где была обнаружена линейная зависимость между скоростью роста трещины и мощностью потока тепла для образцов из малоуглеродистой стали.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-01-96005 и №14-01-00122.

Литература:

1. Y.Iino //Engineering fracture mechanics, 1979,12, 279-299
2. C.L.Chow, T.J.Lu //Engineering Fracture Mechanics, 1991, 39, 1, 1-20
3. N.E.Dowling, J.A.Begley //ASTM STP 590, 1976, 83-104
4. A.Prokhorov, A. Vshivkov, A. Iziumova, O. Plekhov, J.C. Batsale //Proceedings of the 12th International Conference on Quantitative InfraRed Thermography, 7-11 July 2014, Bordeaux, <http://qirt.gel.ulaval.ca/archives/qirt2014/QIRT%202014%20Papers/QIRT-2014-147.pdf>.
5. H. Nayeb-Hashemi, D. Swet, A. Vaziri// Measurement, 2004, 36, 121–129.
6. N. Rajic//DSTO-TR-1190 Aeronautical and Maritime Research Laboratory, 2001, 011-962, 1-17.

ИЗМЕНЕНИЕ ТЕКСТУРЫ, МИКРОДЕФОРМАЦИИ И ТВЕРДОСТИ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ СПЛАВА TiNi В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ЧИСЛА ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Мейснер Л.Л.^{1,3}, Миронов Ю.П.¹, Мейснер С.Н.^{1,3}, Дьяченко Ф.А.³,
Марков А.Б.², Озур Г.Е.², Яковлев Е.В.², Ротштейн В.П.^{1,4}

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

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

⁴Томский государственный педагогический университет, Россия

llm@ispms.tsc.ru

Поверхностным свойствам сплавов TiNi и способам их изменения уделяется в последнее время большое внимание. Это обусловлено интересом к данным сплавам, как к материалам для медицины. Поверхностные свойства металлических материалов определяются фазовыми и структурными состояниями в их объемах, однако могут быть улучшены путем изменения или модификации таких состояний локально в приповерхностных слоях. Эффективным способом улучшения поверхностных свойств металлических материалов является обработка их поверхности низкоэнергетическими (10-30 keV) сильноточными (10-25 кА) электронными пучками (НСЭП). Показано, что поверхностная обработка сплавов TiNi с использованием НСЭП приводит к улучшению их физико-химических свойств, однако не всегда положительно влияют на его интегральные механические свойства. На микромасштабном уровне модифицированные поверхностные микронные слои в сплаве TiNi можно рассматривать как концентраторы упругих напряжений плоскостного типа,

задающие ориентацию полей остаточных напряжений, индуцированных обработкой НСЭП, и сдерживающие их релаксацию.

В докладе представлены результаты исследований влияния числа импульсов воздействий НСЭП на величину и характер распределения остаточных упругих напряжений, текстурные эффекты и закономерности изменений структурно-фазовых состояний и физико-механических свойств модифицированных поверхностных слоев сплава TiNi.

Очистку поверхности образцов TiNi перед облучением проводили, последовательно, химическим травлением, электролитической полировкой и, в заключение, отмыванием в ультразвуковой ванне с дистиллированной водой. Облучение поверхности образцов TiNi микросекундными (2-4 мкс) НСЭП проводили на электронно-пучковой машине РИТМ-СП (ИСЭ СО РАН, ООО «Микросплав», Россия) в режиме поверхностного плавления при постоянной плотности энергии пучка ($E_s = 3,9 \text{ Дж/см}^2$) и различном числе импульсов ($N = 2, 4, 8, 16, 32, 64, 128$).

Исследования проводили на оборудовании центра коллективного пользования «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Элементный состав частиц и основных фаз определяли методами волно- и энергодисперсионной спектроскопии на растровом электронном микроскопе EVO 50 (Цейсс, Германия), фазовый и структурный анализ в поверхностных слоях и в объеме сплава проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия), для построения кривых изменения микротвердости по глубине от облученной поверхности использовали микротвердомер DM-8 (Affri, Италия).

Установлено, что структурно-фазовые состояния, текстурные эффекты, а также уровень остаточных напряжений под облученной НСЭП поверхностью образца TiNi при одинаковой плотности энергии электронного пучка ($3,8 \pm 1 \text{ Дж/см}^2$) зависят от числа импульсов. При числе импульсов НСЭП $N < 10$ исходное однофазное состояние со структурой высокотемпературной фазы B2 в поверхностном слое сменяется на двухфазное (B2+B19'), где B19' – структура низкотемпературной мартенситной фазы. Количество мартенситной фазы B19' сравнительно мало увеличивается. Текстурные эффекты проявляются слабо в виде появления малоинтенсивной сверхструктурной дифракционной линии $(100)_{B2}$. Напротив, при числе импульсов НСЭП $N > 10$ дифракционные эффекты, связанные с возможными фазовыми превращениями в мартенситные фазы (R, B19'), перекрываются эффектами, обусловленными образованием текстуры в фазе B2, которая проявляется в значительном увеличении интенсивности линий пары $(100)_{B2} - (200)_{B2}$ и, наиболее сильном – интенсивности линии $(110)_{B2}$. Данные эффекты являются следствием структурных изменений в поверхностном слое образца TiNi, модифицированном НСЭП. Предварительные оценки по измерению

зависимости микротвердости H_u от нагрузки на индентор показали, что толщина этого слоя составляет 1,5–2 мкм.

Проведен анализ наличия остаточных упругих напряжений в поверхностном слое образца TiNi, модифицированном НСЭП и сделаны предварительные оценки их изменения при увеличении числа импульсов электронно-пучкового воздействия. Установлено, под облученной НСЭП поверхностью образца TiNi формируются поля остаточных плоско-напряженных упругих состояний, локализованных в приповерхностном слое. При этом, в направлении, перпендикулярном к поверхности облучения образца, имеют место напряжения сжатия, тогда как в направлениях, параллельных этой поверхности, напряжения растяжения.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда (проект №15-13-00023).

ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЕКЦИОННЫХ МЕТОДОВ МНОГОМЕРНОГО АНАЛИЗА ДАННЫХ ПРИ ВИХРЕТОКОВОМ КОНТРОЛЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Егоров А.В.¹, Поляков В.В.¹, Колубаев Е.А.²

¹*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
pvv@asu.ru

Изменения в химическом составе конструкционных материалов и в их структуре, зависящей от проведенной термической обработки, существенно влияют на эксплуатационных свойства изделий. В силу этого одной из актуальных задач является входной контроль материалов. Среди методов такого контроля для металлических материалов получил распространение метод вихревых токов. Отличительной особенностью этого метода является то, что результаты проведенных измерений зависят от большого числа информативных и мешающих факторов, которые необходимо надежно разделять. В настоящей работе для решения этой задачи в случае алюминиевых сплавов используются проекционные методы многомерного анализа данных.

Эксплуатационные свойства сплавов алюминия существенно зависят от вариаций химического состава и предварительной термомеханической обработки. Конкретные испытания проводились для двух разных партий алюминиевого сплава с различными термическими обработками и случайными вариациями химического состава. Основным фактором, влияющим на вихретоковые измерения, являлась удельная электропроводность образцов, различавшаяся для двух партий не более чем на 5%. При этом механических свойства образцов отличались значительно. Так, результаты испытаний на статическое растяжение показали, что пределы текучести отличались на 35%.

Для разделения образцов, принадлежащих партиям с разным составом и термообработкой, были применены многочастотные вихретоковые измерения с использованием накладных датчиков. Контролируемый зазор между датчиком и поверхностью изменялся в интервале от 0 до 0,2 мм. Результаты измерений представлялись в виде годографов. Поскольку непосредственное использование годографов вызывало значительные затруднения для классификации образцов и выявления скрытых закономерностей в полученных данных, далее применялся метод главных компонент. В качестве координат вектора признаков, характеризовавшего реакцию датчика на образец, были использованы относительные изменения активного и реактивного сопротивлений датчика на частотах измерения. Полученные данные анализировались с помощью строившихся графиков счетов.

Классификация материалов проводилась на следующем этапе на основе метода формального независимого моделирования схожести классов. В рассматриваемом случае один из классов включал в себя группу образцов из партии с низким, а второй – группу из партии с высоким пределом текучести. Проведенные расчеты показали возможность надежной классификации контролируемых образцов по их принадлежности к партиям алюминиевых сплавов с различными механическими свойствами, причем при разных значениях мешающего фактора (зазора).

Результаты работы свидетельствуют, что применение проекционных методов многомерного анализа данных позволяет надежно выделять информативные параметры многочастотных вихретоковых испытаний. Предложенный подход дает возможность осуществлять входной вихретоковой контроль алюминиевых сплавов по их химическому составу и механическим свойствам.

MICROSTRUCTURE OF AA 2024T3 FIXED JOINTS FORMED BY FRICTION STIR WELDING

Eliseev A.A.¹, Kalashnikova T.A.¹, Tarasov S.Yu.^{1,2}, Rubtsov V.E.^{1,2}, Fortuna S.V.¹, Kolubaev E.A.^{1,2}

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

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia*

alan@ispms.ru, gelombang@ispms.ru, tsy@ispms.ru, s_fortuna@ispms.ru, eak@ispms.ru

Much attention has been paid to structural evolution of the FSW joints formed on aging aluminum alloys. The objective of this paper is to reveal a relationship between microstructures and mechanical characteristics in FSW joint zones on AA2024 alloy. It is common to divide the cross section view of the FSW joint into three zones as follows: stir zone (SZ), thermomechanically affected zone (TMAZ) and heat affected zone (HAZ) (Fig.1). The latter is

transformed into the base metal (BM) with the distance away from the joint. All three zone differ one from another by the microstructure pattern, phase composition and microhardness level. The microstructure of stir zones of both samples is characterized by equiaxed small recrystallized grains and secondary particles of very different sizes and shapes. All particles found in the SZ may be related to three groups. The first group contains large irregular shape particles which have not been dissolved during FSW. Chemical composition of these particles has been determined using an EDX attachment to SEM as Al-Cu-Mn-Fe-Si. Smaller rounded ones are soluble S-phase (Al_2CuMg) particles, and finally the smallest particles are the Al_2CuMg S''(S')-phases. Thermomechanically affected zone (TMAZ) is characterized by non-recrystallized grains elongated in the direction of metal flow in the SZ. It is obvious that the pin-driven metal flow produces pressure on the neighboring initial structure grains so that they rotate at some angle with respect of their horizontal axis. In the vicinity of SZ/TMAZ the strain is high enough to provide grain subdivision, equiaxed grain formation and precipitation network structures almost the same as those found in SZ. For sample 1 no equiaxed grains and precipitation network are visible on the TMAZ side of the SZ/TMAZ boundary. Heat affected zone shows the hot-rolled grain structure the same as that found in the base metal. Nevertheless, it was subject to heating although not so high as for TMAZ. Therefore structural changes are negligible here as compared to the base metal and mainly are marked by more heavy etching. The volume contents of both medium size and small particles are almost the same level for both samples while the mean particles sizes differ almost by a factor of two. As shown, higher values of specific welding rate resulted in lower microhardness of the weld joint metal including that of stir zone, thermomechanically affected zone and heat affected zone. FSW joint obtained using low specific welding rate and therefore higher welding temperatures shows higher hardness. All particles visible using SEM method have been classified into three particle size groups and volume content corresponding to each of these groups has been calculated together with the mean particle size. It was found that microhardness level does not correlate with the volume content of the particles visible.

ОБ ИДЕНТИФИКАЦИИ НАНОТРЕЩИН МЕТОДОМ ТРИБОСПЕКТРОСКОПИИ

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
anikeeva@ispms.tsc.ru*

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 делятся на поверхностные и внутренние (подповерхностные и глубинные). Для их обнаружения наибольшее распространение получили методы неразрушающего контроля, основанные на исследовании изменений условий распространения различного рода проникающих излучений (электромагнитных и упругих волн). В настоящее время для идентификации наноразмерных дефектов разрабатывается новый метод неразрушающего контроля, – метод трибоспектрооскопии, – основанный на спектральном анализе непрерывной регистрации силы трения при движении малого контртела по поверхности покрытия. С помощью данного метода можно определять дефектную структуру поверхности материала: размеры дефектов, плотность их распределения, глубину залегания, ориентацию и т.д.

Целью данной работы является изучение возможностей трибоспектрального метода на основе компьютерного моделирования. Для этого методом подвижных клеточных автоматов проведено трехмерное моделирование процессов, характерных для идентификации наноскопических дефектов в упрочняющем покрытии. Исследовались модельные образцы со сквозными и закрытыми нанотрещинами, ориентированными под различными углами к поверхности покрытия. Варьировались такие параметры, как глубина расположения нанотрещин, расстояние между ними и размер дефектов. Изучено влияние размеров нанотрещин, их пространственного расположения и ориентации на амплитуду и положение характерных пиков на спектре мощности регистрации силы трения.

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE FRICTION STIR WELDED ALUMINUM-MAGNESIUM ALLOY JOINT GRAIN STRUCTURE

Zaikina A.A., Sizova O.V., Novitskaya O.S.

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

zaikina@ispms.ru, ovs@ispms.ru, nos@ispms.ru

Developed in the early 1990s a friction stir welding technique drew significant interest because of a whole range of advantages over more conventional techniques. This new technique makes it possible to weld together two plates without melting of the metal in the weld zone – that is welding is performed in the solid phase. The process is relatively simple: a cylindrical or cone shaped tool is rotated between two plates that are to be welded together. The frictional heat generated by the tool and surrounding material causes the material softening and transferring along the joining line leaving a solid-phase bond between two workpieces.

Friction stir welding has many benefits over conventional welding techniques, such as the ability to join materials that are difficult to fusion weld, like high strength aluminum alloys. Some of the other benefits include the low distortions during the welding, the excellent mechanical properties of the weld and energy efficiency of the process. Foreign industry successfully applies friction stir welding technique for high-quality productions, such as aerospace industry. An emphasis takes to the problem of a highly-precise prediction of the welded joint life and the development of the friction stir welding model for wide range of application fields. It is generally agreed that the progress in this regard is provided by a handling the scientific problems on structural attestation of nonequilibrium structures developed and their connection with physicomechanical properties of welded material. [1-3]

In this study we investigated the grain structure formation features in the weld nugget zone of the friction stir welded aluminum-magnesium alloy plates of different thickness. Finding out the structuring regularities in this strongest zone of the weld we can determine effects of temperature-deformational conditions on the promotion a metal structure refinement mechanism under friction stir welding. In this work friction stir welded rolled plates of an AMg5M alloy 2,5; 5 and 8 mm thick were investigated. The metallographic analysis of the parent metal grain structure and nugget subgrain structure was carried out in the transverse direction of the welds using 3D Measuring Laser Microscope LEXT 4000 and Atomic Force Microscope Solver P47-H. The microhardness testing was performed using the microhardness tester PMT-3M under the loading of 0,5 N through the full length of the samples at a pitch of 1 mm. The quantitative assessments (average grain size, average hardness value) were obtained with standardized methods. Material fine structure pictures of the nugget zone were used to identify and measure subgrain and to define second phase location. It was shown that during friction stir welding ultra-fine grained structure developed in the nugget zone. The grain size in this area was about 5 – 6 μm despite of the plate thickness

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ СТЗ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Кибиткин В.В., Солодушкин А.И., Плешанов В.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

vvk@ispms.tsc.ru, s.ai@sibmail.com, vsp@ispms.tsc.ru

Целью работы является исследование механизмов деформации и разрушения сварных соединений стали СтЗ в условиях циклической ползучести и многоциклового усталости методом корреляции цифровых изображений. Данный метод в настоящее время остается наиболее

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

популярным в экспериментальной механике благодаря его простоте при проведении измерений, обработке данных и высокой точности.

Экспериментальные исследования проводили по схеме одноосного циклического растяжения. Сварные соединения изготавливали встык из пластин толщиной 1 мм по импульсно-дуговой технологии.

Монохромные изображения поверхности материала от микроскопа ($\times 50$) регистрировали цифровой камерой вдоль средней линии с перекрытием и записывали на жесткий диск компьютера. Сшивка отдельных изображений позволила получить единые изображения всей рабочей части образца, а их компьютерная обработка – единые поля смещений и деформацию.

Обнаружено, что в условиях *циклической ползучести* деформация имеет неоднородный пространственно-временной характер и развивается в виде фронтов локализованной пластической деформации (ЛПД). Зависимости скорости деформации от циклического отношения обычно имеют U-образный вид, что позволило выделить стадии усталости и определить их границы.

Первая стадия ($0 \leq \lambda \leq 0,25$) – это стадия деформационного упрочнения. Наибольшая амплитуда деформации наблюдалась вблизи границ "основной металл (ОМ)-ЗТВ". В процессе нагружения эта амплитуда уменьшается, а координаты максимумов смещаются к шву. Полосы ЛПД вначале конкурируют между собой, но потом деформация в одной из частей образца становится преобладающей. В шве скорость деформации приблизительно на порядок ниже, чем в ОМ, и имеет знакопеременный характер, что обусловлено действием остаточных сжимающих напряжений.

Вторая стадия ($0,25 < \lambda \leq 0,85$) – это стадия накопления усталостных повреждений. Деформация по-прежнему преобладает в ОМ, но теперь с ростом числа циклов нагружения она постепенно возрастает и становится всё более локализованной. В пределах этих двух стадий течение обычно развивается в противофазе – там, где скорость деформации была сравнительно мала, в последующий момент времени она будет возрастать, и наоборот. В шве скорость деформации остается незначительной и изменяется в пределах $\pm(0,8 \div 1,2) \cdot 10^{-4}$ 1/цикл.

На завершающей *третьей* стадии ($0,85 < \lambda \leq 1$) разрушение определяется пластическим течением в ОМ.

При *многоциклового* усталости скорость деформации меньше на три-четыре порядка. Она имеет повышенные значения в ЗТВ, где обычно и формируется усталостная трещина. Пластическое течение также пространственно-неоднородно, выделяются те же стадии усталости, а вид векторных полей принципиально не изменяется. Скорость деформации в

шве ниже, чем в ЗТВ, приблизительно на порядок, и также регистрируется отрицательная продольная деформация.

Стадия деформационного упрочнения $0 < \lambda \leq 0,25$ связана с развитием фронтов ЛПД преимущественно в ОМ. Внешний вид поверхности отражает действие систем кристаллографических сдвигов. На второй стадии ($0,25 < \lambda \leq 0,95$) это течение в различных областях сварного соединения постепенно выравнивается, хотя наибольшая скорость сохраняется в ОМ. Формирование усталостных микротрещин происходит вблизи концентраторов напряжений (конструкционных и геометрических). На третьей стадии усталости ($0,95 < \lambda \leq 1$) происходит развитие доминирующей усталостной трещины с высокой скоростью. В смешанной моде (I + II) преобладает мода нормального отрыва, что определяет быстрое разрушение сварного соединения.

Эволюция скорости деформации материала представляет собой его механический отклик на внешнее силовое воздействие. Знание этого отклика позволяет путем интегрирования по переменным параметрам выбирать материал ещё на стадии проектирования, а также оценивать степень его поврежденности в условиях эксплуатации и остаточный ресурс.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ХРУПКОГО МАТЕРИАЛА ОТ ПАРЦИАЛЬНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ ПОР РАЗНОГО РАЗМЕРА В ЕГО СТРУКТУРЕ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ПОРИСТОСТИ

Коноваленко Иг.С.^{1,2}, Смолин А.Ю.¹, Коноваленко Ив.С.¹, Псахье С.Г.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
igkon@ispms.tsc.ru

Хрупкие пористые материалы широко используются в машиностроении. Одним из представителей данного класса материалов является спеченная керамика на основе оксидов металлов. В ее структуре присутствуют поры различных размеров. Функция распределения пор по размерам этого материала содержит, как правило, нескольких максимумов. При этом число пор, соответствующих каждому из них, может быть различным для каждого из значений общей пористости, а сама она - изменяться в широких пределах. С увеличением общей пористости материала C_t изменяется также и его поровая структура. В этом аспекте керамика представляет собой уже не просто пористое тело, а некоторую конструкцию, механическое поведение и свойства которой определяются указанными параметрами структуры. На практике именно сочетание параметров поровой структуры и механических свойств материала в значительной степени определяют область его функционального применения. В связи с этим представляется актуальным и необходимым

знание о зависимости свойств керамики от указанных параметров поровой структуры во всем интервале изменения их значений. В данной работе проведено теоретическое исследование, целью которого являлось выявление принципиальной возможности определения вида функциональной зависимости прочностных и упругих свойств керамики, от ее общей пористости и от доли в ней пор, приходящихся на один из максимумов функции распределения пор по размерам.

Оценка механических свойств керамики проводилась на основе моделирования теста на одноосное сжатие. Анализ получаемой при этом диаграммы нагружения позволяет получить необходимые эффективные характеристики, в частности, прочность на сжатие и упругий модуль сжатия. Моделировались три группы плоских (квадратных) образцов, с общей пористостью C_t равной 0.075, 0.15 и 0.223 (в объемных долях) и четыре группы объемных (кубических) образцов с C_t равной 0.3, 0.4 и 0.5. Рассматривались образцы, являющиеся представительными объемами материала при каждом из значений C_t , размеры которых были найдены на основе предварительных расчетов. Каждая группа содержала несколько подгрупп. Образцы каждой подгруппы характеризовались своими уникальными (в пределах группы) значениями количества пор первого и второго максимумов функции распределения пор по размерам и соответствующими им величинами пористостей C_1 и C_2 . При этом для всех образцов каждой подгруппы (внутри одной группы) выполнялось равенство $C_1 + C_2 = C_t$, т.е. $0 \leq C_1 \leq C_t$ и $0 \leq C_2 \leq C_t$. Каждая подгруппа содержала 8 образцов с различным пространственным расположением пор.

Принято допущение, что все поры рассматриваемой керамики равноосные и их размер в соответствии с двумя максимумами на гистограмме распределения пор по размерам составляет либо 1,2, либо 3.6 мкм. Размер клеточного автомата составлял 1.2 мкм. Поровая структура образцов задавалась путем удаления в случайном порядке одиночных автоматов (в случае пор первого максимума), а также автоматов первой координационной сферы (в случае пор второго максимума) из их плотной упаковки.

Результаты моделирования выявили, что влияние парциальной концентрации пор большего размера C_2/C_t в структуре образцов на их прочность различно, в зависимости от C_t . Так, при малых значениях общей пористости ($C_t \leq 0.15$) прочность образцов линейно убывает с ростом C_2/C_t . При $0.223 \leq C_t \leq 0.3$ прочность почти не меняется в интервале $0.25 \leq C_2/C_t \leq 0.75$ и убывает при прочих значениях C_2/C_t . При $C_t \geq 0.4$ прочность монотонно возрастает при значениях параметра $C_2/C_t \leq 0.75$ и убывает при прочих значениях. Влияния параметра C_2/C_t на эффективный модуль сжатия образца не выявлено.

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

КОНТРОЛЬ ФАЗОВОГО СОСТАВА АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Корх М.К., Давыдов Д.И., Ригмант М.Б., Ничипурук А.П.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

nichip@imp.uran.ru

Аустенитные хромоникелевые стали имеют широкое применение в промышленности благодаря комплексу механических свойств: при относительно низком пределе текучести они обладают высокой пластичностью, вязкостью разрушения, повышенной коррозионной стойкостью, хорошей технологичностью. Качество аустенитных сталей определяется, прежде всего, их фазовым составом. Кроме основной фазы аустенита (γ - фазы), в материале стали может содержаться исходный феррит (α - фаза), а при изготовлении и эксплуатации, в условиях пластических деформаций, может образовываться мартенсит деформации (α' - фаза). Феррит и появляющийся мартенсит деформации существенным образом влияют на эксплуатационные свойства аустенитных сталей.

При одновременном присутствии в аустенитной стали феррита и мартенсита деформации существующие в настоящее время методы и средства магнитного контроля не позволяют с высокой точностью разделить вклады от каждой из этих фаз. Например, хорошо известный метод магнитного насыщения способен дать информацию лишь о суммарном содержании феррита и мартенсита.

Для проведения экспериментов использован комплект образцов, в котором содержание ферромагнитной фазы варьировалось от 0,5 до 80%. Образцы сталей содержащие исходно фазы аустенита и феррита подвергались деформированию при температуре жидкого азота (-270 °С). При такой обработке в исследуемом материале происходили процессы $\gamma \rightarrow \alpha'$ с образованием мартенсита деформации, а фаза феррита остается неизменной. Таким образом, были получены образцы трехфазных аустенитных сталей.

На образцах исследовались магнитные характеристики, в частности, дифференциальная восприимчивость χ_d , имеющая максимальные значения в относительно небольших (20–100 А/см) магнитных полях. Анализ кривых намагничивания и петель гистерезиса образцов трехфазных аустенитных сталей выявил различный характер скорости изменения намагниченности под действием магнитного поля у ферритной и мартенситной фазы.

Кривая зависимости χ_d от величины намагничивающего поля (H) имеет двойные пики или перегибы в тех случаях, когда в материале присутствуют и феррит, и мартенсит деформации. Аппроксимация функциями Лоренца, позволила восстановить исходный вид зависимостей $\chi_d(H)$ для каждой из ферромагнитных фаз, присутствующих в материале.

Площадь под кривой зависимости $\chi_d(H)$ является, по сути, намагничённостью, а намагничённость материала прямо пропорциональна суммарному содержанию в нем ферромагнитных включений. Все это позволило, используя специально разработанную математическую модель, количественно определить процентное содержание феррита и мартенсита деформации в составе трехфазной аустенитной хромоникелевой стали.

Работа выполнена по проекту РНФ № 15-12-00001.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТОВ ДЕМПФИРОВАНИЯ УГЛЕПЛАСТИКОВ С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОГО ВИБРОМЕТРА

Красновейкин В.А.^{1,3}, Смолин И.Ю.^{1,2,3}, Руденский Г.Е.^{1,2,3},

Дружинин Н.В.³, Безмозгий И.М.^{1,4}, Дерусова Д.А.²

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

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

⁴ОАО «РКК «Энергия», Королёв, Россия

smolin@ispms.tsc.ru

При создании и верификации конечно-элементных моделей конструкций важной задачей является не только задание упругих свойств, но и характеристик демпфирования материалов и элементов конструкций. Точность определения демпфирующих свойств оказывает значительное влияние на адекватность последующих вибропрочностных расчетов.

Для определения коэффициентов демпфирования образцов углепластиковых композитов был использован лазерный сканирующий виброметр PSV-500-3D фирмы Polytec [1]. Образцы композитов представляли собой пластины длиной около 15 см и шириной порядка 10 см. Толщина пластин определялась количеством и типом укладки углепластиковой ткани и составляла от 0,8 до 1,7 мм. Образцы закреплялись с одного края на вибростенде, с помощью которого производилось возбуждение колебаний периодическими импульсами с линейной частотной модуляцией (periodic chirp). В рамках экспериментального модального анализа [2] определены собственные частоты и формы колебаний, а также коэффициенты демпфирования композитных пластин в диапазоне частот до 5 кГц.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что коэффициенты демпфирования для первой собственной частоты нелинейно растут с увеличением количества слоев в композите. Для более высоких частот коэффициенты демпфирования имеют значения, как правило, меньше почти на порядок. Однако для некоторых образцов и частот коэффициенты демпфирования имеют тот же порядок, что и для первых частот. Это может быть вызвано дефектами в структуре соответствующих образцов.

В статье 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 г.

Литература:

1. PSV-500-3D Scanning Vibrometer. URL: <http://www.polytec.com/products/vibration-sensors/scanning-vibrometers/psv-500-3d-scanning-vibrometer/> (дата обращения 15.05.2015).
2. Модальный анализ: теория и испытания / В. Хейлен, С. Ламменс, П. Сас. – М.: ООО «Новотест», 2010. – 319 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТЕКЛОТЕКСТОЛИТА МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Лепендин А.А., Поляков В.В., Грачева Я.И.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

pvv@asu.ru

В случае композиционных материалов метод акустической эмиссии позволяет исследовать механизмы пластической деформации и разрушения на различных стадиях деформационного упрочнения. Широкое распространение в технике получил стеклотекстолит, структура которого представляет собой стеклотканевый армирующий каркас, погруженный в хрупкую полимерную матрицу. Перестройка неоднородной структуры стеклотекстолита при деформировании в силу относительной прозрачности материала может успешно наблюдаться с помощью оптической микроскопии. В настоящей работе были изучены статистические характеристики акустической эмиссии при статическом растяжении стеклотекстолита марки СТЭФ.

Растяжение образцов стеклотекстолита проводилось в интервале до заданной степени деформации с одновременной регистрацией сигналов акустической эмиссии. Образцы, изготовленные из плоских листов стеклотекстолита, имели размер рабочей части 2,5x4 мм. Изменения структуры материала контролировались с помощью оптической микроскопии. Регистрируемые акустико-эмиссионные сигналы имели преимущественно дискретный характер с хорошо выделявшимися отдельными импульсами.

На основе экспериментально полученных информативных характеристик рассчитывались амплитудные распределения для полного потока актов акустической эмиссии. С помощью полученных амплитудных распределений далее строились временные распределения интервалов времени между импульсами, при этом раздельно рассматривались сигналы с высокой и низкой амплитудами. Установлено, что амплитудные и временные распределения сигналов в достаточно широком интервале значений амплитуд имели степенной характер вида $n(u) \sim u^{-\alpha}$.

Различным участкам кривой деформационного упрочнения стеклотекстолита соответствовали разные механизмы разрушения. Для этих участков были рассчитаны показатели скейлинга α полученных распределений. При малых деформациях были задействованы механизмы, проявлявшиеся в виде растрескивания матрицы при сохранности нитей стекловолокна. Акустическая эмиссия проявлялась в виде серий низкоамплитудных импульсов. Соответствующие распределения амплитуд и временных интервалов описывались одной ветвью акустической характеристикой. На следующем этапе нагружения наблюдалось слияние микротрещин вследствие роста их числа и размеров. Эти процессы сопровождалось появлением отдельных высокоамплитудных импульсов, не укладывавшихся на основную степенную зависимость. При этом показатель скейлинга низкоамплитудной ветви в случае амплитудных распределений изменялся слабо, для временных – заметно возрастал. При больших деформациях в образце формировались магистральные трещины в связующем и начинался разрыв армирующих стекловолокон. Это приводило к появлению новых механизмов акустического излучения, что проявлялось в образовании вторых ветвей на амплитудных и временных распределениях, отражавшей увеличение вклада высокоамплитудных импульсов. Наблюдалось увеличение рассчитанных показателей скейлинга для высокоамплитудных ветвей в случае амплитудных распределений, для временных распределений эти величины с ростом деформации изменялись слабо.

Полученные результаты свидетельствуют, что изменение механизмов разрушения стеклотекстолита проявляется в изменении вида амплитудных и временных распределений импульсов акустической эмиссии. Это дает возможность применять данные статистические характеристики для исследования процессов разрушения в структурно-неоднородных материалах.

УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕТОД ОЦЕНКИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В РЕЛЬСАХ

Муравьев В.В.¹, Волкова Л.В.¹, Платунов А.В.¹, Громов В.Е.³, Коротков С.Л.²

¹*Ижевский государственный технический университет, Россия*

²*Ижевский железнодорожный техникум, Россия,*

³*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*

pmkk@istu.ru

Остаточные напряжения в железнодорожных рельсах, возникают в процессе производства и в дальнейшем изменяются в результате многократного воздействия поездной нагрузки во время эксплуатации. Наиболее существенным источником остаточных напряжений в процессе производства являются операции прокатки, термической обработки и правки рельса. Впоследствии остаточные напряжения меняются во время

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

эксплуатации рельса в результате упругой деформации рельса и пластической деформации контактного взаимодействия колеса с рельсом.

Кроме того закрепленные рельсы подвергаются воздействию растягивающих напряжений в жаркую погоду и сжимающих напряжений в холодную погоду. Такие изменения температуры могут привести к потере устойчивости или разрушению рельсов и в конечном итоге привести к сходу поезда. Известно, что рост температуры на 1°C приводит к росту напряжений примерно на 2,5 МПа. Для того чтобы предотвратить выброс или разрыв рельса необходимо своевременно определять уровень напряжений.

С целью оценки сжимающих напряжений было проведено моделирование в среде ANSYS с приложением продольной нагрузки от 0 до 25 тонн к рельсу типа Р65 длиной 250 мм (рис. 1). Данная нагрузка соответствует напряжениям, возникающим в закрепленном рельсе при температуре около 30°C. из графика видно, что изменение нагрузки в 20 кН приводит к изменению напряжений в 4 МПа.

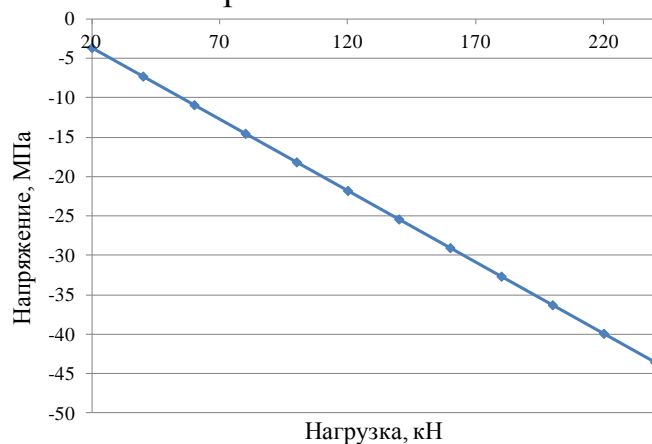


Рисунок 1 - Зависимость рассчитанных напряжений от величины продольной нагрузки

Среди известных методов оценки остаточных напряжений наиболее перспективным является ультразвуковой метод на основе акустоупругого эффекта. Он заключается в зависимости скорости распространения ультразвуковых волн от уровня напряженного состояния металла. Для оценки напряжений в рельсе используются две поперечные волны, поляризованные перпендикулярно и вдоль оси рельса и распространяющиеся между головкой рельса и его подошвой. Разница во времени прихода импульсов двух перпендикулярно поляризованных волн пропорциональна усредненным напряжениям в рельсе и текстуре материала. Учитывая анизотропию и первоначальные остаточные напряжения можно рассчитать напряженное состояние по формуле:

$$\sigma = D \left(\frac{t_1}{t_2} - 1 \right) \quad (1)$$

где D – коэффициент упруго-акустической связи для исследуемого материала, t_1 , t_2 – время распространения по высоте рельса двух поляризованных волн.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

Экспериментальная оценка механических напряжений проводилась на образце нового рельса Р65 длиной 250 мм. Образец подвергался сжатию на машине Instron 300DX с нагрузками от 0 до 247 кН. Оценка остаточных напряжений проводилась с использованием структуроскопа СЭМА с установкой излучающего и приемного преобразователя по центру головки рельса (рис. 2).

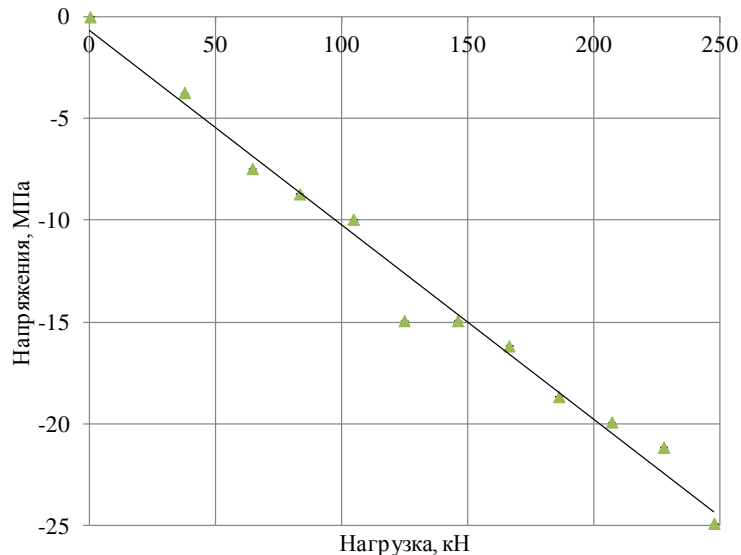


Рисунок 2 - Зависимость напряжений, измеренных акустическим структуроскопом СЭМА, от величины прикладываемой механической нагрузки

Начальные напряжения при нулевой нагрузке в отрезке рельса составляют от 34 до 37 МПа. С ростом сжимающих нагрузок наблюдается уменьшение растягивающих напряжений в рельсе и рост сжимающих. Увеличение нагрузки на 20 кН приводит к увеличению сжимающих напряжений на 4 МПа при погрешности измерения напряжений 2 МПа. Имеет место удовлетворительное совпадение результатов численного расчета и эксперимента. Некоторое расхождение расчетных и экспериментальных зависимостей может быть объяснено неоднородностью по сечению рельса напряжений, встречающихся на пути ультразвуковых лучей, и компенсирующим действием на нагрузку начальных напряжений. При этом суммарную погрешность можно оценить величиной 5 МПа.

Таким образом, при использовании ультразвукового структуроскопа СЭМА можно отслеживать изменения напряжений в рельсах. Использование электромагнитно-акустического преобразователя позволяет отстроиться от акустического контакта, а повторные измерения могут быть произведены в выбранных местах рельса без дополнительных временных затрат на подготовку поверхности. Своевременное измерение напряжений в рельсах может предотвратить деформацию рельсов и их разрыв в результате колебаний температур и механического воздействия.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-12-00010)

НЕРАЗРУШАЮЩИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНО-АКУСТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ АНИЗОТРОПИИ И УПРУГИХ СВОЙСТВ СТАЛЬНОГО ПРОКАТА

Муравьев В.В., Муравьева О.В., Габбасова М.А.

*Ижевский государственный технический университет им. М.Т. Калашикова, Россия
vmuraviev@mail.ru*

В работе представлены возможности использования разработанных авторами методов акустической структуроскопии с использованием проходных и накладных электромагнитно-акустических (ЭМА) преобразователей для оценки упругих свойств и анизотропии на примере листов холоднокатаного проката и прутков из рессорно-пружинных сталей.


При исследованиях пруткового проката использован зеркально-теневой метод многократных отражений. Применение специализированных ЭМА-преобразователей проходного типа обеспечивает излучение и прием поперечных и продольных волн с осевой поляризацией во всех радиальных направлениях по сечению прутка, а также поперечных волн с осевой поляризацией в данном радиальном направлении. Результатом является серия импульсов многократных отражений объемных волн по диаметру прутка. В качестве информативных параметров при исследованиях выступали скорости и затухание продольных, поперечных и рэлеевских волн, а также амплитуды сигналов, характеризующие эффективность ЭМА-преобразования. При оценке упругих модулей использовалась их функциональная связь со скоростями распространения объемных ультразвуковых (УЗ) волн в объекте. Исследования акустической анизотропии листов проводились с использованием специализированного накладного ЭМА-преобразователя волн Лэмба в отдельном варианте излучения-приема, обеспечивающего возможность излучения волн в двух взаимно-перпендикулярных направлениях вдоль и поперек прокатки. Разработанная аппаратура и методы обеспечивают высокую точность определения скорости (1,5 м/с или 0,05%).

Для оценки влияния структурных изменений в пружинно-рессорной стали на измеряемые характеристики акустических волн использованы образцы пруткового проката из конструкционной рессорно-пружинной стали марки 60С2А, используемой при изготовлении железнодорожных пружин на ООО «НПЦ «Пружина». Исследовались цилиндрические образцы в состоянии поставки и при отработке операций технологического цикла на стадии термической обработки. Результаты расчета скоростей объемных (продольных C_l и поперечных C_t) и рэлеевских C_R волн радиальных направлений по сечению и упругих модулей (модуль Юнга E , модуль сдвига G , коэффициент Пуассона ν) в образцах, подвергнутых различным режимам термической обработки представлены в таблице. Результаты измерения скорости поперечной волны в зависимости от

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

направления распространения по диаметру в различных сечениях прутка позволяют оценить анизотропию свойств по диаметру, в виде угловых индикатрис. Использование в качестве информативных параметров волн Релея дает возможность получать информацию о приповерхностном слое объекта контроля, в частности, наблюдается корреляция скорости с глубиной обезуглероженного слоя.

Таблица. Скорости объемных и рэлеевских волн и упругие модули образцов стали 60С2А

Режимы термической обработки	Структура образца	C_b , м/с	C_r , м/с	C_R , м/с	G , ГПа	E , ГПа	ν
Стадия поставки Нагрев - эл.печь, 20 мин; закалка в масле; отпуск - 450 ⁰ С, 1 час; структура: мелкозернистый перлит		5919	3246	3054	82,2	211,2	0,285
Нагрев - ТВЧ, 20сек; закалка, среда – полимерная закалочная жидкость (ПЗЖ) 12%, 25 ⁰ С; отпуск - 410 ⁰ С, 75 мин; структура: сорбит		5900	3215	3048	80,6	207,9	0,289
Нагрев - ТВЧ, время - 20сек; закалка, среда – ПЗЖ 12%, 25 ⁰ С; структура: мартенсит (Марка ПЗЖ - Feroquenч 2000)		5786	3139	3015	76,9	198,5	0,291
Нагрев - ТВЧ, 15 сек; закалка, среда – ПЗЖ 6%, 55 ⁰ С; структура: мартенсит, тростит, перлит, феррит		5874	3206	2985	80,2	206,5	0,288

Результаты исследований образцов вырезок металлургического холоднокатаного (х/к) проката из сталей марок 08пс и DC01 представлены на рис.1-2. Значения коэффициента упругой анизотропии даны на рис. 1,а в виде зависимости от толщины листа h . Рис. 1,б иллюстрирует индикатрису скоростей волн Лэмба по углу, из которой следует, что максимум скорости (максимальные упругие модули) наблюдается в широком диапазоне углов ($\pm 60^0$) относительно направления прокатки, а минимальные скорости (малые упругие модули) соответствуют узкому диапазону углов ($\pm 30^0$). Различие по скоростям волн Лэмба в зависимости от направления проката составляет до 20 м/с.

По площади образца анизотропия может оказаться крайне неравномерной (рис. 2,б). Неравномерность может являться следствием неполной рекристаллизации структуры металла с выраженной текстурой (рис. 2,б).

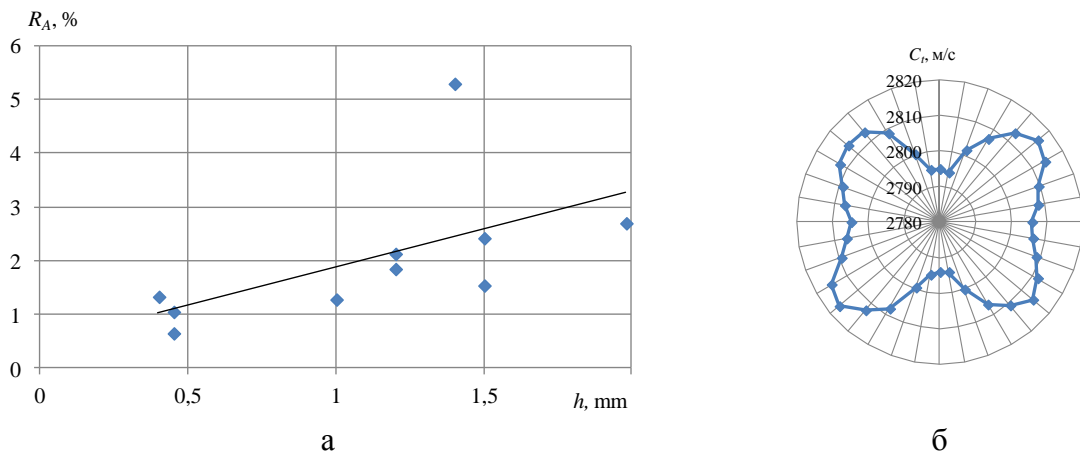


Рис. 1 Зависимость коэффициента акустической анизотропии R_A от толщины проката h (а), угловая индикатриса скорости волны Лэмба (б)

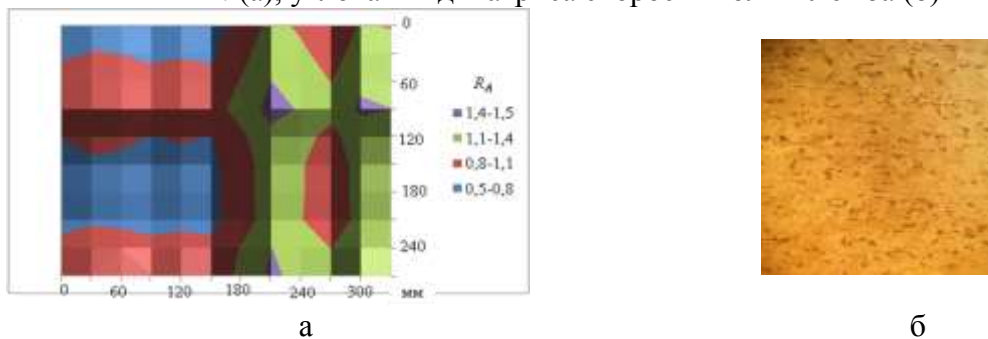


Рис. 2 Распределение коэффициента упругой анизотропии R_A по поверхности листа (а), текстура проката и незавершенная рекристаллизация (б), 100×

Таким образом, измерения параметров объемных, рэлеевских волн в прутках и волн Лэмба в листах с использованием бесконтактных ЭМА преобразователей могут быть использованы в качестве тонкого инструмента исследования структурных состояний материалов, анизотропии свойств при выборе технологий и режимов термической обработки, интенсивной пластической деформации и других внешних энергетических воздействий, в том числе при создании перспективных материалов с иерархической структурой, при разработке новых технологий и надежных конструкций.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-00051).

ИДЕНТИФИКАЦИЯ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ СТЕКЛОВОЛОКОННЫХ ЛАМИНАТОВ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Пантелеев И.А., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

ria@icmm.ru

Широкое применение волоконных тканых и нетканых ламинатов, полученных методом вакуумной инфузии, в авиакосмической,

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

автомобильной, судостроительной промышленности требует разработки методик анализа данных, получаемых тем или иным методом неразрушающего контроля в режиме реального времени. Разработка таких методик позволит оценивать степень поврежденности ответственных конструкций и узлов в процессе их эксплуатации. При этом на первый план выходят вопросы фундаментального характера, такие как определение стадийности процесса накопления повреждений в ламинатах в процессе их эксплуатации и условий перехода от дискретного накопления повреждений к формированию макроразрушения. Одним из наиболее широко используемых методов для неразрушающего контроля изделий из композиционных материалов является метод акустической эмиссии, позволяющий *in situ* оценивать интенсивность развития дефектов различных типов на широком спектре пространственных масштабов. Данные акустической эмиссии содержат в себе информацию о типах дефектов-источников, характере их роста, пространственно-временных закономерностях их развития, поэтому актуальной задачей является разработка методов анализа этих данных, позволяющих получить максимальную информацию об источниках акустической эмиссии.

Настоящая работа посвящена исследованию стадийности накопления поврежденности в тканых стекловолоконных ламинатах при одноосном растяжении на основе данных акустической эмиссии. Основной акцент в работе сделан на разработку методик идентификации механизмов разрушения ламината по данным акустической эмиссии с использованием походов кластерного анализа. Проведена серия экспериментов по одноосному растяжению тканых стекловолоконных ламинатов с непрерывной регистрацией акустической эмиссии на базе системы Amsy-5 Vallen. Из множества параметров импульсов акустической эмиссии методами корреляционного анализа и метода главных компонент определен ряд параметров (максимальная амплитуда, частота максимума спектра, нормированное время нарастания), имеющих наибольшую вариативность и автономность. Данные параметры были использованы для кластеризации всего объема данных акустической эмиссии с использованием метода *k*-средних. В результате показано, что все импульсы акустической эмиссии, зарегистрированные в процессе деформирования ламината, разделяются на четыре кластера (класса) с характерными амплитудными и частотными характеристиками. Каждый из кластеров соответствует конкретному механизму разрушения: локальному разрушению матрицы, разрушению волокна, деламинации, отслоению матрицы от волокна. Анализ временной динамики импульсов каждого класса позволил установить характерные стадии развития процесса разрушения в тканых ламинатах. По данным акустической эмиссии построена эволюция параметра структурного скейлинга для каждого из

классов, отражающего степень пространственно-временной коррелированности накопления дефектов различных типов [1].

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант 14-19-01173).

Литература:

1. Panteleev I., Plekhov O., Pankov I., Evseev A., Naimark O., Asanov V. Experimental investigation of the spatio-temporal localization of deformation and damage in sylvinite specimens under uniaxial tension // Engineering Fracture Mechanics. 2014. V. 129. P. 38-44.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В УСЛОВИЯХ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В., Колубаев Е.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

makarov@phys.asu.ru

Пластическая деформация металлов и сплавов в ходе термомеханического нагружения в широком интервале температур осуществляется двояким образом: монотонным путем, когда на зависимости деформации от времени (температуры) процесса отсутствуют события, нарушающие монотонность; немонотонным путем, когда на этой зависимости наблюдаются макроскопические деформационные скачки.

Деформационное поведение металлов и сплавов на микро- и макроструктурных уровнях коррелирует с акустической эмиссией, сопровождающей процесс накопления деформации при высоких температурах: монотонное накопление деформации сопровождается низкоамплитудной акустической эмиссией; скачкообразное накопление деформации характеризуется высокоамплитудными единичными сигналами акустической эмиссии. Поэтому акустическая эмиссия выступает как фактор корреляции элементарных деформационных актов.

Кроме среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии U анализировали интегральный параметр акустической эмиссии $J = \sum U^2 \Delta t_i$, где Δt_i – шаг разбиения временного интервала процесса. Интегральный параметр акустической эмиссии J пропорционален энергии акустической эмиссии и характеризует интенсивность элементарных деформационных процессов, ответственных за формирование акустических сигналов.

Для всех неизотермических циклов при механических нагрузках в интервале от 40 до 200 МПа на деформационной зависимости можно выделить две области: низкотемпературную – область I, высокотемпературную – область II, отличающиеся скоростью накопления деформации, следовательно, скоростью элементарных деформационных

процессов. Данные расчёта энергетического параметра для двух областей представлены на рис. 1.

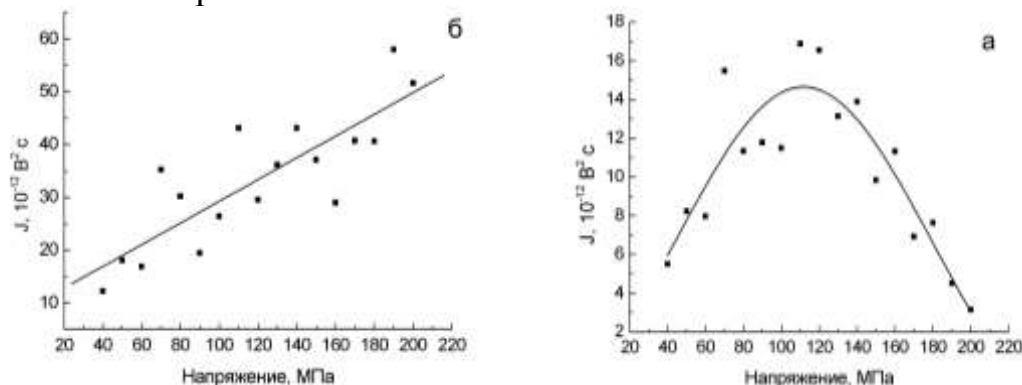


Рис. 1. Изменение интегрального энергетического параметра от нагрузки в циклах для низкотемпературного участка I (а) и высокотемпературного участка II (б).

В низкотемпературной области параметр J немонотонно зависит от нагрузки в циклах – максимальное значение J ($15 \text{ мкВ}^2 \text{ с}$) достигается при нагрузке около 110 МПа (рис.1а). В высокотемпературной области параметр J линейно растёт при увеличении нагрузки в циклах (рис.1б). Можно утверждать, что корреляция элементарных деформационных актов на первом температурном интервале снижается с ростом нагрузки, в то время, на втором участке нагрузка способствует корреляции в элементарных деформационных актах.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СО СВАРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ

Поляков В.В.¹, Колубаев Е.А.², Салита Д.С.¹, Дмитриев А.А.¹

¹Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
pvv@asu.ru

Применение сплавов на основе алюминия в таких отраслях, как космическое машиностроение и авиастроение, предъявляет повышенные требования к эксплуатационным свойствам этих материала. Распространенным способом объединения отдельных элементов из алюминиевых сплавов в конструкцию служит сварка, при этом одним из новых и эффективных видов является сварка трением с перемешиванием. В то же время изготавливаемые сварные соединения отличаются высокой неоднородностью и значительной дефектностью, что вызывает преждевременное разрушение при эксплуатации. Это требует выявления закономерностей формирования структуры сварных соединений, а также особенностей развития в них пластической деформации и разрушения. В настоящей работе проводится исследование этих закономерностей для алюминий-магниевых сплавов, полученных сваркой трением с перемешиванием.

Механические испытания проводились для образцов алюминий-магниевого сплава АМг5М в отожженном состоянии, подвергавшихся статическому растяжению. Центральная (рабочая) часть образцов содержала сварное соединение. Для выявления вклада различных видов дефектов сварных соединений в процесс разрушения специально создавались различные технологические режимы сварки. Именно, наряду с оптимальным режимом, обеспечивавшим высокие прочностные характеристики, применялись режимы с повышенной скоростью поступательного движения инструмента и с уменьшенным усилием прижатия свариваемых элементов.

Проведенные механические испытания выявили существенное различие процессов пластической деформации и разрушения для образцов, изготовленных в разных условиях. Именно, наблюдалось уменьшение до 35% предела прочности и до 60% предельной деформации, оцениваемых по точке обрыва кривой деформационного упрочнения для образцов, содержащих сварные соединения, полученные с измененными технологическими режимами. Изменялся также вид кривой деформационного упрочнения. При оптимальном режиме сварки процесс разрушения происходил за один этап путем развития магистральной трещины. При отклонениях от этого режима разрушение развивалось в несколько этапов, что отражало появление нескольких магистральных трещин. Эти трещины формировались вследствие образования в сварном соединении крупных дефектов различных видов, отчетливо выявлявшихся при микроскопии шлифов.

Для выявления механизмов разрушения сварных соединений существенный интерес представляет фрактографический анализ поверхностей изломов, приходящихся на области сварки. Было установлено, что разрушение образцов, изготовленных при основном режиме, возникало на границе между швом и исходным материалом, при этом поверхность разрушения развивалась под 45° к оси растяжения и имела вид скола. Для образцов, изготовленных при отклоняющихся от основного режимах, разрушение, как правило, развивалось в плоскости, проходившей через центр сварного соединения. Поверхности разрушения содержали следы крупных дефектов – пор, включений, микротрещин и т.д.

Таким образом, выявленные особенности деформационного поведения алюминий-магниевых сплавов, полученных с помощью сварки трением с перемешиванием, обусловлены формированием в зоне сварного шва различных дефектов строения. Эти дефекты выступают в качестве основных концентраторов упругих напряжений при нагружении и источниками преждевременного трещинообразования, приводящего к снижению механических характеристик материала.

DAMPING IN VISCOELASTIC CONTACTS UNDER COMBINED NORMAL AND TANGENTIAL OSCILLATION

Popov M., Qiang Li, Popov N.
Berlin University of Technology, Germany

If a contact of two purely elastic bodies with no sliding (infinite coefficient of friction) is subjected to superimposed oscillations in the normal and tangential directions, then a specific damping appears that is not dependent on friction or dissipation in the material. This effect has been described in 1 and called “relaxation damping”. The rate of energy dissipation due to relaxation damping was calculated in a closed analytic form for arbitrary axially-symmetric contacts. In the case of equal frequency of normal and tangential oscillations, the dissipated energy per cycle was proportional to the square of the amplitude of tangential oscillation and to the absolute value of the amplitude of normal oscillation, and is dependent on the phase shift between both oscillations. In the present paper, the results of 1 are generalized for a contact with a linearly elastic elastomer. The relaxation damping becomes now dependent on the frequency of the oscillation. We calculate the energy losses in the closed form and compare them with the dissipation due to internal losses in the material due its viscosity. Generalizations of the above results for the case of arbitrary form of contacting bodies and the case of finite friction coefficient bodies are discussed. The obtained results may be of interest for non-destructive health monitoring of structures with frictional contacts or materials with breathing cracks.

References:

1. Popov, M., Popov, V.L., & Pohrt, R. (2014). Relaxation damping in oscillating contacts. arXiv:1410.3238.

ULTRASONIC-ASSISTED FRICTION STIR WELDING ON 7075 ALUMINUM ALLOY

Tarasov S.Yu.^{1,2}, Rubtsov V.Ye.^{1,2}, Kolubaev E.A.^{1,2}, Ivanov A.N.^{1,2}, Fortuna S.V.², Eliseev A.A.², Kalashnikova T.A.², Filippov A.V.^{1,2}, Chumaevskii A.V.²

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

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

rvy@ispms.ru

It is known that ultrasound impact post-weld treatment (UIT) is applied for relieving the residual stresses and improving the fatigue resistance on welded joints obtained by both fusion and non-fusion methods. Also there is another method of ultrasound treatment is known such as ultrasonic-assisted welding (UAW) when ultrasonic oscillations are delivered directly into the weld zone using different types of transducers and tools. It is reported that such a treatment serves for higher strength and tribological properties of the friction stir welded (FSW) joints.

The objective of our work was to study the efficiency of ultrasonic-assisted friction stir welding on 7075AT1 sheet butt welded joints through characterizing their microstructure and tensile strength.

The microstructure of hot-rolled 7075 alloy sheets is represented by elongated grains oriented along the rolling direction and intermetallic insoluble particles. Judging by the XRD reflections broadening the solid solution grains retain some micro-stress level and dislocation density.

Three different weld cross-section zones have been examined such as stir zone (SZ), thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and heat affected zone (HAZ).

The microstructure of SZ is characterized by fine equiaxed grains formed by recrystallization on welding. The TMAZ consisted of fine grains elongated with respect to metal flow pattern. These grains resulted from dynamic recrystallization of the hot-rolled grains deformed by the SZ-exerted shear+compression stress. The microstructure of HAZ had lower microhardness level which says on both rolling stress relieving and structural recovery.

It was shown that ultrasonic-assisted friction stir welding allowed reducing the mean grain size in the stir zone. Also UAW induced extra compressive macrostresses, which have been detected using the XRD in the welded metal. These stresses are oriented both along the weld seam centerline and in perpendicular direction. These macrostresses are responsible for higher microhardness of the SZ metal in UAW sample.

Another result of using the UAW in friction stir welding was obtaining additional plasticizing effect on the welded metal which served for better stirring and eliminating the remnant joint line defect. Such a result allowed obtaining higher tensile strength on the UAW sample.

When studying the distribution of intermetallic insoluble particles in the stir zone it was found that ultrasonic treatment provided additional mechanical crushing of these particles thus reducing their final size and simultaneously increasing their volume content as compared to the sample welded without UAW.

The results of this study allow for further optimization of both the UAW technique and efficiency of structural improvements in the FSW joints on aluminum alloys.

АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Поляков В.В.¹, Салита Д.С.¹, Егоров А.В.¹, Колубаев Е.А.², Лепендин А.А.¹

¹*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*

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

pvv@asu.ru

Многие изделия, изготавливаемые из конструкционных материалов с помощью сварочных технологий, предназначены для применения в экстремальных условиях. Это предъявляет повышенные требования к

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

структуре и прочностными характеристиками участков сварных соединений, поскольку они характеризуются большим количеством дефектов структуры и являются источниками преждевременного трещинообразования. Актуальной задачей является разработка методов диагностики и контроля сварных соединений, обеспечивающих надежное выявление деформационных процессов на стадиях предразрушения и разрушения. В настоящей работе исследуются возможности применения для диагностики разрушения в сварных соединениях алюминиевых сплавов метод акустической эмиссии.

Исследования проводились на образцах алюминий-магниевого сплава, содержащих сварное соединение, полученное по технологии сварки трением с перемешиванием, а также для сопоставления - на сплошных образцах, не содержащих сварной шов. Образцы подвергались статическому растяжению с постоянной скоростью деформации. При испытаниях проводилась одновременная регистрация прилагаемой нагрузки, абсолютной деформации и среднеквадратичного значения напряжения акустической эмиссии, использовавшегося в качестве основного информативного параметра.

Для выявления зависимостей между структурой сварного соединения, определяемой режимом сварки, и параметрами акустической эмиссии задавались различные технологические режимы. Микроструктура получаемых сварных соединений исследовалась с помощью оптической микроскопии путем послойного металлографического анализа. Для этого по сечению сварных швов изготавливались металлографические шлифы. Микроструктура швов, изготовленных при отклонении от основного режима сварки трением с перемешиванием, отличалась наличием крупных дефектов в виде пор, пронизывавших шов. Эти поры выступали в качестве доминирующих концентраторов упругих напряжений при нагружении образцов. Релаксация этих упругих напряжений проходила за счет образования и развития микротрещин. Скачки таких трещин играли роль основных источников акустико-эмиссионного излучения, регистрация которого применялась для контроля деформационных процессов.

Было установлено, что акустико-эмиссионные кривые для образцов, изготовленных при различных технологических режимах сварки, значительно различаются. Кривая акустической эмиссии для образцов, изготовленных с использованием оптимального режима, характеризовалась одним мощным пиком (как и для сплошных образцов). Такой вид кривой отражал распространение магистральной трещины, приводящее к разрыву образца. Для образцов, изготовленных при режимах, отклоняющихся от оптимального, на стадии разрушения наблюдалось несколько пиков кривой акустической эмиссии. Это может быть связано со скачками нескольких магистральных трещин, образующихся возле крупных дефектов в области сварного шва.

Полученные результаты акустико-эмиссионных испытаний образцов алюминий-магниевого сплава, содержащих сварные соединения, свидетельствуют, что информативные параметры акустической эмиссии отражают различия в структуре этих соединений. Это позволяет использовать метод акустической эмиссии для диагностики сварных соединений, а также применять его для контроля нарушений технологического режима сварки

ПРИМЕНЕНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА ПОЛОС ЧЕРНОВА - ЛЮДЕРСА

Семухин Б.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
bss@ispms.tsc.ru*

Явление зарождения и движения полос локализации, будь то полосы Людерса или полосы сдвига связано с образованием сигналов дискретной акустической эмиссии (САЭ). Поэтому вопрос связи координат САЭ, их количества с локализацией деформации в виде полос локализации является актуальной научной задачей, при решении которой можно вскрыть механизмы и деформации и локализации.

В настоящей работе были исследованы стали в которых явление образования полос Людерса хорошо наблюдается на площадке текучести, стали Ст. 3сп, 20, М16С, 09Г2С, 15ХСНД, 17Г1СУ, 40Х13, 08Х18Н10Т. В наших исследованиях для всех образцов малоуглеродистых сталей удается наблюдать возникновение сигналов акустической эмиссии и сопоставить время и место их возникновения с перемещением уединенного фронта - полосы Людерса. При распространении деформации Людерса вдоль рабочей части образца источники акустической эмиссии локализованы в области перемещающегося фронта. Это следует из упорядоченного распределения зафиксированных сигналов акустической эмиссии. В начальный момент времени у одного и того же края образца возникает САЭ. Он может быть порожден наличием больших градиентов напряжений на поверхности у края образца и субмикротрещинами, присутствующими там же. Этот сигнал вызывает возникновение автоволны переключения, согласно теории Зуева и др (Фролов К.В., Панин В.Е., Зуев Л.Б. и др. Изв. вузов. Физика. 1990. Т. 33,2 С. 19-35.) которая начинает движение как вдоль образца, так и поперек. Так как ширина образца значительно меньше его длины автоволна достигнет его противоположного края быстрее, чем торца. На своем пути она взаимодействует с границами зерен, попадающихся на ее пути. Это приводит к образованию нового САЭ, который в свою очередь подпитывает автоволну и так процесс идет до тех пор, пока не достигнет

другой стороны образца. Затем происходит то же, что и в начале - на одной и той же стороне образца возникает новый САЭ и вся процедура повторяется. Пройдя всю ширину образца процесс повторяется раз за разом и по образцу движется автоволна, именуемая полосой Чернова – Людерса (ПЧЛ). Она закончит свое движение по нескольким сценариям: 1)- пройдя всю длину образца и не встретив аналогичной, но движущейся ей на встречу ПЧЛ одиночная полоса аннигилирует у захвата образца; 2)- встретив аналогичную ПЧЛ, наша полоса аннигилирует со встречной и процесс завершится; 3)- встретив на своем пути дефект типа несплошности с большой концентрацией напряжений наша ПЧЛ может изменить как скорость движения, так и угол фронта движения, но все равно она должна дойти до захвата и аннигилировать..

Атоволевой механизм пластической деформации наглядно прослеживается при возникновении сигналов дискретной акустической эмиссии в случае деформации образца. Все сигналы имеют одну природу образования, что сказывается на равномерной скорости движения полос Чернова Людерса- автоволн переключения. Автоволна – ПЧЛ для всех материалов образуется в результате возникновения на границе раздела больших градиентов напряжений. Параметры сигналов АЭ позволяют оценить параметр автоволны переключения - ее скорость.

АНАЛИЗ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ ТИТАН - СТАЛЬ, СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ

Малютина Ю.Н., Скороход К.А., Шевцова К.Е., Чеснокова А.В.

Новосибирский государственный технический университет, Россия

iuliamaliutina@gmail.com, k.skorokhod@mail.ru,

ksenia_shevtsova@mail.ru, a.chesnokova.v@mail.ru

Титан и его сплавы характеризуются высокой удельной прочностью и относительно низкой плотностью, а также высокой коррозионной стойкостью на воздухе, в морской воде и других коррозионных средах и поэтому применяются во многих отраслях промышленности. Основным недостатком титановых сплавов является их высокая стоимость и относительно невысокие прочностные показатели, поэтому в некоторых случаях их применение может быть сильно ограничено. Использование титана в сочетании с прочными конструкционными материалами, в качестве которых выступают стали, является эффективным решением отмеченной проблемы. Таким образом, цель исследования заключалась в формировании сваркой взрывом слоистых материалов из высокопрочных пластин титана и стали с использованием промежуточных вставок из пластичных материалов с целью повышения вязкости разрушения материала.

Многослойный композит из титана ВТ23 и стали 65Г был сформирован по технологии сварки взрывом с использованием

промежуточных тонколистовых пластин из технически чистого титана ВТ1-0 и низкоуглеродистой стали 08ПС. Скорость точки контакта при переходе от верхней пластины к нижней изменялась в диапазоне 4-2,3 км/с, а угол соударения пластин – 25-10 ° соответственно.

Для проведения металлографических исследований из сформированных сваркой взрывом многослойных композитов вырезали образцы в направлении, совпадающем с продвижением точки контакта. Испытания на ударную вязкость слоистых композитов проводились на образцах с концентраторами V-образной формы.

Структурный анализ сварных швов, сформированных между различными слоями материалов, свидетельствует об их различной морфологии. В композите можно наблюдать волновое и безволновое строение швов. Результаты оптической металлографии показали, что в сварных соединениях многослойного композита типа Вt23 – 65Г отсутствуют дефекты в виде непроваров. Однако в пластине титанового сплава ВТ23, расположенной в центральной части композита наблюдались трещины, которые являются признаком образования и распространения полос локализованного течения. Эти полосы расположены под углом 60° относительно вектора скорости точки контакта и противоположны ему по направлению. При анализе структуры титановых слоев на большем увеличении была обнаружена система, в которой полосы искривляются при деформации материала. Также можно наблюдать зоны рекристаллизованного металла вблизи сварных швов, примыкающих к границам сопряжения титановых пластин, что обусловлено протеканием интенсивного выделения тепла. Отдельные раковины, образовавшиеся в сварных швах вихревого строения между ВТ23 и ВТ1-0, свидетельствуют о происходящем в процессе соударения пластин нагреве локальных участков материалов до температуры плавления и последующей ускоренной кристаллизации. Анализ структуры вихревых построений, формируемых в процессе сварки взрывом между 65Г и 08ПС, свидетельствует о формировании структуры мартенсита в участках переплава. Процессы, происходящие при сварке взрывом, а именно высокие температуры нагрева и резкие скорости охлаждения схожи с процессами, происходящими при закалке сталей, в результате чего формируется пересыщенный твердый раствор.

Испытания на ударный изгиб композита, сформированного сваркой взрывом, свидетельствуют о существенном приросте уровня вязкости разрушения композиционного материала по сравнению с исходными материалами. Результат увеличения работы затраченной на разрушение многослойного пакета объясняется формированием межслойных границ. Причем имеющиеся в композите слои пластичных материалов (ВТ1-0 и 08ПС) играют положительную роль при сохранении вязкости.

Сварка взрывом является эффективным технологическим процессом при формировании многослойных композитов типа «титан - сталь» с чередующимися слоями прочных и пластичных материалов. Методами микроструктурного анализа были обнаружены полосы локализованного течения в поверхностных слоях титанового сплава ВТ23. Их образование связано с термодинамическими особенностями процесса сварки взрывом. Причины повышения ударной вязкости связаны с положительным влиянием межслойных границ, а также наличием пластичных слоев.

**ПРОЕКТИРОВАНИЕ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ ЦИФРОВЫХ
РЕНТГЕНОВСКИХ 3D-МИКРОТОМОГРАФОВ ДЛЯ
ДИАГНОСТИКИ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ
РАДИОЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЫ
С ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ**

Сыряжкин В.И., Сунцов С.Б., Клестов С.А., Ечина Е.С.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
klestov_simon@mail.ru, zrtom1@mail.ru*

Современной науке доступны методы анализа внутренней микроструктуры объекта различными способами. Одним из лучших методов неразрушающей визуализации является метод рентгеновской микротомографии. Которая дает возможность получать изображение внутренней структуры непрозрачных объектов в трехмерном виде с высоким пространственным разрешением [1-3]. Существует необходимость изучения внутренней структуры объектов, непрозрачных в видимом диапазоне электромагнитного излучения, особенно биологических, с микронным разрешением. Развитие методов рентгеновской микроскопии позволило заглянуть внутрь непрозрачных объектов с разрешением, превышающим возможности оптической микроскопии. Сегодня рентгеновская микротомография имеет широкий спектр областей применения. Используемые алгоритмы позволяют достигать высокой степени детализации и высокой точности восстановления и анализа 3D-модели. Это даёт возможность применять метод рентгеновской томографии для осуществления неразрушающего контроля качества материалов и изделий в производственно-технологических целях в следующих отраслях промышленности:

- в металлургии для оценки качества состава и структуры выпускаемых продуктов;
- в машиностроении и приборостроении для контроля качества используемых деталей и их сборки;
- в электронной промышленности для анализа сборки полупроводниковых приборов, а также припайки контактов электронных компонентов к печатным платам.

6. Методы и средства неразрушающего контроля материалов и конструкций с иерархической структурой, включая сварные соединения

Рентгеновская микротомография также может применяться в научно-исследовательских целях для изучения внутренней структуры органических и неорганических объектов в следующих областях:

- в биологии и медицине для оптимизации рентгенологических методов исследования и диагностики;
- в физике при проведении различных экспериментальных исследований, реализованных посредством применения, для визуализации внутренней структуры объектов и физических процессов, происходящих в исследуемых образцах;
- в химии для визуализации внутренней структуры опытных образцов, позволяющей наблюдать за механизмом появления дефектов, при создании и исследовании материалов. В статье описывается оригинальный интеллектуальный рентгеновский микротомограф (ИРМТ).

Характеристики ИРМТ:

- Различимость деталей: 1-13 мкм;
- Источник рентгеновского излучения: плавно-настраиваемый от 20 до 160 кВ, 10 Ватт;
- Датчик рентгеновского излучения: 2048 x 2048 12-bit цифровая рентгеновская камера с 27,6 x 27,6 мм полем обзора;
- Время восстановления трехмерных изображений: 10(мин/ см^3);
- Анализа трехмерных изображений: 60(мин/ см^3)).

Структурная схема которого представлена на рисунке 1[1].

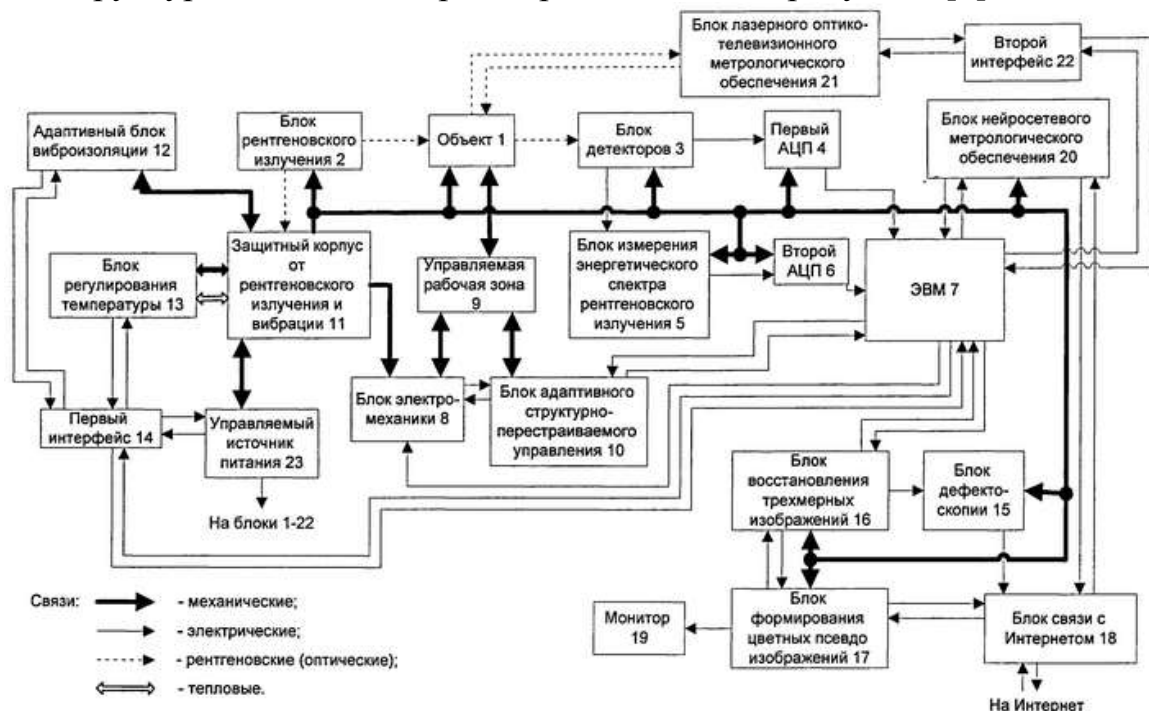


Рисунок 1 – структурная схема ИРМТ

ИРМТ работает следующим образом.

Блок рентгеновского излучения (БРИ) облучает объект, который размещается на управляемой рабочей зоне (УРЗ). Рентгеновские лучи БРИ,

проникая через объект, поступают на блок детекторов, воспринимающий поэлементно полный кадр изображения внутренней структуры объекта.

Аналоговый сигнал от блока детекторов оцифровывается АЦП и поступает на ЭВМ, на второй вход которой приходит цифровой сигнал от второго АЦП, преобразующий сигнал от блока измерения энергетического спектра рентгеновского излучения (БИЭСРИ). Этот блок измеряет составляющие спектра сигнала, снимаемого с блока детекторов.

Считывание изображения блоком детекторов осуществляется при вращении объекта вокруг вертикальной оси и смещении объекта вдоль вертикальной, горизонтальной и поперечной осей. Такие манипуляции с объектом производятся блоком электромеханики через управляемую рабочую зону (УРЗ), куда устанавливается объект. Уточнение (корректировка) перемещений УРЗ осуществляется блоком адаптивного структурно-перестраиваемого управления (БАСПУ). Цифровые сигналы от первого АЦП и второго АЦП поступают на ЭВМ, которая преобразует сигналы в цифровой массив, отображающий кадр энергетического спектра рентгеновского изображения [1].

Погрешность томографа.

На разрешающую способность ИРМТ влияют такие параметры, как точность системы позиционирования $\Delta_{\text{поз}}$, размер фокального пятна трубки $\Delta_{\text{фокал}}$ (зависит от характеристик выбранной рентгеновской трубки), разрешение детектора рентгеновского излучения $\Delta_{\text{дет}}$ (характеризуется параметром выбранного детектора)[7]. То есть разрешающая способность РМТ складывается из нижеприведенных параметров:

$$\Delta_{\text{рмт}} = \Delta_{\text{поз}} + \Delta_{\text{фокал}} + \Delta_{\text{дет}}$$

Таким образом, основные характеристики РМТ, разрешающая способность и скорость реконструкции изображения исследуемого объекта зависят от следующих параметров:

1. Параметры рентгенооптической системы.
2. Параметры электромехатронной системы позиционирования.
3. Параметры блока обработки данных.

При прохождении через вещество интенсивность рентгеновского излучения уменьшается по закону, характерному для электромагнитного излучения (закон Ламберта-Бугера):

$$I = I_0 \exp(-\mu x),$$

где I и I_0 - конечная и начальная интенсивности излучения соответственно; μ - полный линейный коэффициент ослабления; x — толщина слоя вещества. Коэффициент μ зависит от длины волны и плотности поглощающего материала.

Экспериментальные исследования

Пример исследования элементов РЭА могут служить реконструированные на микротомографе материал: тиристор, транзистор, светодиод.

Сканирование объектов исследования позволяет получить полные сведения о внутренней пространственной микроструктуре образца с микронным и субмикронным пространственным разрешением, сохраняя структуру образца. На рисунке 2 представлены сечения элементов РЭА, на которых видна структура объекта.

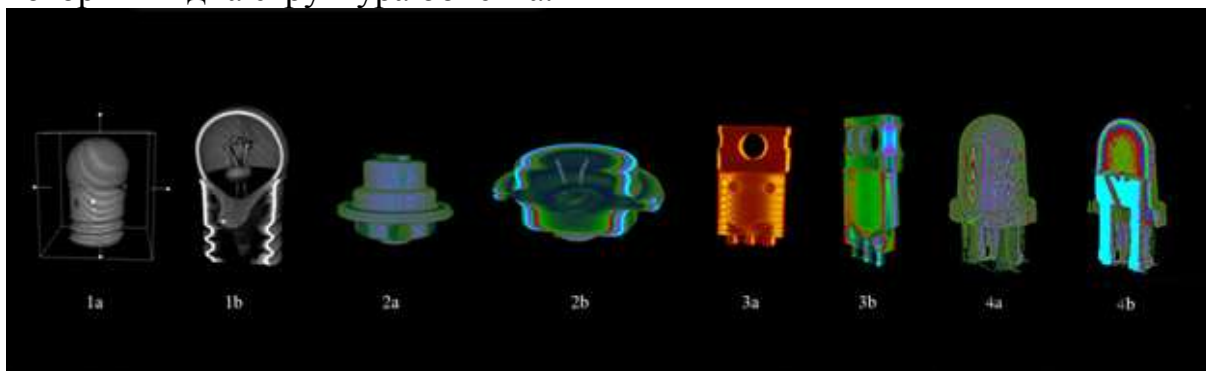


Рисунок 2 –реконструкция образцов: 1а- 3D модель лампочки, 1б- разрез лампочки, 2а-3D модель тиристора, 2б-разрез тиристора, 3а-3D модель транзистора, 3б-разрез транзистора, 4а-3D модель светодиода, 4б-разрез светодиода.

Заключение

На основе описанных данных авторским коллективом разработан первый отечественный интеллектуальный цифровой рентгеновский микротомограф для диагностики состояния материалов различного происхождения. Разработанный прибор имеет следующие отличительные достоинства:

1) высокоточная система позиционирования, способная обеспечить позиционирование исследуемого объекта с точностью ± 1 мкм;

2) полная автоматизация работы рентгеновского микротомографа, не требующая вмешательства пользователя в процесс построения 3D-модели исследуемого объекта;

встроенные алгоритмы анализа и классификация внутренней структуры и дефектов объекта и предобработки исходных данных неискажающего сжатия с целью экономии вычислительных ресурсов системы;

3) быстроедействие работы как аппаратного, так и программного обеспечения обусловленное использованием в составе программного обеспечения как аппаратной, так и программной частей рентгеновского микротомографа структурно-перестраиваемых алгоритмов управления, обеспечивающих значительно повысить точность и скорость работы рентгеновского микротомографа.

Работа выполнена по программе повышения конкурентно способности НИ ТГУ.

Литература:

1. Сырямкин В.И., Богомолов Е.Н., Бубенчиков М.А. и др. Современные методы исследования материалов и нанотехнологий. Учебное пособие (лабораторный практикум). – Томск: ТГУ, 2013. – 412с.

2. Клюев В. В., Соснин Ф. Р., Филинов В. Н. Неразрушающий контроль и

диагностика: Справочник/ под ред. В.В. Ключева. –М.: Машиностроение, 1995.–488с.

3. Инновации в неразрушающем контроле Sib Test: сборник научных трудов 2-ой Всероссийской с международным участием научно-практической конференции по Инновациям в неразрушающем контроле / под ред. В. А. Клименова, Томский политехнический университет. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 350 с.

4. Патент на изобретение *RU 2505800* Способ рентгеновской томографии и устройство для его осуществления. Сырямкин В. И. и др. 27.01.2014 Бюл. №3

5. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Изд-во «Металлургия», 1970, 2-е изд., с. 366.

6. Бубенчиков М.А., Газиева Е.Э., Гафуров А.О., Глушков Г.С., Жданов Д.С., Саньков Д.В., Сырямкин В.И., Шидловский С.В., Юрченко А.В. Современные методы исследования материалов и нанотехнологий. Томск: Изд. Том. ун-та, 2010.

DIFFUSION-CONTROLLED WEAR OF STEEL FRICTION STIR WELDING TOOLS USED ON ALUMINUM ALLOYS

Tarasov S.Yu.^{1,2}, Kalashnikova T.A.¹, Kalashnikov K.N.³,
Rubtsov V.E.^{1,2}, Eliseev A.A.¹, Kolubaev E.A.^{1,2}

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

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

³*National Research Tomsk State University, Russia*

tsy@ispms.ru, rvy@ispms.ru, eak@ispms.ru

Friction stir welding (FSW) has already gained a wide field of application in particular for joining aluminum alloy components in aviation and space industries. Further expansion of this method for other materials is retarded by the necessity to have more wear resistant tools. Nevertheless, even if using steel tools on aluminum alloys there is a demand on improving both wear resistance and material transfer in the weld zone in order to avoid the so-called "Lazy S" or remnant joint line defects. Therefore, studying the FSW tool deterioration mechanisms seems to be actual task at this stage of the process development.

The objective of this paper is to disclose the steel FSW tool wear mechanisms on welding aluminum-magnesium alloys.

When examining the worn steel FSW tools one can see a transfer layer on their steel surfaces. This transfer layer is composed of aluminum alloy components and forms as a result of adhesion between plasticized aluminum alloy and steel surface during friction stir welding. The end surface of the tool shows layered structures which might have been formed when plunge force was great enough to press the tool against a substrate beneath the aluminum alloy sheet. These structures are similar to those observed in sliding tests during shear instability.

Another thin continuous layer is found between the transfer layer and FSW tool's base metal. The most part of the tool's surface area is covered by this intermediate layer even if no transfer layer spots are found. The most

mechanically loaded areas of the tool are on the taper surface of the tool's pin and here one can see the so-called spikes directed inside the FSW tool metal and filled with this intermediate metal. According to the results of EDX this intermediate layer consists of intermetallic Fe-Al compound.

To characterize its mechanical strength, the nanoindentation tests have been carried out. As shown the maximum hardness of this layer was about 1700 HV as compared to 630 HV of the FSW tool steel. It is known that FeAl intermetallics possess high wear resistance, low friction and hardness at elevated temperatures. However, the problem is formation of the above mentioned spikes by diffusion on the most mechanically stressed areas, which finally leads to embrittlement and pulling out of a whole fragment of steel. The next stage will be forming a wear particle and intermixing it with the nugget zone metal.

So normal wear of FSW tools is by volume diffusion formation of continuous intermetallic film on the tools surface which serves as a protecting hard coating and keeps the wear rate minimum. However, formation of spikes by preferential diffusion along the grain boundaries of other defects must be avoided. For this purpose protective coatings must be employed.

FRICTION STIR PROCESSING ON HIGH CARBON STEEL U12

Tarasov S.Yu.^{1,2}, Melnikov A.G.², Rubtsov V.E.^{1,2}

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

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia*
tsy@ispms.ru, melnikov_ag@tpu.ru, rvy@ispms.ru

The use of FSP for carbon steel was reported to increase the hardness of the 200 μm thickness subsurface layer up to 900 HV as a result of quenching. An order of magnitude improvement in wear rate may be obtained as well as 25% friction reduction. The literature search shows the feasibility of FSP hardening the high carbon steels in order to enhance their wear resistance. Our results relating to wear resistance of medium carbon steel after FSP show very good wear resistance improvement as compared to non-treated medium carbon steel.

The objective of this work is to study the structure formation in FSP on high carbon steel as compared to medium carbon steel.

Processing on the U12 1.2% C steel has been carried out at tool rotation rate 1500 r.p.m. and feed 23 mm/min. On processing the samples were cut, polished and etched by Nital to obtain the cross section views. Cross section view of the processed metal shows at least three zones denoted as stir zone (SZ), heat affected zone (HAZ) and base metal. The microstructure of the stir zone consists of coarse 7 -28 μm grains with cementite 0.4-0.6 μm thickness network by their boundaries. The microstructure of HAZ is represented by globular pearlite grains similar to that of base metal. However, HAZ is characterized by higher amount of globular carbide particles precipitated just below the SZ/HAZ boundary. Precipitation of both coarse and fine carbide particles is the reason

behind the fact that HAZ is more heavily etched as compared to both SZ and base metal.

The average microhardness of zone A is about 700 MPa with two peaks reaching 800 MPa. HAZ has lower hardness as well as it is diminishing with the distance below the surface down to 250 MPa of zone which corresponds to the microstructure of the base metal globular pearlite. High hardness of the stir zone 700-800 MPa numerically corresponds to that of quenched steel. However, the microstructure of this zone is presented by large bainite grains and cementite network.

In high carbon steel cooling rate was slow enough to produce the cementite network. The austenitic grains became depleted by carbon and some of them might develop bainitic reaction. In combination with the cementite network such a structure may show high hardness as that obtained in the stir zone of high carbon steel.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА НЕРАЗЪЁМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ МЕТОДОМ СВАРКИ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Фортуна С.В.¹, Тарасов С.Ю.^{1,2}, Елисеев А.А.¹,
Иванов А.Н.^{1,2}, Колубаев Е.А.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
s_fortuna@ispms.tsc.ru

Метод сварки трением с перемешиванием (СТП) известен уже почти четверть века. За это время появились многочисленные его модификации. Целью всех модификаций является повешение производительности и технологичности процесса, а так же повышение служебных характеристик СТП-соединений. Современные разновидности СТП позволяют формировать равнопрочные с основным металлом СТП-соединения для большого перечня конструкционных металлических материалов (стали аустенитного класса, термически не упрочняющиеся алюминиевые сплавы и др.). Термически упрочняющиеся алюминиевые сплавы хотя и свариваются методом СТП, но СТП-соединения таких сплавов обладают пониженной механической прочностью. Обычно их предел составляет $(0,6 - 0,8) \sigma_b$ основного металла. Однако именно термически упрочняющиеся алюминиевые сплавы широко применяются в авиа- и ракетостроении прочность неразъёмных соединений из таких материалов является актуальной.

С целью повышения прочностных характеристик СТП-соединений было разработано технологическое оборудование, позволяющее одновременно осуществлять СТП и ультразвуковое воздействие на свариваемые детали.

В работе представлены результаты исследований микроструктуры и механических свойств неразъёмных соединений листового проката из высокопрочного алюминиевого сплава В95Т1 полученных методами сварки трением с перемешиванием (СТП) и модифицированным методом – сварки трением с перемешиванием в условиях ультразвукового воздействия (СТП-УЗ).

В результате проведенного комплексного исследования методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а так же измерений микротвёрдости и механических испытаний на растяжение установлено, что наложение ультразвукового воздействия на соединяемые детали в течение процесса СТП приводит к увеличению предела прочности СТП-соединения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (идентификатор проекта RFMEF157814X0045).

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СВАРНОГО ШВА ПРИ ВВЕДЕНИИ НАНОМОДИФИКАТОРА В ЗОНУ СВАРКИ

Шляхова Г.В.^{1,3}, Данилов В.И.^{1,2}, Кузнецов М.А.²,
Зернин Е.А.², Карташов Е.Ю.³

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

²*Юргинский технологический институт (филиал) НИ ТПУ, Юрга, Россия,*

³*Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск, Россия*

В настоящее время модифицирование применяется для измельчения структурных составляющих наплавленного металла [1, 2]. Это достигается введением непосредственно в сварочную ванну нанодисперсных металлических и неметаллических порошков-модификаторов. Размер зерен наплавленного металла при этом уменьшается, что приводит к изменению механических свойств сварного соединения в целом.

Введение нанопорошков в сварочную ванну осуществлялось с использованием специально разработанной сварочной головки. Использовали нанопорошки оксида Al, изготовленные по электровзрывной технологии в Институте физики высоких технологий Национально исследовательского Томского политехнического университета.

Для проведения исследований была произведена сварка образцов, изготовленных из стали 12Х18Н10Т, в среде аргона проволокой 12Х18Н9Т диаметром 1,2 мм Образцы наплавлились по двум различным технологиям: (а) наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения, (б) наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением Al₂O₃. Энергетические режимы сварки для обоих вариантов одинаковы.

Для исследования микроструктуры были изготовлены поперечные шлифы на каждом образце. При изготовлении шлифов использовались механическая шлифовка, механическая полировка на алмазной пасте АСМ

10/7 – 1/0 и химическое травление в «царской водке», смесь концентрированных азотной HNO_3 и соляной HCl кислот, взятых в соотношении 1:3. Исследование проводилось методами оптической металлографии на микроскопе Neophot-21 с записью изображений при помощи цифровой камеры Genius VileaCam и атомно-силовом микроскопе Solver PRO-47H.

Проведенные исследования показали, что все исследованные образцы являются весьма совершенными как по структуре, так и по качеству сварных швов. Установлено, что наплавленный металл имеет слоистое строение, которое обусловлено изменением условий теплоотвода по мере продвижения в глубь сварочной ванны. Вблизи свободной поверхности теплоотвод слабый, по-видимому, поэтому кристаллизация происходит по механизму формирования полиэдрических зерен, дендриты практически не успевают сформироваться. В остальной части наплавленного металла происходит типичная дендритная кристаллизация. Часть объема наплавленного металла занята ориентированными дендритами, а остальное – неориентированными. Слой неориентированных дендритов больше при использовании нанопорошка. При этом морфология дендритов менее грубая и более равноосная. Зона термического влияния представляет плавный переход от литой структуры наплавленного металла к полиэдрической зеренной структуре основного металла.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 - 2020 годы и частично поддержана грантом РФФИ № 14-08-00299.

Литература:

1. Соколов Г.Н., Трошков А.С., Лысак И.В., Самохин А.В., Благовещенский Ю.В., Алексеев А.Н., Цветков Ю.В. Влияние нанодисперстных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла. // Сварка и диагностика. – 2011. - №3. – С. 36-38.
2. Соколов Г.Н., Лысак И.В., Трошков А.С., Зорин И.В., Горемыкина С.С., Самохин А.В., Алексеев А.Н., Цветков Ю.В. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама. // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №6. – с. 41 – 47.

Секция 7. Иерархическая организация
объектов в геодинатике

СТРУКТУРА РАЗЛОМНОЙ ЗОНЫ В СЛОЕ ГЕОСРЕДЫ ПРИ РАЗРЫВНОМ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ СДВИГЕ ОСНОВАНИЯ В ПОЛЕ ДЕЙСТВИЯ ТЕКТОНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Стефанов Ю.П.^{1,2}, Бакеев Р.А.¹

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

²*Институт нефтегазовой геологии и геофизики им. А.А. Трофимука СО РАН, Новосибирск, Россия*
stefanov@ispms.tsc.ru, rustam@ispms.tsc.ru

В работе представлены результаты численного моделирования формирования разломных структур в слое геосреды при разрывном сдвиге основания в условиях, когда напряженно-деформированное состояние в слое обусловлено как силой тяжести и смещением блоков основания, так и действием тектонических напряжений.

Задача решается в предположении, что слой упруго-хрупкопластической среды лежит на жестком основании, разделенном пополам плоскостью разреза. Слой находится в поле силы тяжести, кроме этого задавались поперечные тектонические напряжения – сжимающие и растягивающие. В процессе горизонтального смещения блоков основания навстречу друг другу в слое формируются зоны локализации неупругой деформации, так называемые цветковые структуры нарушений. Как показано в ранних работах авторов, в зависимости от свойств среды и толщины слоя возможно формирование цветковых структур нарушений двух типов: в первом из них основными являются поверхности R сколов Риделя; во втором – первичными зонами нарушений оказались поверхности, ориентированные под углом $\sim 40^\circ$ в горизонтальной плоскости по отношению к оси сдвига. Действие тектонических напряжений приводит к тому, что цветковые структуры испытывают существенные трансформации: происходит поворот деформационных поверхностей, в случае сжимающих напряжений угол наклона к плоскости разреза уменьшается, растягивающих – увеличивается, вплоть до значений $\sim 70-80^\circ$.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 13-05-98083).

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ОТКЛИКА ГРАНИЦ РАЗДЕЛА СТРУКТУРНЫХ БЛОКОВ ГЕОСРЕДЫ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ

Григорьев А.С.¹, Шилько Е.В.^{1,2}, Астафуров С.В.^{1,2}, Димаки А.В.^{1,2,3},
Высоцкий Е.М.⁴, Псахье С.Г.^{1,2,3}

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

²*Национальный исследовательский томский государственный университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский томский политехнический университет, Россия,*

⁴*Институт геологии и минералогии им. В.С. Соболева СО РАН, Новосибирск, Россия*

grigoriev@ispms.tsc.ru

Известно, что при достижении напряжениями в разломных зонах земной коры порогового значения может происходить их динамическая

релаксация, сопровождающаяся высвобождением некоторого количества запасенной упругой энергии и регистрируемая как землетрясение. При этом для землетрясений в верхнем слое земной коры характерен сдвиговой механизм релаксации в виде динамического проскальзывания блоков по границе раздела.

Информация об уровне сдвиговых напряжений в разломной зоне может быть получена на основе анализа деформационного отклика на тестовые динамические воздействия. Поэтому целью настоящей работы являлось изучение характера связи величины сдвиговых напряжений на границе раздела с параметрами ее деформационного отклика на динамические воздействия. Исследования проводились путем численного моделирования методом подвижных клеточных автоматов (ПКА).

Численное моделирование осуществлялось в двумерной постановке. Рассматривалась идеализированная модель границы раздела структурных блоков геосреды, включающая зону контактного взаимодействия и прилегающие фрагменты блоков. Материал блоков полагался линейно-упругим и высокопрочным. Интерфейсная область моделировалась слоем материала с «пониженными» механическими свойствами и характеризовалась градиентом физико-механических свойств. Использовалось приближение плоского деформированного состояния.

Исходное напряженное состояние системы задавалось путем приложения к образцу постоянной силы, которая имела нормальную (F_{norm}) и тангенциальную составляющую (F_x). В данной постановке задачи напряжения, действующие в третьем измерении (σ_{zz}), не равны нулю и определяются приложенной нагрузкой в плоскости образца. Эти напряжения интерпретировались как литостатическое давление, что позволяло оценивать характерную глубину H залегания горизонтального пласта, моделируемого образцом.

Для различных значений F_{norm} и F_x проводились тестовые динамические воздействия на систему, и измерялась величина инициированного этим воздействием необратимого смещения γ_x^{imp} по границе раздела. Исследовались зависимости величины γ_x^{imp} от уровня сдвиговых напряжений ($f_x = F_x / F_x^{max}$, где F_x^{max} – максимальная сила сопротивления сдвигу на соответствующей глубине) для различных значений глубины залегания пласта H .

Результаты моделирования показали, что в общем случае зависимость $\gamma_x^{imp}(f_x)$ носит ярко выраженный нелинейный характер. При малых значениях f_x импульсное воздействие вызывает преимущественно упругий отклик (необратимые смещения, инициированные импульсом, малы и с ростом уровня сдвиговых напряжений меняются незначительно). При приближении уровня сдвиговых напряжений к некоторому пороговому значению, определяемому реологическими свойствами материала интерфейса, наблюдается резкий рост величины инициированного

смещения. Вблизи максимального уровня напряжений ($f_x \rightarrow 1$) зависимость $\gamma_x^{imp}(f_x)$ выходит на насыщение. При этом величина инициированных смещений на порядок величины превосходит их значения при малых f_x .

Анализ результатов моделирования показал, что характер зависимости $\gamma_x^{imp}(f_x)$ определяется глубиной залегания пласта. Так, описанное выше резкое увеличение величины инициированных смещений при достижении порогового уровня напряжений проявляется на глубине $H \approx 200$ м. С дальнейшим увеличением глубины зависимость $\gamma_x^{imp}(f_x)$ претерпевает незначительные изменения (основные различия кривых, соответствующих разным H , связаны с величиной γ_x^{imp} при выходе на насыщение). При этом ее характер остается неизменным. В то же время на меньших глубинах ($H < 200$ м) нелинейная зависимость $\gamma_x^{imp}(f_x)$ вырождается: во всем интервале значений уровня сдвиговых напряжений (за исключением узкого интервала f_x вблизи 1) система демонстрирует упругий отклик, и величина γ_x^{imp} остается равной нулю.

В предшествующих исследованиях авторов была сформулирована идея использования величины смещений, инициированных динамическим воздействием, в качестве эффективной характеристики близости уровня сдвиговых напряжений во фрагментах активных тектонических разломов к критическому значению. Результаты проведенного исследования позволяют оценить условия применимости предложенного подхода к оценке напряженного состояния фрагментов разломных зон. Показано, что предложенный авторами способ диагностики напряженного состояния является информативным на глубинах не менее первых сотен метров, где неупругая составляющая отклика становится хорошо различимой для большинства геоматериалов.

АНАЛИЗ ИСТОЧНИКОВ СЕЙСМИЧЕСКИХ ВОЛН ПРИ РАЗНЫХ МЕХАНИЗМАХ РОСТА ТРЕЩИНЫ ГИДРОРАЗРЫВА ДЛЯ МИКРОСЕЙСМИЧЕСКОГО МОНИТОРИНГА

Дучков А.А.¹, Стефанов Ю.П.^{2,3}, Яскевич С.В.²

¹Новосибирский государственный университет, Россия,

²Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия,

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

duchkovaa@ipgg.sbars.ru, yu_st@mail.ru, yaskevichsv@gmail.com

Одной из актуальных задач является разработка и усовершенствование методов оценки происходящих при проведении гидроразрыва событий. Микросейсмический мониторинг позволяет построить облако гипоцентров микросейсмических событий, которое характеризует рост трещины. В настоящее время активно развиваются методы определять механизмов источника этих событий в виде тензора моментов. Важным вопросом является связь тензора моментов по

микросейсмическим данным и геомеханическими процессами при росте трещины.

Целью работы является определение эффективных точечных источников сейсмических волн на основе анализа упругих колебаний, возникающих при росте трещины гидроразрыва. Численно исследованы некоторые особенности излучения упругих волн при продвижении трещины под действием внутреннего давления в зависимости от напряженного состояния, характера приращения трещины и свойств среды. На основе выполненных расчетов выделены наиболее близкие типы источников излучения, что может быть использовано для развития методов акустического мониторинга. Полученные типы точечных источников использованы, чтобы сузить класс возможных источников при инверсии данных микросейсмического мониторинга, т.к. в самой общей постановке определить тензор момента оказывается затруднительно из-за малой апертуры скважинных систем наблюдений. Проведенные исследования показали существенное влияние трещиноватости среды и пластической деформации на излучение.

Изучение процессов излучения было выполнено с использованием явной конечно-разностной схемы решения системы уравнений МСС.

Работа была выполнена при финансовой поддержке Сколтеха (Соглашение № 711-MRA)

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И МНОГОМАСШТАБНОГО РАЗРУШЕНИЯ В ГОРНОМ МАССИВЕ С ВЫРАБОТКАМИ ПРИ ВЕДЕНИИ ГОРНЫХ РАБОТ

Еремин М.О.^{1,2}, Макаров П.В.^{1,2}, Перышкин А.Ю.^{1,2},
Евтушенко Е.П.², Орлов С.А.¹

¹*Национальный исследовательский Томский Государственный университет, Россия,*

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

eremin@ispms.tsc.ru, pvm@ispms.tsc.ru, alexb700@yandex.ru,

eugene@ispms.tsc.ru, orlov@ftf.tsu.ru

Практика управления горным давлением требует понимания основных закономерностей накопления повреждений в кровле и почве породного массива при извлечении полезных ископаемых, например, угля. Для правильного выбора параметров крепи, необходимо знание шагов первичной и установившихся осадок кровли. Современные методы геомеханического моделирования, учитывающие структурные, а также упругие и прочностные особенности породного массива, позволяют исследовать эволюцию напряженно-деформированного состояния (НДС) при ведении горных работ на различных горизонтах залегания угольных пластов и проводить оценку шагов первичной и установившихся осадок кровли.

Для описания неупругого деформирования пород в массиве применена модель Друккера-Прагера-Николаевского с неассоциированным законом течения [1]. Полная система уравнений механики деформируемого твердого тела также дополнена моделью накопления повреждений, разработанной ранее [2].

В работе представлены результаты 2D и 3D моделирования эволюции НДС при движении очистной выработки на различных горизонтах залегания угольных пластов. Численно изучены особенности накопления повреждений и многомасштабного разрушения в кровле и почве породного массива. Получены оценки шагов первичной и установившихся осадок кровли для условий залегания угольного пласта на шахте «Алардинская», ОАО «ЮжКузбассУголь».

Показано, что породы кровли и почвы, сложенные в основном песчаниками и алевролитами, подвержены хрупкому и квазихрупкому разрушению. При движении очистной выработки формируются области локализованных повреждений различных масштабов, по которым происходит осадка кровли.

Анализ вида НДС показывает, что в своде формируется область переходного напряженного состояния, где происходит смена знаков напряжений, препятствующая распространению локализованных повреждений.

С увеличением глубины залегания угольного пласта до глубин ≈ 500 м наблюдается увеличение протяженности пролетов зависающей кровли, т.е. шаг осадки возрастает, затем длины зависающей кровли уменьшаются. Этот эффект обусловлен тем, что до глубин 500 м вклад в прочность пород за счет внутреннего трения превалирует над конкурирующим фактором накопления повреждений. С ростом глубины и соответствующим ростом напряжений скорость накопления повреждений существенно возрастает, что приводит к уменьшению длин осадок кровли.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ 14.17-00198.

Литература:

1. Николаевский В.Н. Геомеханика (том 1) / В.Н. Николаевский // М.: Недра. – 1996. – 447 с.
2. Макаров П.В., Еремин М.О. Модель разрушения хрупких и квазихрупких материалов и геосред. // Физ. Мезомех. 2013. – Т.16. – №1. – с. 5-26.

К ВОПРОСУ УПРАВЛЕНИЯ ГОРНЫМ ДАВЛЕНИЕМ С ПОМОЩЬЮ РАЗГРУЗОЧНЫХ ТРЕЩИН

Лавриков С.В.

*Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, Россия
lvk64@mail.ru*

Прохождение горной выработки нарушает целостность породного массива. Это влечет перераспределение напряжений в массиве, обуславливает концентрацию напряжений на контуре выработки и в

приконтурной зоне и, в конечном счете, становится причиной проявления пластических свойств и разрушения стенок выработки.

Для повышения устойчивости горных выработок практикуется ряд способов, позволяющих изменить нежелательное поле напряжений в окружающем массиве. Одним из способов влияния на напряженное состояние породного массива является создание разгрузочных щелей, приводящих к снижению уровня напряжений.

В работе предложена оригинальная постановка и решение задачи по анализу напряженно-деформированного состояния массива горных пород в окрестности горизонтальной выработки с учетом разгрузочной щели. В ближней зоне массива, прилегающей к выработке, задана специальным образом ориентированная поверхность ослабления (разгрузочная трещина) спиралевидной формы. На берегах трещины учтен закон сухого трения со сцеплением.

Полученное решение показывает, что наличие разгрузочной трещины и вовлечение в работу трения на ее берегах позволяет перераспределить нагрузку в ближней зоне массива более равномерно по сравнению с исходным состоянием без трещины. В результате зона повышенных давлений отодвигается от контура выработки вглубь массива, что увеличивает его несущую способность в целом. Показано, что при определенных значениях параметров несущая способность массива может быть увеличена в 2-3 раза.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АККУМУЛИРОВАНИЯ И ВЫСВОБОЖДЕНИЯ ЭНЕРГИИ В СТРУКТУРНО- НЕОДНОРОДНОМ МАССИВЕ ГОРНЫХ ПОРОД МЕТОДОМ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф.

*Институт горного дела СО РАН, Новосибирск, Россия
lvk64@mail.ru, revuzhenko@yandex.ru*

Одним из приоритетных направлений развития современной геомеханики является направление, связанное с учетом внутренней структуры среды. Наличие неоднородностей и блочности строения горного массива предопределяет существенную нелинейность и анизотропию поведения. Проскальзывания и учет трения вдоль границ между блоками могут приводить к аккумуляции упругой энергии в виде внутренних самоуравновешенных напряжений, а последующее разупрочнение – к неконтролируемому высвобождению этой энергии, т.е. к динамическим толчкам и горным ударам. С механической точки зрения горный массив здесь выступает как активная среда с внутренними стоками и источниками энергии.

В [1] предложен физический образец, моделирующий свойство среды запасать и высвободить упругую энергию. Он представляет собой пучок шероховатых стержней стянутых упругой нитью. Серия лабораторных экспериментов и теоретические оценки показали, что образец способен запасать в виде внутренних напряжений до 30% энергии, затраченной на его деформирование.

В настоящей работе рассмотрен способ численного моделирования нагружения физического образца из [1] на основе метода дискретных элементов. Образец моделируется ансамблем частиц, между которыми рассматривается упруго-вязкое взаимодействие с учетом трения. В качестве упругой обвязки выступают граничные частицы, связанные между собой упругими пружинами. Последнее означает введение дополнительного специального потенциала взаимодействия для граничных частиц, который оказывает влияние даже при отсутствии непосредственного контакта между частицами. В целом модельный образец представляет собой элемент среды, способной запасать часть энергии деформирования в виде внутренних напряжений. Проведено численное моделирование сжатия модельного образца и показано хорошее качественное соответствие результатов расчетов с данными лабораторных экспериментов [1].

Литература:

1. Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф. Об одной экспериментальной модели горной породы // ФТПРПИ. – 1991. – № 4. – с. 24-30.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ САМООРГАНИЗАЦИИ ТОНКИХ СЛОЕВ ГРАНУЛИРОВАННЫХ СРЕД ПРИ СДВИГЕ

Остапчук А.А., Павлов Д.В.

*Институт динамики геосфер РАН, Москва, Россия
ostapchuk@idg.chph.ras.ru*

Известно, что энергия, накопленная в процессе деформирования массива горных пород, может реализовываться различными способами – в виде динамических срывов вдоль нарушений сплошности, подвижек со скоростью распространения разрыва заметно меньше скорости поперечных волн (т.н. медленных землетрясений), асейсмичных явлений медленного скольжения, стабильного крипа. Условия формирования различных режимов деформирования пока изучены слабо. Локализация сдвига при землетрясениях в узкой зоне магистрального сместителя, позволяет использовать простые лабораторные эксперименты для исследования процессов зарождения и эволюции деформационных событий различных типов.

В настоящей работе представлены результаты лабораторных экспериментов, в которых исследовались закономерности сдвигового

деформирования тонких слоев гранулированных материалов и рассмотрено влияние процессов самоорганизации на формирование различных режимов деформирования.

В лабораторных экспериментах механические свойства гранулированных сред обусловлены формированием самоорганизующихся конгломератов нагруженных частиц, так называемых силовых мезоструктур, эволюционирующих по определенным законам. Пространственная структурированность кластеров силовых мезоструктур и особенности межгранулярного взаимодействия в значительной степени определяют режим деформирования тонкого слоя.

В процессе эволюции наличие слабо напряженных (разгруженных) контактов гранул приводит к разрушению силовых мезоструктур – образованию неконсолидированных диссипативных подструктур. Перестройка локального участка трещины сопровождается излучением акустических сигналов. На начальном этапе процесс самоорганизации приводит к локализации повреждений на микроскопическом масштабе, дальнейшая эволюция системы выводит процессы деструкции на более высокие иерархические уровни, что в результате приводит к распространению трещины или сдвигу ее берегов. Подготовка динамического события сопровождается ростом активности АЭ по степенному закону, что также свидетельствует о формировании иерархических самоподобных мезоструктур в процессе деформирования.

Будучи разрушенными в процессе деформирования, силовые мезоструктуры способны полностью замещаться аналогичными образованиями под влиянием сил межгранулярного взаимодействия, когда внешнее воздействие будет полностью скомпенсировано. Пока мезоструктуры разрушены не полностью, динамика деформационного процесса определяется особенностями межгранулярного взаимодействия внутри тонкого слоя. Установлено, что для зарождения динамических срывов необходимо формирование пространственно-упорядоченных кластеров силовых мезоструктур. В свою очередь, события медленного скольжения могут быть обусловлены как особенностями пространственной упорядоченности кластеров, так и реологическими особенностями межгранулярного взаимодействия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 14-17-00719).

ЭФФЕКТ ВЛИЯНИЯ СЛАБОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННУЮ ДИНАМИКУ РАЗВИТИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ГРАНИТА

Пантелеев И.А.¹, Мубассарова В.А.², Дамаскинская Е.Е.³,
Наймарк О.Б.¹, Богомолов Л.М.⁴

¹*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия,*

²*Научная станция РАН, Бишкек, Киргизия,*

³*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,*

⁴*Институт морской геологии и геофизики ДВО РАН, Южно-Сахалинск, Россия
ria@icmtt.ru*

Исследования динамики энергообменных процессов при деформировании геоматериалов с одновременным воздействием слабого электромагнитного поля, проводимые рядом научных коллективов на протяжении последних двадцати лет, позволили установить статистически значимый прирост акустической эмиссии, вызванный внешним воздействием, в независимости от влагонасыщенности образцов и их минерального состава при напряженности воздействующего поля 1-10 кВ/м [1], а также сформулировать критерии управляемого понижения уровня структурных напряжений, обусловленных локальными зонами повышенной дефектности. Несмотря на эти достижения вопрос о физических механизмах, определяющих это влияние, до сих пор остается дискуссионным.

Настоящая работа направлена на исследование отличительных особенностей пространственно-временной динамики акустической эмиссии при деформировании гранитных образцов с непрерывным воздействием слабого электрического поля. В работе сделан акцент на исследовании закономерностей пространственной кластеризации источников акустической эмиссии, их временных и статистических свойствах при непрерывном деформировании образцов гранита Мансуровского месторождения.

Данные акустической эмиссии, зарегистрированной в экспериментах с непрерывным электрическим воздействием на деформируемый образец и без него, были использованы для анализа следующих вопросов:

- Стадийность накопления повреждений и их пространственной кластеризации в результате решения задачи пространственной локации, задачи оценки величины параметра структурного скейлинга (концентрационного параметра);
- Статистические закономерности накопления повреждений (определение функционального вида распределения источников акустической эмиссии по энергиям для различных пространственных областей [2], b-анализ);

- Многопараметрическая классификация источников акустической эмиссии в результате решения задачи кластеризации с использованием метода (к-средних).

Обобщение полученного комплекса экспериментальных результатов позволило сделать следующий основной вывод: непрерывное воздействие внешнего электрического поля на деформируемый гранитный образец приводит к смене характера деформирования и разрушения с поэтапного образования и развития ряда локализованных в объеме образца разрывов (трещин) к дисперсному накоплению в объеме образца относительно большого количества соизмеримых по размеру трещин, коалесценция которых и вызывает макроразрушение.

Литература:

1. Bogomolov L.M., Il'ichev P.V., Sychev V.N., Zakupin A.S., Novikov V.A., Okunev V.I. Acoustic emission response of rocks to electric power action as seismic-electric effect manifestation // *Annals of Geophysics*. 2004. V. 47. N. 1. pp. 65–72.
2. Дамаскинская Е.Е., Кадомцев А.Г. Отклонение от закона Гутенберга-Рихтера // *ПЖТФ*. 2013. Т. 39. №2. С. 29-35.

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДАВЛЕНИЯ В ТРЕЩИНЕ ГИДРОРАЗРЫВА НА ДЕФОРМАЦИЮ В ЕЕ ВЕРШИНЕ

Стефанов Ю.П.^{1,2}, Романов А.С.³, Мясников А.В.⁴

¹*Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск, Россия,*

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

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

⁴*Сколтех, Сколково, Россия*

yu_st@mail.ru, alesandro_pato22@mail.ru, A.Myasnikov@skoltech.ru

Характер развития трещин гидроразрыва зависит от множества факторов, важнейшими из которых являются свойства и напряженное состояние окружающей среды, а также распределение давления нагнетаемой жидкости в трещине. От данных параметров зависят механизмы продвижения трещины и раскрытие ее берегов. Поскольку скорость течения жидкости в трещине и скорость продвижения трещины могут различаться, существует мнение о наличии незаполненного участка перед вершиной. Однако условия существования и протяженность незаполненного жидкостью участка трещины остаются не ясными.

В работе изучено влияние распределения давления внутри трещины, а также свойств и напряженного состояния среды на форму трещины и процесс деформации вблизи вершины. Рассмотрен рост трещин в слоистой упруго-хрупкопластической среде. Показано, что некоторое продвижение трещины и даже формирование отдельных изолированных участков возможно без раскрытия берегов, при отсутствии внутреннего давления. Такой характер поведения наблюдается при пересечении трещиной пластичной прослойки.

Исследование выполнено в рамках модели упруго-хрупкопластической среды. Моделирование процессов деформации и роста трещин выполнено для условий плоской деформации. Расчеты осуществлялись с использованием явной конечно-разностной схемы.

Работа выполнена при поддержке Сколтеха (Соглашение № 711-MRA).

ИЕРАРХИЧЕСКАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ ОБЪЕКТОВ СЕЙСМОГЕОДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ В ГЕОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЕ

Ружич В.В.¹, Псахье С.Г.², Левина Е.А.¹

¹*Институт земной коры СО РАН, Иркутск, Россия,*

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

ruzhigh@crust.irk.ru, sp@ms.tsc.ru

На территории Байкальской рифтовой зоны, начиная с 2001 года, проводится изучение геодинамических условий подготовки очагов землетрясений в земной коре с целью разработки методического подхода к осуществлению среднесрочного прогноза. С применением разработанного авторами программного обеспечения были изучены условия подготовки инструментально зарегистрированных землетрясений различного энергетического уровня в диапазоне значений $M=3,5$, - $7,9$ (Ружич, 1997; Левина, 2011). В результате установлено подобие стадийности и механизмов подготовки очагов формирования слабых, умеренных и сильных сейсмических событий. Такой результат позволяет осуществлять приемлемое вероятностное прогнозирование не только сильных местных землетрясений, но также и более умеренных с $M=4,0-5,5$, ($K=10^{11}$ - 10^{17} Дж), которые из-за их высокой повторяемости наносят значительный ущерб местному населению и строительным объектам.

В рамках физического моделирования авторами проводились натурные эксперименты в зонах разломов с целью выяснения условий возникновения микроисточников сейсмического излучения при прерывистом скольжении геоблока по шероховатой поверхности сегмента Ангарского разлома (Ружич, Псахье, Черных и др., 2014). В итоге также удалось выявить физико-механическое сходство и масштабное подобие механизмов и стадийности подготовки микроисточников сейсмического излучения (с энергиями порядка 10^0 - 10^3 Дж) по отношению к очагам тектонических землетрясений. Обнаруженное подобие в широком диапазоне размеров источников и энергий сейсмического излучения при формировании очагов динамического разрушения может быть объяснено проявлением сходства законов фрикционного трения в разномасштабных разрывных нарушениях (с размерами $0,01$ – 10^5 м) при многоуровневой деструкции в геологической среде, сопровождающейся излучением сейсмических колебаний в диапазоне энергий 1 - 10^{17} Дж.

При детальном изучении зеркал скольжения, возникающих в пятнах контактного взаимодействия неровностей в моменты скольжения берегов разломов со скоростями 1-10 м/с в условиях фрикционного разогрева, обычно возникает тонкое пленочное покрытие вследствие тончайшего истирания кристаллов горной породы до размерности в первые нанометры, с признаками спекания, плавления, следами преобразования вещественного состава в виде появления новообразованных минеральных фаз. С помощью различных методов спектроскопии на поверхности зеркал удается фиксировать возникновение тончайших слоев с молекулами воды, что может приводить к возникновению внезапной сдвиговой неустойчивости, а, следовательно, и к инициации сейсмогенных подвижек (Соболев, Веттегрень, Ружич и др., 2014, 2015). Подобные трибофизические процессы являются объектом изучения и в области физической мезомеханики деформирования разнообразных материалов. Таким образом, многие условия их динамической деструкции и преобразования при разных термобарических условиях фрикционного трения можно изучать на крупных геологических объектах. С другой стороны, открываются перспективы успешного применения достижений физической мезомеханики и трибологии для расшифровки закономерностей подготовки очагов землетрясений в глубоких горизонтах земной коры, имеющих определяющее значение для сейсмического прогноза.

ИСКАЖЕНИЯ ЗАКОНА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЗЕМЛЕТРЯСЕНИЙ ПО ЭНЕРГИЯМ ВСЛЕДСТВИЕ РАЗНЫХ РАЗМЕРОВ БЛОКОВ ГЕОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЫ

Сибиряков Б.П.¹, Копейкин А.В.²

¹*Институт нефтегазовой геологии и геофизики
им. А.А. Трофимука СО РАН, Новосибирск, Россия,*

²*Новосибирский исследовательский университет, Россия
SibiryakovBP@ipgg.nsc.ru*

Обычно трещиноватые или пористые тела моделируются некоторыми сплошными объектами, причём, многообразные процессы динамического деформирования описываются с привлечением сложных уравнений состояния, которые включают в себя не только большое множество неизвестных констант, определяемых из опыта, но даже неизвестных функций, которые подбираются так, чтобы теоретические расчёты отражали реальную ситуацию. Альтернативой такому подходу может служить иная модель континуума, где внутренняя геометрия пор и трещин задана с самого начала с помощью функционалов интегральной геометрии. Уравнение состояния, напротив, предполагается по возможности весьма простым, например, линейными соотношениями между средними напряжениями и деформациями. Так как свойства” в среднем “и свойства в

точке могут различаться как угодно сильно, то поведение континуума со структурой является весьма нетривиальным. Именно, уравнения равновесия и движения оказываются уравнениями в частных производных бесконечного порядка. Они описывают как обычные, быстрые волновые процессы, так и медленные волны, скорость которых снизу ничем не ограничена. Сейчас так называемые медленные землетрясения-это не только факт, но и раздел современной сейсмологии. Кроме того, возникают неустойчивые решения, которые соответствуют катастрофам. Число неустойчивых решений в зависимости от удельной поверхности пор или трещин можно сопоставить с распределением числа катастроф в зависимости от энергии, ибо она пропорциональна поверхности трещин, возникших в результате разрушения. В логарифмическом масштабе теоретический график весьма близок к прямой линии с углом наклона, соответствующим сейсмологическим наблюдениям. Однако, в случае, когда размером структуры является не просто обратная удельная поверхность, а случайная величина, описываемая некоторым распределением, с тем же самым математическим ожиданием и дисперсией, то закон распределения имеет определённые отклонения от стандартного. Эти отклонения зарегистрированы при акустической эмиссии на образцах в лаборатории, а также при некоторых сейсмологических наблюдениях в Алтае –Саянской складчатой зоне.

ЧИСЛЕННОЕ ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕРОВНОСТИ РЕЛЬЕФА ЗЕМНОЙ ПОВЕРХНОСТИ НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МАССИВА ГОРНЫХ ПОРОД

Смолин И.Ю., Ахметов А.Ж., Макаров П.В.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
smolin@ispms.tsc.ru*

Проблеме влияния неровности рельефа земной поверхности на напряженное состояние массива горных пород посвящены работы различных авторов [1–3]. Несмотря на проведенные исследования как аналитическими, так и численными методами, некоторые аспекты этой проблемы остались неизученными. В частности, не полностью исследовано совместное влияние коэффициента бокового распора и гористого рельефа на особенности напряженного состояния горных пород в массиве.

В данной работе с использованием конечно-разностного метода численно изучены зоны влияния возвышенностей и углублений различной формы при разных гипотезах естественного напряженного состояния горных пород в верхней части земной коры. Показано, что рельеф может оказывать существенное влияние на распределение вертикальных и особенно горизонтальных напряжений и приводить к образованию

растягивающих напряжений в горном массиве. Это оказывает сильное влияние на возможность обрушения кровли подземных выработок в области изменения напряженного состояния горного массива, обусловленного топографией.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 14-17-00198, осуществляемый на базе Томского государственного университета.

Литература:

1. Работа Э.Н. К определению напряженного состояния нетронутого массива при негоризонтальной земной поверхности // Горное давление и горные удары. Труды ВНИМИ. 1974. № 91. С. 39–48.

2. Марков Г.А. Савченко С.Н. Напряженное состояние пород и горное давление в структурах гористого рельефа / Отв. ред. Д.М. Бронников. Л.: Наука, 1984. 140 с.

3. Боровков Ю.А. Исследования влияния рельефа земной поверхности на напряженно-деформированное состояние массива пород и параметры горных выработок: дисс. докт. техн. наук. М., 1999. 355 с.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОЧНОСТИ В ОБЛАСТИ ЗЕМНОЙ КОРЫ БЛОЧНОЙ СТРУКТУРЫ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ

Татаурова А.А.¹, Стефанов Ю.П.^{2,3}, Суворов В.Д.², Мельник Е.А.²

¹*Новосибирский государственный университет, 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, SuvorovVD@ipgg.sbras.ru, MelnikEA@ipgg.sbras.ru

Численное моделирование широко используется для изучения геомеханических процессов, т.к. является единственным способом анализа процессов, протекающих на недоступных для бурения глубинах. Для этого необходим определенный набор данных о свойствах среды и возможных условиях. Однако данные о строении коры различных регионов распределены не равномерно и содержат не полную информацию о физико-механических свойствах. В первую очередь это касается реологических и прочностных характеристик пород. Поэтому одной из важнейших задач является изучение влияния прочностных и других свойств областей земной коры на напряженно-деформированное состояние и протекающие процессы.

В работе численно исследовано влияние распределения прочностных свойств в земной коре с учетом неоднородной блочной структуры на напряженно-деформированное состояние. Рассмотрены разные схемы учета изменения прочности с глубиной, а также влияние изменения свойств отдельных блоков на развитие процесса. Моделирование процессов деформации выполнено для условий плоской деформации.

Секция 8. Материалы и иерархически
организованные структуры в медицине
и молекулярной биологии

**ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
БИОИНЕРТНОГО СПЛАВА Ti-40Nb ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГАХ**

Ерошенко А.Ю.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Глухов И.А.¹,
Q. Zhu³, Уваркин П.В.¹, Толмачев А.И.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing, China*

eroshenko@ispms.tsc.ru

Металлы и сплавы медицинского назначения должны обладать не только высоким уровнем прочностных свойств (пределы текучести и прочности, циклическая выносливость), но и низким уровнем упругих свойств, таких как модуль упругости. Низкий модуль упругости позволяет осуществлять равномерное распределение деформаций и напряжений в системы «кость-имплантат» при их совместной работе. При этом снижается риск разрушения костной ткани в местах жесткого крепления имплантата к кости. Модуль упругости у титана и титановых сплавов, которые широко применяются в качестве имплантатов, находится в пределах 100-120 ГПа, что значительно выше модуля упругости костной ткани (15-55 ГПа). Поэтому перспективным направлением в области медицинского материаловедения является применение β -титановых сплавов с низким модулем упругости, например, сплавов систем Ti-Nb или Ti-Nb-Zr. Так легирование титана ниобием до 40 мас.% позволяет уменьшить модуль упругости до 55 ГПа [1], но при этом происходит снижение и прочностных характеристик. Формирование в сплавах нано- и ультрамелкозернистого состояния методами интенсивной пластической деформации, позволяют решать данную задачу. Она осуществляется при мегапластических деформациях в специально созданных стесненных условиях. В тоже время известно, что ультрамелкозернистое состояние металлов термически нестабильно при температурах, близких к порогу рекристаллизации, а тем более, выше порога рекристаллизации. Поэтому выявление верхнего порога термостабильности микроструктуры и механических свойств – не менее важная задача.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры, фазового состава и механических свойств ультрамелкозернистого сплава системы Ti-40 мас.%Nb (Ti-40Nb) и термостабильности его микроструктуры в результате отжига в широком интервале температур и длительности отжига. Для формирования ультрамелкозернистой структуры применяли двухэтапный метод интенсивной пластической деформации (ИПД), который включал многократную трехцикловую осадку заготовки в пресс-форме в интервале температур 500-400°C и последующую многоходовую прокатку при комнатной температуре.

Применение пресс-формы на этапе прессования способствовало повышению эффективности измельчения зерна и снижению трудоемкости процесса деформационной обработки. Перед обработкой заготовки сплава отжигали при температуре 1000°C в течение 3 часов в атмосфере аргона и закачивали в воду. В закаленном состоянии получали микроструктуру, состоящую из зерен на основе твердого раствора ниобия в β -Ti с размерами зерен 200-650 мкм и α'' -фазы мартенсита.

В работе дан подробный анализ эволюции формирующейся многоуровневой микроструктуры, фазового состава и механических свойств (на примере микротвердости) исследуемого сплава при вышеуказанных условиях термосилового воздействия.

В результате комбинированной ИПД в сплаве Ti-40Nb была сформирована ультрамелкозернистая структура со средним размером структурных элементов 0,28 мкм. Согласно данным ПЭМ и РСА метастабильная α'' -фаза в результате деформации трансформируется в стабильную β -фазу твердого раствора и α -фазу титана. Микродифракционный анализ выявил присутствие нанокристаллической метастабильной ω -фазы титана с размерами 10-20 нм. Ультрамелкозернистая многофазная структура сплава сохраняет высокую стабильность до 350°C в результате термовоздействия до 24 часов. При температурах выше 500°C уже при отжиге в течение 1 часа имеют место интенсивные рекристаллизационные процессы.

На основе полученных результатов предложена схема эволюции микроструктуры исследуемого сплава Ti-40Nb в условиях термосилового воздействия.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016 г.г., проект Ш.23.2.2.

Литература:

1. Mitsuo Niinomi, Masaaki Nakai, Junko Hieda. Development of new metallic alloys for biomedical application // Acta Biomaterialia. №8 2012. P. 3888-3903.

ИЗУЧЕНИЕ ТОКСИЧНОСТИ ПРОДУКТОВ ОКИСЛЕНИЯ НАНОПОРОШКА АЛЮМИНИЯ ПО ОТНОШЕНИЮ К КЛЕТКАМ NEURO-2A И L 929

Казанцев С.О.¹, Фоменко А.Н.¹, Коровин М.С.¹, Глазкова Е.А.¹,
Ложкомоев А.С.¹, Лернер М.И., Псахье С.Г.¹

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
kzso@ispms.tsc.ru, alserova@ispms.tsc.ru, msk@ispms.tsc.ru, eagl@ispms.tsc.ru,
asl@ispms.tsc.ru, lerner@ispms.tsc.ru, sp@ms.tsc.ru

Низкоразмерные гидроксиды и оксиды алюминия находят широкое применение в качестве носителей катализаторов, в технологиях очистки воды, в медицине и др. Используя различные методы синтеза и варьируя

условия синтеза можно получить вещества с заданными физико-химическими свойствами. Перспективным методом синтеза низкоразмерных структур оксигидроксида алюминия является окисление электровзрывного нанопорошка алюминия в воде. Метод позволяет получать оксигидроксиды алюминия, различающиеся морфологией, текстурными характеристиками и фазовым составом.

Цель работы являлось получение образцов оксигидроксида алюминия с различными формо-размерными характеристиками окислением нанопорошка алюминия в воде и изучение их токсического действия на клетки.

Окисление нанопорошка алюминия проводили в следующих условиях: в воде при 60 °С; затем полученный образец подвергали гидротермальной обработке (ГТО) при 200 °С в течение 3 часов; в парах воды при постоянной влажности 80 % и температуре 60 °С.

При окислении нанопорошка алюминия в воде образуются пористые агломераты нанопластинок оксида алюминия размером 0,5-2 мкм. Фазовый состав продуктов реакции представлен, в основном, псевдобемитом. Структурную формулу можно представить как $Al_2O_3 \times 1,9 H_2O$. Последующее старение образца в гидротермальных условиях приводит к образованию ограненных нанопластинок бемита размером 40-100 нм и толщиной 4-15 нм. Структурная формула бемита $Al_2O_3 \times 1,2 H_2O$. При окислении алюминия во влажном воздухе формируются непористые агломераты пластинчатых частиц байерита $Al_2O_3 \times 3 H_2O$. Размер частиц составляет от 20-300 нм. Размер агломератов достигает 1 мкм.

Токсического действие полученных образцов исследовали на фибробластах подкожной соединительной ткани мыши (L 929) и клетках нейробластомы мыши (Neuro-2a). Проведенные исследования показали, что с увеличением времени воздействия агломератов нанопластинок на клетки линии Neuro-2a с 24 до 72 часов пролиферация клеток снижается на 20 – 50 %, соответственно. При воздействии непористых пластинчатых агломератов количество жизнеспособных клеток снижается на 18 – 32 %, соответственно. В то же время, воздействие нанопластинок не приводит к устойчивому снижению пролиферации клеток линии Neuro-2a.

Установлено, что после воздействия исследуемых образцов низкоразмерных структур оксида алюминия на линию клеток L 929 в течение 24-72 часов значительного уменьшения количества жизнеспособных клеток не наблюдается. Снижение пролиферации составляет от 2 до 8 %, что свидетельствует о низкой токсичности исследуемых образцов.

Таким образом при окислении алюминия водой образуются агломераты нанопластинок бемита, при последующем ГТО – ограненные пластинки бемита, а при окислении в парах воды образуются непористые

пластинчатые частицы байерита. Изменяя условия окисления прекурсора можно получить оксиды и гидроксиды алюминия различного фазового состава и формо-размерных характеристик. Показано, что все полученные образцы низкоразмерных структур оксигидроксида алюминия угнетают пролиферативную активность онкологических клеток нейробластомы мыши Neuro-2a, при этом практически не оказывают угнетающего действия на нормальные клетки фибробластов линии L 929.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант №14-23-00096).

CALCIUM PHOSPHATE COATINGS BASED ON ZINC- AND COPPER-SUBSTITUTED HYDROXYAPATITE FORMED ON TITANIUM AND NIOBIUM ALLOYS

Komarova E.G.¹, Sharkeev Yu.P.^{1,2}, Sedelnikova M.B.^{1,2},
Chaikina M.V.³, Tolkacheva T.V.¹

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

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

³*Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk, Russia,
katerina@ispms.tsc.ru, sharkeev@ispms.tsc.ru, smasha5@yandex.ru,
chaikinam@solid.nsc.ru, tolkacheva@ispms.tsc.ru*

Bioceramic coatings based on calcium orthophosphate with identical composition to human bone composition deposited on the implant metal constructions surface are used widely in medical applications. Bioinert metal substrate provides mechanical strength of implant construction and calcium phosphate coating (CaP) promotes good compatibility with living tissues. To achieve an antibacterial effect Zn, Cu and Mg atoms are of introduced in hydroxyapatite (HA). Pseudo-elastic alloys are the most promising as substrate, particularly Ti-Nb and Ti-Nb-Zr. Such alloys are characterized with similar living bone hysteretic deformation behavior that improves significantly their biomechanical compatibility. In order to form CaP coatings the microarc oxidation (MAO) method is promising due to the properties of the deposited coatings. This work is focused on investigations of structure and properties of CaP coatings based on Zn- and Cu-substituted HA formed on pure titanium (VT1-0) Ti and low elastic module Ti-40mas.%Nb (Ti-40Nb) alloy.

The deposition of CaP coatings on substrates of pure titanium and Ti-40Nb alloy was performed by the MAO method using installation MicroArc-3.0 with a pulsed power source. As components of the electrolyte it were chosen aqueous solution of phosphoric acid, calcium carbonate and Zn- or Cu-substituted HA ($\text{Ca}_{9,9}\text{Zn}_{0,1}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ or $\text{Ca}_{9,9}\text{Cu}_{0,1}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$) produced by mechanochemical synthesis. Deposition of CaP coatings was carried out in

anode mode for 10 min with varied of the process voltage in range of 200-300 V.

Scanning electron microscopy (SEM) results demonstrated that the surface morphology of CaP coatings based on Zn- or Cu-substituted HA formed on both substrates are similar and presented by spheroidal formations with pores. The increase in the process voltage from 200 to 300 V leads to spheroidal element growth from 10 to 50 μm and their partial destruction. In this case, plate-like crystals are formed on the surface of half-spheres and fragments. Such plate-like crystals correspond to monetite phase (CaHPO_4) which was found in the coating structure by X-ray diffraction (XRD) analyses. However, CaP coatings primarily have X-ray amorphous state with small reflexes of calcium pyrophosphates ($\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$). Energy dispersive X-ray (EDX) spectroscopy showed that the maximum content of zinc of 0.4 at.% and copper of 0.1 at.% are typical for the coatings deposited at process voltage of 250 V. With increasing of microarc oxidation voltage till 300 V and coating thickness to 110 μm the Ca/P ratio increases to 0.7 and 0.4 for CaP coatings based on Zn- and Cu-substituted HA, respectively. Wettability study of CaP coatings with two test liquids showed that with increasing voltage process the values of contact angles decrease linearly from 40 to 12 degree. Free surface energy of the coatings has high values of 74-80 mN/m, which is connected with a rough surface topography and porosity.

Thus, CaP coatings based on Zn- or Cu-substituted HA formed on both substrates are similar and have rough relief, porous morphology, high hydrophilicity and primarily X-ray amorphous state. Presence in the coatings of CaHPO_4 and $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ phases determines osseoconductive properties. The coating composition includes Zn and Cu elements which may have directed antimicrobial action during dissolution of the coatings.

**ВЛИЯНИЕ МАТЕРИАЛА ПОДЛОЖКИ И РЕЖИМА
ВЧ-МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ
И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА**

Куляшова К.С.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Глушко Ю.А.¹, Саинова А.Б.^{1,3}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

kseniya@ispms.tsc.ru

В медицинской практике в качестве основы для имплантатов различного типа используют, как правило, различные металлические материалы. Среди них наибольшее распространение получили нержавеющей сталь (12X18H10T), титан и его сплавы (ВТ 1-00, ВТ 1-0, ВТ 6 и др.). Находит применение в медицине и цирконий, легированный ниобием, высокие механические свойства которого обусловлены

8. Материалы и иерархически организованные структуры в медицине и молекулярной биологии

твёрдорастворным и дисперсным упрочнением. Особо следует отметить сплавы системы Ti-Nb, характеризующиеся низким модулем упругости. Чистый титан, циркониевые сплавы (Э110, Э125) и некоторые сплавы системы Ti-Nb обладают комплексом свойств (биосовместимостью, малой теплопроводностью, высокой усталостной прочностью и циклической долговечностью), необходимым для их успешного использования в качестве основы имплантатов.

Увеличить биосовместимость имплантируемых металлических изделий можно путём создания промежуточного слоя между металлом и костной тканью, имеющего оптимальную структуру и свойства, подобные таковым для костной ткани. Для этих целей на поверхность имплантатов различными способами наносят кальцийфосфатное покрытие (CaP). Наиболее подходящим кальцийфосфатным материалом для формирования покрытий считается гидроксиапатит – $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$. Являясь основной составляющей минеральной компоненты костной ткани, этот фосфат кальция имеет довольно низкую растворимость, а, следовательно, и низкую биорезорбируемость, что приводит к постепенной деградации покрытия при нахождении имплантата в организме. Нанесение тонких диэлектрических CaP покрытий на поверхность имплантатов является достаточно сложной задачей. В настоящее время предложен целый спектр методов для нанесения биопокрытий, среди них рядом преимуществ обладает метод ВЧ-магнетронного напыления, который позволяет формировать покрытие с регулируемым составом и с высокими механическими характеристиками. Несомненно, актуальной является задача исследования основных свойств композитов, получаемых при напылении гидроксиапатита на поверхность биоинертных сплавов, а также влияния состава подложки на механические свойства покрытий.

В работе определено, что при формировании CaP покрытия на поверхности металлических сплавов происходит уменьшение шероховатости исходной поверхности металлической подложки. Экспериментально установлены критические глубины вдавливания индентора для композиционных материалов «металлическая основа – CaP покрытие» в диапазоне нагрузок 0,2 – 2 Н. Определён вклад микротвёрдости подложки и покрытия в общее значение микротвёрдости композиционного материала для всех исследуемых подложек. Так, рассчитаны истинные значения микротвёрдости покрытия – 2900, 2400, 4440 МПа для Ti, Zr и Ti-Nb, соответственно, а интегральная микротвёрдость композитов на их основе составила 3200, 2450, 4730 МПа. Из полученных результатов следует, что величина микротвёрдости композитов «металлическая основа – CaP покрытие» выше микротвёрдости исходной подложки без покрытия для всех исследуемых материалов. Это связано с высокими значениями микротвёрдости CaP

покрытий. ВЧ-магнетронные CaP покрытия обладают высоким значением адгезионной прочности к поверхности биоинертных металлов. Наибольшая адгезионная прочность CaP покрытия к материалу основы характерна для сплава системы Ti-Nb.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН (проект III.23.2.5).

**ВЛИЯНИЕ ПОЛИМЕРНОГО СОСТАВА МАТРИКСОВ,
ВЫПОЛНЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОСПИННИНГА,
НА ЖИЗНЕДЕЯТЕЛЬНОСТЬ ЭНДОТЕЛИАЛЬНЫХ КЛЕТОК**

Матвеева В.Г., Антонова Л.В., Великанова Е.А., Сергеева Е.А., Кривкина Е.О.,
Глушкова Т.В., Кудрявцева Ю.А., Барбараш О.Л., Барбараш Л.С.

*Научно исследовательский институт комплексных проблем
сердечно-сосудистых заболеваний, Кемерово, Россия
matveeva_vg@mail.ru*

Результаты поиска материалов и методов изготовления тканеинженерных сосудистых графтов малого диаметра свидетельствуют о перспективных свойствах полимеров и их композиций, что является обоснованием целесообразности их всестороннего изучения.

Цель исследования: оценить биосовместимость нетканых матриксов, изготовленных методом электроспиннинга их различных биосовместимых биodeградируемых полимеров и их композиций (полимолочной кислоты, поликапролактона и полигидроксибутирата/валерата с поликапролактоном).

Материалы и методы. На основе поликапролактона (ПКЛ), полимолочной кислоты (ПК) и композиции полигидроксибутирата/валерата с поликапролактоном (ПГБВ/ПКЛ) методом электроспиннинга были изготовлены нетканые матриксы. Морфологию поверхности матриксов изучали методом сканирующей электронной микроскопии с последующей оценкой изображений в программе ImageJ.

Для оценки эффективности адгезии, пролиферации и жизнеспособности эндотелиальных клеток на поверхности нетканых матриксов использовали культуру EA.hy 926. Одинаковое количество клеток заселяли на поверхности различных нетканых матриксов и культурального пластика (контроль), культивировали в течение 7 дней в полной питательной среде при 5% CO₂ и температуре 37°. Абсолютное количество клеток на 1 мм² поверхности и относительное количество погибших клеток оценивали с помощью флуоресцентной микроскопии с использованием флуоресцентных красителей соответственно RKN26 и Hoechst, этидиум бромид и акридиновый оранжевый.

Результаты исследования. СЭМ поверхности матриксов, выполненных методом электроспиннинга, показала, что образцы на основе ПКЛ и комбинации ПГБВ/ПКЛ обладали высокопористой структурой, образованной хаотично расположенными изогнутыми нитями диаметром от 1,4 до 3,99 мкм и порами размером от 17,3 до 40,0 мкм. Из раствора PL получали тонкие прямолинейно направленные нити диаметром от 0,2 до 2 мкм, которые располагались более разреженно, формируя большие поры размером от 25 до 50 мкм.

Пролиферативная активность и жизнеспособность клеток EA.hy 926 на нетканых матриксах из ПГБВ/ПКЛ выгодно отличались от ПКЛ и ПЛ. Абсолютное количество клеток на единицу площади поверхности матриксов из ПГБВ/ПКЛ через 7 дней культивирования было сравнимо с аналогичными показателями на культуральном пластике и достоверно превышало количество клеток на образцах из ПКЛ и ПЛ. При этом относительное количество погибших клеток на нетканых матриксах из ПГБВ/ПКЛ не отличалось от одноименных значений на культуральном пластике, и было меньше чем на матриксах из ПКЛ и ПЛ. Наиболее низкое абсолютное содержание клеток EA.hy 926 зарегистрировано на матриксах из ПЛ, при этом количество погибших клеток достоверно превышало показатели на образцах из ПГБВ/ПКЛ, ПКЛ и культуральном пластике.

Выводы. Композиция ПГБВ/ПКЛ, составляющая основу нетканых матриксов, выполненных электроспиннингом, является более благоприятной для адгезии, пролиферации и жизнеспособности эндотелиальных клеток, по сравнению с ПКЛ и ПЛ, что может быть использовано в тканевой сосудистой инженерии.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЕРЕНОСА БИОЛОГИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ В МАТЕРИАЛЕ С ДВОЙНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

Назаренко Н.Н.¹, Князева А.Г.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
nnelli@ispms.tsc.ru

Как правило, при описании массообменных процессов в пористых средах используют некоторые осредненные параметры структуры. Среди них пористость, извилистость, просветность. Для описания разных свойств пористого тела оказываются важными разные характеристики пористого пространства [1,2]. Биологические объекты и природные материалы часто обладают «двойной» структурой пор: наряду с крупными порами, разделяющими микроструктурные элементы, имеются капилляры, играющие особую роль в переносе биологических жидкостей. Кальций-фосфатные покрытия, например, являются материалами со сложной

пористой структурой. Они имеют разную структуру, содержат такие структурные элементы как сферолиты, оскольчатые и пластинчатые элементы. Такие покрытия имеют двойную пористость: макропоры - поры между структурными элементами и микропоры - сами структурные элементы являются пористыми.

В предыдущих исследованиях мы анализировали процессы растворения кальций-фосфатных материалов и покрытий [3,4] в рамках простых диффузионных моделей. Изучен ряд моделей растворения покрытий без учета и с учетом пористости, наличия нескольких слоев покрытия и многокомпонентного состава биологической жидкости и покрытия.

В настоящей работе предлагается модель течения биологической жидкости в пористом покрытии с двойной пористостью. В качестве основы для построения модели использованы модели фильтрации жидкостей и газов в средах с двойной пористостью. В отличие от классических моделей, в модели среды с двойной пористостью в каждой точке пространства вводится два давления жидкости (давление жидкости в порах между структурными элементами и давление жидкости в микропорах структурных элементов (или в капиллярах)). Дополнительно биологические жидкости характеризуются особыми реологическими свойствами, а стенки пор и капилляров обладают разными адсорбционными свойствами. В модели учитывается массообмен между порами двух видов. Особенности модели изучены на примере простой задачи. Математическая постановка задачи включает в себя два уравнения неразрывности и два закона фильтрации, а также граничные и начальные условия. Задача решена численно. Исследовано влияние параметров модели (в том числе, соотношения коэффициентов фильтрации) на процесс переноса биологических жидкостей в покрытии.

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.

Литература:

1. Чураев Н.В. Физико-химия процессов массопереноса в пористых телах / М.: Химия, 1990. – 272 С.
2. Карнаухов А.П. Адсорбция. Текстура дисперсных и пористых материалов / Новосибирск: Наука, 1999. – 470 С.
3. Шаркеев Ю.П., Князева А.Г., Легостаева Е.В., Назаренко Н.Н., Хлусов И.А. Экспериментальное и теоретическое исследование деградации микродуговых кальций-фосфатных покрытий в биологической среде // Журнал функциональных материалов. - 2007. - Т.1. - №11. - С.429-436.
4. Назаренко Н.Н., Князева А.Г. Растворение кальций-фосфатного образца в модельной биологической жидкости // Известия ВУЗов. Физика. – 2014. – Т.57. – №9/3. – С. 187-191.

ОЦЕНКА МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ КОАКСИЛЬНЫХ МЕМБРАН

Насонова М.В., Ходыревская Ю.И., Глушкова Т.В.,
Шишкова Д.К., Кудрявцева Ю.А.

*Научно-исследовательский институт комплексных проблем
сердечно-сосудистых заболеваний, Кемерово, Россия*

Метод электростатического формования (ЭСФ) позволяет получать современные противoadгезионные материалы на основе комбинированных нановолокон, которые снижают или полностью устраняют адгезию тканей после хирургических вмешательств, тем самым обеспечивая более эффективный процесс заживления, и исключают повторные хирургические вмешательства. Преимущество метода электроформования в создании противоспаечных мембран – возможность формирования бикомпонентных нановолокон структуры “ядро-оболочка”. Формование с применением коаксиально расположенных капилляров, позволяет включать в состав волокна фармацевтические препараты. Гибкость ЭФ-процесса позволяет добиться либо постепенного и длительного высвобождения лекарственного средства, либо залпового его высвобождения, варьируя параметры процесса формования в зависимости от конкретной задачи. Методом электростатического формования получены волокна, из которых сформированы мембраны в виде нетканого полотна (Nanon 01A (MECC Inc., Япония). Использовали сополимеры полигидроксibuтировалерата (ПГБВ) ММ 900 кДа, синтезированные в ИБФМ РАН (Пушино) и сополимеры полимолочно- полигликолевой кислоты (ПЛГА) синтезированные в лаборатории биополимеров и биотехнологии химического факультета ТГУ (Томск), в соотношении 70:30. В качестве лекарственного вещества использовали дексаметазон (ДМ), при этом, в одних мембранах дексаметазон равномерно диффундирован по всему объему волокна (однофазное волокно), в других - при помощи коаксиальной насадки дексаметазон включали во внутреннюю фазу волокна в процессе ЭСФ (двухфазное волокно – «ядро-оболочка»). Морфологию мембран изучали методом сканирующей электронной микроскопии (Hitachi S-3400). Физико-механические испытания проводили в условиях продольного растяжения образцов на разрывной машине «Zwick/roell» -2.5N (Zwick GmbH & Co. KG, Germany).

Цель: Изучить влияние технологии изготовления на морфологию, физико-механические свойства и динамику выделения лекарственного вещества противоспаечных мембран.

Морфология мембран, сделанных при одинаковых параметрах ЭСФ, различна для коаксиальных волокон и для обычных волокон. Волокна мембраны, изготовленной с помощью насадки для создания коаксиальных

волокон, ложатся на поверхность коллектора в одном направлении. Волокна мембраны без лекарственного вещества осаждаются на коллектор хаотично, во всех направлениях. Добавление препарата по всей толщине волокна не влияет на размер волокна. Коаксиальные волокна имеют большую толщину (от 1 до 3,1 мкм, в среднем 2,6 мкм) и высокую степень ориентации. Размер обычных волокон лежит в диапазоне от 1 до 2,1 мкм, в среднем 1,8 мкм. Добавление ДМ позволило уменьшить жесткость мембран - в коаксиальных волокнах модуль Юнга уменьшается в 1,9 раз, а в обычных волокнах в 4,24 раза. У мембран с коаксиальными волокнами изменения прочности не наблюдали, прочность у мембран с однофазным волокном с ДМ, по сравнению мембранами без лекарственного вещества, снижается в 1,52 раза. При этом включение лекарственного вещества во внутреннюю фазу волокна в 2 раза сокращает сроки деградации экспериментальных образцов *in vitro* (в фосфатном буфере), по сравнению с однофазным волокном.

Заключение: Использование ЭСФ при создании противоспаечных мембран позволяет получать мембраны с различной морфологической поверхностью и соответственно влиять на свойства мембран и скорость выделения лекарственного вещества.

МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДАННЫХ КОГЕРЕНТНОЙ ФАЗОВОЙ МИКРОСКОПИИ НА ОСНОВЕ ВЕЙВЛЕТ-ПРЕОБРАЗОВАНИЯ

Никитюк А.С.¹, Кретушев А.В.², Клемяшов И.В.², Вышенская Т.В.²,
Роготнев А.А.¹, Герасимова Е.И.¹, Гилева О.С.³, Наймарк О.Б.¹

¹*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия,*

²*Московский государственный технический университет
радиотехники, электроники и автоматики, Россия,*

³*Пермская государственная медицинская академия имени академика Е.А. Вагнера,
Россия*

nas@icmm.ru, rogotnev.a@icmm.ru, egerasimova@icmm.ru, naimark@icmm.ru

В настоящее время значительное внимание уделяется структурным аспектам поведения биологических систем на разных масштабных уровнях с целью объяснения механизмов функционирования ДНК, клеточных и надклеточных структур, биологических тканей [1]. Понимание данных механизмов рассматривается как важный этап объяснения молекулярных моторов, развития поврежденности в биологических системах, которые для «живых» систем рассматриваются в связи с проблемами онкогенеза и развития опухолей. Также стоит отметить, что современные методы цитологических исследований, применяемые для выявления ранних стадий раковых заболеваний, основаны на многомасштабном анализе

динамических и структурных данных. Одним из таких методов являются когерентная фазовая микроскопия (КФМ) и мультифрактальный формализм обработки данных.

В данном исследовании использовался когерентный фазовый микроскоп «Эйрискан», разработанный в МГТУ РЭА под руководством профессора В.П. Тычинского [2]. Этот прибор позволяет проводить измерения флуктуаций фазовой толщины клетки с высоким пространственным и временным разрешением. В работе продемонстрированы возможности использования КФМ в совокупности с различными методами математического анализа сигналов. Одним из таких методов является мультифрактальный анализ, базирующийся на методе модулей максимумов вейвлет-преобразования (ММВП). Данный метод хорошо себя зарекомендовал при многомасштабных исследованиях объектов сложной структуры [3]. Метод ММВП является синтезом феноменологического подхода к описанию фрактальных объектов, известного как мультифрактальный формализм, и вейвлет-анализа – математического аппарата, широко используемого при анализе существенно нестационарных сигналов. В ходе исследования проведен анализ одномерных сигналов когерентной фазовой микроскопии раковых клеток и клеток в норме. Установлена монофрактальная динамика исследуемых систем, соответствующая коррелированным многомасштабным «повреждениям» клетки. Показано, что использование КФМ и метода ММВП позволяет получить дополнительную количественную и качественную информацию о характере клеточной динамики.

Мультифрактальный анализ, базирующийся на вейвлет-преобразовании, лишен многих недостатков «классических» методик, что позволяет рассматривать его как основу для клинических и экспериментальных исследований с целью построения многомасштабной модели, предназначенной для обоснования факторов риска и ранней диагностики ракового заболевания.

Литература:

1. Наймарк О.Б. Структурно-скейлинговые переходы и локализованные моды дисторсии в двойной спирали ДНК // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9, № 4. – С. 15-29.
2. Тычинский В.П. Динамическая фазовая микроскопия: возможен ли «диалог» с клеткой // Успехи физических наук. –2007. –Т. 177, № 5. –С. 535–552.
3. Arneodo A., Audit B., Decoster N., Muzy J-F.,Vaillant C. Wavelet based multifractal formalism: Applications to DNA sequences, satellite images of the cloud structure and stock market data// The Science of Disasters. – 2002 – p.26.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ВОЛОКНИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ ОЛИГИДРОКСИБУТИРАТА ДЛЯ ТРАВМАТОЛОГИИ

Ольхов А.А.^{1,2}, Склянчук Е.Д.², Староверова О.В.³,
Аббасов Т.А.², Гурьев В.В.², Акатов В.С.⁴, Фадеева И.С.⁴,
Фесенко Н.И.⁴, Филатов Ю.Н.⁵, Иорданский А.Л.³

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

²*Московский государственный медико-стоматологический университет
имени А.И. Евдокимова, Россия,*

³*Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва, Россия,*

⁴*Институт теоретической и экспериментальной биофизики РАН, Пущино, Россия,*

⁵*Научно-исследовательский физико-химический институт*

имени Л.Я. Карпова, Москва, Россия

aolkhov72@yandex.ru

В травматологии применяют различные конструкции из полимерных волокнистых материалов. Одним из наиболее перспективных методов получения нановолокнистых материалов является электроформование (electrospinning). Метод позволяет получать волокнистые структуры с большим соотношением площади поверхности к объему, что создает условия для свободной миграции и пролиферации клеток в трехмерном пространстве матрикса и, тем самым, высокий уровень интеграционной и регенеративной способности материала в живых тканях организма.

Среди биоразлагаемых, биосовместимых и тромборезистентных полимеров особое место занимают полиоксисилканоаты (ПОА), из которых наиболее широко исследуемым полимером является полигидроксибутират (ПГБ). ПГБ применяется в настоящее время для разработки целого ряда изделий медицинского назначения для хирургии (имплантатов), стоматологии, кардиохирургии, ортопедии и других областей [1].

Целью настоящей работы являлось комплексное изучение: 1) влияния основных параметров (вязкости и электропроводности) полимерного раствора ПГБ на получение ультратонких волокон различной геометрии, 2) воздействия механической прокатки (уплотнения) на морфологию волокнистых материалов и 3) создание модели искусственного имплантата на основе нетканого волокнистого матрикса с необходимыми физико-механическими характеристиками, высокой биосовместимостью, оптимальной структурной организацией для роста клеточных культур и повышения регенерационной способности имплантируемых материалов для восстановительной хирургии.

В работе использовали биополимер - поли-3-гидроксибутират с молекулярной массой 460 кДа фирмы BIOMER (Германия), полученного методом микробиологического синтеза. Для приготовления формовочного раствора использовали хлороформ. Для оценки био-совместимости полимерных матриксов использовали метод культивирования

мезенхимальных стволовых клеток на поверхности матриксов. Натурные испытания биополимерных имплантов ахиллова сухожилия проводили на крысах породы Wistar.

Было установлено, что возрастание вязкости растворов путем увеличения концентрации и/или ММ полимера также приводит к улучшению однородности волокон по толщине и влияет на диаметр и ширину распределения ультратонких волокон по диаметру. Структурно-динамический анализ, сочетающий термофизические измерения и измерения молекулярной подвижности методом ЭПР-спектроскопии спинового зонда, был применен к волокнистым матрицам ПГБ. Сравнение динамического поведения было проведено для частично-кристаллических образцов при их деформации в условиях электроформования и холодной прокатки на вальцах. Комплексное исследование ультратонких волокон поли(3-гидроксibuтирата) позволило установить, что электромеханическое воздействие приводит к дополнительной ориентации его кристаллических областей, сферолитов и ламелей. Изменения кристаллической фазы полимера сопровождаются увеличением плотности упаковки макромолекул в межкристаллитном пространстве [2]. При этом наблюдается положительная динамика роста мезенхимальных стволовых клеток на поверхности материала.

Использование нетканого волокнистого матрикса в виде нано- и микроволокон для размещения в пространстве между несущими нагрузку волокнами искусственного импланта и вокруг них позволяет многократно увеличить удельную поверхность кондуктивного слоя имплантата, определяющую его регенерационный потенциал. Это позволяет увеличить сорбцию сигнальных молекул регенерации (морфогенетические белки, цитокины) и усилить миграцию клеток по всему объему имплантата.

Комплексное изучение структурообразования волокнистых биоматериалов позволила разработать конструкцию искусственного биорезорбируемого имплантата для восстановительной хирургии соединительной ткани с высоким регенерационным потенциалом [3].

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).

Литература:

1. Жаркова И.И., Староверова О.В., Воинова В.В., Андреева Н.В., Шушкевич А.М., Склянчук Е.Д., Кузьмичева Г.М., Беспалова А.Е., Акулина Е.А., Шайтан К.В., Ольхов А.А. Биосовместимость матриксов для тканевой инженерии из поли-3-оксибутирата и его композитов, полученных методом электроформования // Биомедицинская химия. 2014. Т. 60. Вып. 5. С. 553-560.

2. Ольхов А.А., Карпова С.Г., Иорданский А.Л., Староверова О.В., Роговина С.З., Берлин А.А. Effect of Rolling on the Structure of Fibrous Materials Based on

Poly(3-Hydroxybutyrate) and Obtained by Electrospinning // *Fiber Chemistry*. 2015. V. 46. No. 5. P. 317-323.

3. Склянчук Е.Д., Ольхов А.А., Акатов В.С., Гурьев В.В., Иорданский А.Л., Филатов Ю.Н., Аббасов Т.А., Фадеева И.С., Староверова О.В., Склянчук О.Г. Способ повышения регенерационного потенциала имплантатов для восстановительной хирургии соединительной ткани (МПК А61F2/08, А61L27/34, С08L23/04, С08L23/06, С08K5/04) // Заявление о выдаче патента RU № 2014146660 от 20.11.2014.

**THE INFLUENCE OF INTERCHAIN COUPLING ON
INTRAMOLECULAR OSCILLATION MOBILITY IN COUPLED
MACROMOLECULAR CHAINS: THE CASE OF COPLANAR
PARALLEL CHAINS**

Čevizović D.¹, Petković S.¹, Galović S.¹, Chizhov A.², Reshetnyak A.³

¹*Institute Vinča, University of Belgrade, Serbia,*

²*Joint Institute for Nuclear Research, Bogoliubov Laboratory of Theoretical Physics, Dubna, Russia,*

³*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*

The DNA macromolecule and other biological structures that consist of several parallel macromolecular chains play important role in the process of bio-information transmission in living cells. On the other hand, due to its good features in the field of miniaturization of microelectronic and optoelectronic devices, there appears a renewed interest for application of such structures in construction of nanocrystals, nanowires, and molecular circuits. The efficient application of these materials requires the proper understanding of the process of charge and energy transport along the macromolecule on the quantum level. This especially concerns with understanding of the energy transport at the distances that are comparable with the dimension of the macromolecule (a long distance transport). It is believed that the process of hydrolysis of adenosine triphosphate is the main source of bioenergy which is essential for functioning of the cell metabolism. In that process there arises an energy quantum which is quite enough to excite the intramolecular (IMO) excitation on the peptide bond (CO stretching quantum). But the mechanism which provides the migration of such an IMO quantum to a long distance is yet unknown.

In this paper, we investigated the process of IMO excitation migration in the system which consists of collection of coplanar and parallel macromolecular chains. It was supposed that the IMO excitation can be self-trapped due to the interaction with thermal oscillation of macromolecular chains, and it forms a partially dressed quasiparticle. Our investigation is carried out in the framework of the improved Holstein molecular crystal model [1,2,3,4]. We analyse the influence of system temperature and basic system parameters on the process of quasiparticle dressing. In particular, we calculate the probability of the

quasiparticle migration from one to its neighbor macromolecular site and quasiparticle mobility in the dependence of the system parameters and temperature. Special attention was paid to the temperature range in which living cells operate.

As the result, we found that there exists a region in the system parameter space (critical values) where the IMO dressing is abruptly changed and, at the same time, its mobility is abruptly decreased. In fact, for low temperatures and weak quasiparticle-phonon coupling the quasiparticle behaves as a weakly undressed (practically free) particle (as a example, for $T=100$ K critical values are 0.2 for adiabatic constant and 1.2 for coupling constant). With the increasing of temperature and/or IMO-phonon coupling it turns out to be trapped (practically localized) on the particular macromolecular site. Such a quasiparticle can move through the macromolecular chain by a series of random jumps from one to its neighbor macromolecular site.

In order to ensure reliability of the predictions obtained in our model, we analysed the position of the anomalous peak of IR absorption spectra in crystalline acetanillide depending on the temperature. We found that our model gives the better agreement with the experimental data in comparison with the standard Holstein molecular crystal model which neglect the interchain coupling.

References:

1. T. Holstein, *Ann. of Phys.*, 8, (1959) pp.325.
2. D. Čevizović, S. Galović, Z. Ivić, *Phys. Rev. E*, 84 (2011) 011920.
3. D. Čevizović, S. Galović, A. Reshetnyak, and Z. Ivić, *Chin. Phys. B*, 22 2013 060501.
4. D. Čevizović, Z. Ivić, S. Galović, A. Chizhov, and A. Reshetnyak, *AIP Conf. Proc.*, 1623 (2014) pp. 79.

ТРИБОТЕХНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ В ПАРЕ СО СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫМ ПОЛИЭТИЛЕНОМ

Савченко Н.Л.^{1,2,3}, Саблина Т.Ю.¹, Севостьянова И.Н.¹,
Григорьев М.В.^{1,2,3}, Буякова С.П.^{1,2,3}, Кульков С.Н.^{1,2,3},

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия

savnick@ispms.tsc.ru

Большинство современных тотальных эндопротезов состоят из двух компонентов - нержавеющей металлического сплава или керамического компонента против СВМПЭ. Одной из самых популярных комбинаций биоматериалов используемых для тяжело нагруженных подшипниковых применений в различного рода протезах, является сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) против оксида алюминия и диоксида циркония.

В работе был проведен поиск оптимальных комбинаций пар трения, в которых минимизированы процессы изнашивания при параметрах трения, моделирующих условия работы пары сопряжения в эндопротезе межпозвоночного диска.

В результате показано, что при использовании в качестве контртела керамики на основе диоксида циркония существенно уменьшается коэффициент трения и величина износа пальца из СВМПЭ, по сравнению с парой трения СВМПЭ/СВМПЭ, особенно при мокром трении в физрастворе.

Металлографический анализ изношенной поверхности пальца из СВМПЭ после сухого и мокрого скольжения показал, что на фоне гладкого рельефа надблюдались лишь слабо выраженные полосы пластического «пропахивания». После трения в паре СВМПЭ/керамика при сухом и мокром трении на поверхности керамики оставался темный след, после удаления, которого можно было констатировать, что поверхность керамики совершенно не изнашивалась, а темный след, соответственно, возникал в результате переноса материала пальца из СВМПЭ на плоскую поверхность керамического контртела.

Среди изученных пар трения в условиях, моделирующих работу искусственных протезов в человеческом организме, пара СВМПЭ/керамика при трении в физрастворе показала самые лучшие результаты с точки зрения оптимального сочетания между триботехническими характеристиками, рельефом поверхности и размером частиц износа полимера. Именно эту пару можно было рекомендовать для дальнейшего использования в качестве пары сопряжения в эндопротезе межпозвоночного диска.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках Соглашения № 14.607.21.0069 (RFMEFI60714X0069).

ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ХАРАКТЕРИСТИКА СОСУДИСТЫХ ГРАФТОВ ИЗ ПОЛИКАПРОЛАКТОНА С ИНКОРПОРИРОВАННЫМ СОСУДИСТЫМ ЭНДОТЕЛИАЛЬНЫМ ФАКТОРОМ РОСТА

Севостьянова В.В., Ходыревская Ю.И., Глушкова Т.В.,

Антонова Л.В., Барбараш О.Л., Барбараш Л.С.

*Научно-исследовательский институт комплексных проблем
сердечно-сосудистых заболеваний, Кемерово, Россия*

sevostyanova.victoria@gmail.com

Потребность сердечно-сосудистой хирургии в сосудах малого диаметра делает актуальной разработку эффективных тканеинженерных сосудистых графтов. *Целью работы явилась оценка влияния параметров*

8. Материалы и иерархически организованные структуры в медицине и молекулярной биологии

инкорпорирования сосудистого эндотелиального фактора роста методом электроспиннинга на морфологию, механические свойства и биологическую активность полимерного сосудистого графта.

Материалы и методы. Сосудистые графты изготавливали методом электроспиннинга на приборе Nanon-01A (MECC CO, Япония) из 14% раствора поликапролактона (polycaprolactone, PCL) (Sigma-Aldrich Co. LLC, США) в хлороформе при напряжении 15 кВ, скорости подачи раствора – 0,5 мл/ч, расстоянии до коллектора – 15 см, диаметры коллекторов – 2 и 4 мм. Для изготовления графтов с сосудистым эндотелиальным фактором роста (vascular endothelial growth factor, VEGF) (R&D Systems, США) раствор PCL смешивали с раствором VEGF (1 мкг/мл) в соотношениях 20:1 и 40:1 и проводили электроспиннинг при 15 и 18 кВ. Морфологию PCL и PCL/VEGF графтов изучали методом сканирующей электронной микроскопии с использованием микроскопа (Hitachi, Япония), с последующей оценкой изображений в программе ImageJ (National Institutes of Health, США). Механические свойства изучали с использованием испытательной машины «Zwick/roell» - 2.5N (Германия). Кинетику высвобождения ростового фактора оценивали в течение 80 дней с использованием наборов для иммуноферментного анализа VEGF (R&D System, США).

Результаты. Морфология PCL/VEGF-графтов (20:1 и 40:1), изготовленных при 15 и 18 кВ, не имела значимых отличий от PCL графтов без включений. Не наблюдалось изменения волокон при увеличении содержания водной фазы в материале от 40:1 до 20:1. Средний диаметр волокон для PCL-графтов составил $2,05 \pm 0,69$ мкм, PCL/VEGF-графтов 20:1 при подаваемом напряжении 15 и 18 кВ – $2,09 \pm 0,83$ и $1,83 \pm 0,92$ мкм соответственно, а PCL/VEGF-графтов 40:1 при 15 кВ – $1,96 \pm 0,91$ мкм, при 18 кВ – $1,95 \pm 0,95$ мкм. Распределения волокон по диаметру показало, что матриксы с VEGF имели большее количество волокон диаметром от 300 до 600 нм. В графтах из PCL наблюдалось больше волокон толщиной ≥ 1 мкм. Инкорпорирование молекул VEGF в структуру PCL-графтов привело к снижению прочности материала в 1,65 ($p < 0,05$) по сравнению с чистым PCL, а прочностные характеристики PCL/VEGF-графтов по сравнению с нативными венами были меньше в 4,48 раза ($p < 0,05$). Способность к растяжению при добавлении VEGF к PCL в соотношении 1:40 снизилась в 2,83 раза ($p < 0,05$). Данные показатели превысили удлинение нативных вен в 3,78 раза ($p < 0,05$). Увеличение соотношения PCL:VEGF до 20:1 привело к уменьшению относительного удлинения в 1,6 раза по сравнению с PCL-графтами, при этом модуль упругости возрос в 1,3 раза при 15 кВ и в 1,16 раза при 18 кВ. В сравнении с венами удлинение PCL/VEGF-графтов 1:20 превысило в 6,66 раз, а модуль упругости – в 3,62 раза ($p < 0,05$). Кинетика высвобождения VEGF показала выделение ростового фактора из графта на протяжении 80 дней,

из матрикса выделилось 531,88 пг VEGF. Скорость высвобождения VEGF составила $30,08 \pm 2,82$ пг в 4 дня.

Выводы. Высокопористая структура, прочность и эластичность PCL-графта, содержащего VEGF, а также пролонгированное высвобождение ростового фактора свидетельствуют о возможности использования данной конструкции в качестве основы при разработке тканеинженерного сосудистого графта. Однако, при разработке полимерных графтов, содержащих биоактивные молекулы, следует учитывать снижение прочности материала после введения в него раствора белка.

ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА БИОПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ВОЛЛАСТОНИТА И ФОСФАТОВ КАЛЬЦИЯ

Седельникова М.Б.^{1,2}, Комарова Е.Г.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Толкачёва Т.В.¹

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
smasha5@yandex.ru*

Метод микродугового оксидирования (МДО) в водных растворах электролитов широко используется для нанесения защитных и упрочняющих покрытий для вентильных металлов как титан, алюминий, цирконий и их сплавов. В последнее десятилетие данный метод получил широкое распространение для нанесения биоактивных кальцийфосфатных покрытий на поверхность биоинертных металлов и сплавов, прежде всего на титан и его сплавы. В качестве основного компонента биопокрывтий, как правило, используют гидроксиапатит ($\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$), который является неорганической компонентой костного матрикса. Высокую биоактивность проявляют также биокерамика и биоактивные стекла, к которым относятся и соединения типа CaO-SiO_2 .

Целью исследований было получение биопокрывтий на основе системы волластонит (CaSiO_3) – фосфаты кальция, методом микродугового оксидирования. Биопокрывтия наносили на поверхность образцов из технически чистого титана VT1-0. В состав электролита на основе водного раствора ортофосфорной кислоты вводили гидроксиапатит и с целью повышения биологической активности покрытия добавляли волластонит. На изделия подавали импульсное напряжение, под действием которого на поверхности образцов возникали локальные микроплазменные разряды и происходил синтез покрытия.

Морфологию поверхности покрытий исследовали методами растровой электронной микроскопии. Толщину покрытий измеряли с помощью микрометра. Элементный состав оценивали по характеристическим спектрам рентгеновского излучения. Фазовый состав покрытия определяли методом рентгенофазового анализа с использованием CuK_α -излучения.

Исследования показали, что основными параметрами, влияющими на свойства покрытий (толщина, шероховатость, морфология поверхности), являются напряжение и длительность процесса МДО. При малых напряжениях процесса МДО 130-150 В формируется покрытие с кальцийфосфатным слоем толщиной 10-15 мкм. Присутствует большое количество крупных игольчатых кристаллов волластонита с размерами 70-150 мкм. При повышении напряжения процесса МДО до 300 В толщина покрытия растёт до 105-120 мкм, на поверхности покрытия формируются сферы, полусферы с размерами 20-40 мкм.

Установлено, что при малом напряжении процесса МДО, равном 150 В увеличение длительности процесса до 10 мин, либо длительности импульсов от 100 до 500 мкс приводит к формированию пластинчато-осколочной пористой структуры с вросшими в покрытие кристаллами волластонита. Осаждение частиц волластонита при нанесении биопокрытия происходит наиболее интенсивно в первый период формирования покрытия, одновременно с образованием рентгеноаморфного кальцийфосфатного слоя. В последующий период формируются покрытия, имеющие сфероидальную, либо пластинчатую морфологию в зависимости от параметров процесса оксидирования. Покрытия с пластинчатой микроструктурой имеют толщину 25-30 мкм и шероховатость 2,5-5,0 мкм.

Таким образом, введение волластонита в электролит на основе водного раствора ортофосфорной кислоты с гидроксиапатитом и варьирование параметров процесса позволяет формировать на поверхности титана методом МДО кальцийфосфатные покрытия с пластинчатой структурой, что может обеспечивать улучшенные прочностные свойства биопокрытий и их повышенную способность к остеоинтеграции.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016 гг., проекта III 23.2.5, РФФИ №15-03-07659.

THIN RF MAGNETRON SPUTTER DEPOSITED HYDROXYAPATITE-BASED COATING FOR PERMANENT AND BIODEGRADABLE ALLOYS

Surmenev R.A.¹, Surmeneva M.A.¹, Selezneva I.I.²,

Tyurin A.I.³, Mukhametkaliyev T.M.², Epple M.⁴

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Russia,*

²*Institute of Theoretical and Experimental Biophysics, Pushchino, Russia,*

³*G.R. Derzhavin Tambov State University, Russia,*

⁴*University of Duisburg-Essen, Germany*

Introduction: Surface modification of biomedical materials is one of the most important objectives of research this time. Therefore, different surface modification strategies should be investigated. This study reports the application

of radio-frequency (RF) magnetron sputtering to prepare thin CaP-based coatings on the surface of permanent (Ti, NiTi) or biodegradable (Mg-based) metallic substrates.

Methods: Pure hydroxyapatite (HA) and silicon-containing HA coatings with the content of silicon were deposited via a conventional RF magnetron sputtering set-up operated in high vacuum conditions. Details on the coating deposition regimes can be found elsewhere [1]. Different thickness of the coatings up to 1500 nm was obtained. The physico-chemical and biological properties of the biocomposites were studied via TEM, SEM, EDS, XRD. Wettability, contact angle hysteresis, nanohardness and adhesion strength, corrosion resistance; biological *in vitro* tests were done.

Results: CaP coating homogeneously covered the entire surface of the substrates. In all cases a single phase coating of HA was prepared. Coating deposition process resulted in a slight increase of the surface roughness and nano-scale grains, generating an amorphous layer at the substrate/coating interface and inducing the growth of a columnar grain structure perpendicular to the substrate surface. A microstructural analysis of the film confirmed that the grain size and crystallinity increased when increasing the deposition time. The potentiodynamic polarization test demonstrated that a 1500-nm thick nanocrystalline HA coating significantly improved the corrosion resistance of the bare AZ31 magnesium alloy in a 3.5 wt.% NaCl solution. In the case NiTi substrates a significant decrease of the Ni release rate compare to the bare substrate was observed [2]. Nanoindentation tests demonstrated that all HA coatings increased surface hardness on both the micro- and nanoscale. The nanostructured HA-based coatings were not cytotoxic, as proven by *in vitro* assays. HA coatings with different thickness stimulated cells to attach, proliferate and form mineralized nodules on the surface better than uncoated substrates.

Discussion & conclusions: The obtained results revealed that RF magnetron sputtering is a versatile technique to prepare nanostructured CaP-based coatings on the surface of biodegradable and permanent implants. The corrosion resistance of the magnesium-based alloys could be effectively improved via RF magnetron sputter deposited nanocrystalline CaP coatings. The experiments revealed that the bias applied during the deposition of HA coating resulted in a decrease of the grain and crystallite size of the film having a crucial role in providing the enhancement of the mechanical properties of the biocomposites.

Acknowledgements: The authors are thankful to the Russian President's Stipend SP-6664.2013.4 and MK-485.2014, NAUKA #11.1359.2014/K.

References:

1. M.A. Surmeneva, R.A. Surmenev, et al (2014). Appl Surf Sci 317: 172-180.
2. R.A. Surmenev, M.A. Ryabtseva, M. Epple et al (2010) J Mater Sci: Mater Med 21: 1233-1239.

STERILIZATION INFLUENCE ON PET TRACK MEMBRANE PROPERTIES

Filippova E.O.¹, Filippov A.V.^{1,2}

¹*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia,*

²*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*
katerinabosix@mail.ru, avf@ispms.ru

Polyethylene terephthalate (PET) is thermoplastic of polyester class used in electronic, chemical and automotive industries, cryogenics and medicine. PET track membrane has good properties for application of ophthalmology due to porous structure and bio-compatibility. Before surgical operation implants are sterilized by steam heat sterilization or ionizing radiation sterilization with radionuclides Co⁶⁰. The polymer can change its physical and chemical properties after the high temperature (the steam heat sterilization) or γ -irradiation (the ionizing radiation sterilization) influences.

The objective of this paper is to study of sterilization influence on PET track membrane properties.

Sterilization was done by two methods. The steam heat sterilization (T=120 C, P=0.11 MPa) was the first method. The ionizing radiation sterilization with radionuclides Co60 was the second method (1 kGy, E = 1.25 MeV). Measurement of the wetting angle was made at room temperature of (25 ± 2) °C with using deionized water and intraocular fluid after sterilization. The structure and profile surface of virgin and sterilized samples were studied with using Atomic Force Microscopy and IR-spectroscopy.

The results showed that the steam heat sterilization of the PET track membranes led to the formation of multiple peaks with 0.6 μ m smoothing peak and increasing of the wetting angle.

The ionizing radiation sterilization with radionuclides Co⁶⁰ of the PET track membranes led to the formation of multiple peaks with 0.2 μ m acute peak and decreasing of the wetting angle. The peak height of virgin track membrane was 0.14 μ m.

Therefore, we researched the influence on PET track membrane properties of two sterilization methods using in the clinical setting. The ionizing radiation sterilization with radionuclides Co⁶⁰ is better method of track membrane sterilization than the steam heat sterilization due to reduced wetting angle and increasing hydrophilicity.

**МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ МОДИФИЦИРОВАННОГО
ГИДРОКСИАПАТИТА В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА
ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ЦЕЛЕЙ**

Чайкина М.В.¹, Булина Н.В.¹, Просанов И.Ю.¹, Ищенко А.В.²

¹Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия,

²Институт катализа им. Акад. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия
chaikinam@solid.nsc.ru

Гидроксиапатит $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ и его модификации являются перспективными материалами для различных медицинских целей: покрытий имплантатов, биосовместимой керамики, используемой в травматологии и ортопедии, для костного и зубного протезирования в зубоврачебной технике, в качестве лекарственных и косметических средств. В клинической практике стехиометрический гидроксиапатит (ГАП) и другие ортофосфаты кальция широко используются в качестве материала для покрытия металлических и биоинертных керамических имплантатов для ускорения их вживления. Органогенный - природный ГАП включает ряд ионов и микроэлементов, частично замещающих кальций и фосфат, которые играют важную биологическую роль. Пластичная кристаллическая решетка ГАП позволяет синтезировать апатит с широким спектром замещений, что изменяет его физико-химические и биологические свойства и тем самым расширяет возможности использования различных модификаций ГАП для медицинских целей. Целью данной работы является синтез модифицированных разновидностей ГАП механохимическим методом с включением в структуру заместителей, играющих важную биологическую и бактерицидную роли при использовании их в качестве материалов для покрытия имплантатов, керамики, с перспективой более широкого применения в медицине. Исходными компонентами для синтеза модифицированного ГАП были соли, оксиды, гидроксиды и гидратированные оксиды: CaHPO_4 , KH_2PO_4 , CaO , ZnO , CuO , CsOH , $\text{SiO}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, $\text{ZrO}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, $\text{TiO}_2 \cdot x\text{H}_2\text{O}$, взаимодействие которых происходило по механизму "мягкого механохимического синтеза". Механохимический синтез ГАП проводился в мощных планетарных мельницах АГО-2 и АГО-3, где за 20-30 минут, непосредственно в мельнице синтезирован ГАП и его модификации в нанокристаллическом состоянии. Синтез проводился в стальных барабанах со стальными шарами. Во избежание «натира» металла проводили предварительную «футеровку» рабочей зоны мельницы реакционной смесью компонентов синтезируемого образца. В качестве заместителей фосфата исследовались анионы: SiO_4^{4-} , ZrO_4^{4-} и TiO_4^{4-} . При исследовании были поставлены вопросы: могут ли входить в структуру эти анионы и в каких количествах? При исследовании замещения фосфата на

силикат в структуре ГАП выявлена возможность вхождения 1.2 моля SiO_4^{4-} на моль продукта [1,2]. Проведен также механохимический синтез ГАП с частичным замещением кальция на катионы: Cu^{2+} , Zn^{2+} , Cs^+ , Ag^+ . Выбор объектов определялся, главным образом, прикладными целями. Силикатный ион по данным исследований, проведенных *in vitro* и *in vivo*, способствует образованию клеток костной ткани и более быстрому вживлению имплантатов. Модификация ГАП анионами, цирконата и титаната проводилась с целью последующего изучения их влияния на адгезию покрытий имплантатов из корундовой, модифицированной оксидом циркония керамики, и из титана и его сплавов. Образцы ГАП с катионными замещениями синтезировались с целью исследования их бактерицидных и биологических свойств.

Литература:

1. Marina V. Chaikina, Natalya V. Bulina, Arcady V. Ishchenko, and Igor Yu. Prosanov. *Eur. J. Inorg. Chem.* 2014, 4803–4809.
2. Natalya V. Bulina, Marina V. Chaikina, Andrey S. Andreev, Olga B. Lapina, Arcady V. Ishchenko, Igor Yu. Prosanov, Konstantin B. Gerasimov, and Leonid A. Solovyov. *Eur. J. Inorg. Chem.* 2014, 4810–4825.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРА БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ЦИРКОНИЯ И НИОБИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Ерошенко А.Ю.¹, Данилов В.И.¹

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
sharkeev@ispms.tsc.ru

Металлические материалы для медицинских имплантатов должны одновременно обладать не только высоким уровнем механических свойств (пределы текучести, прочности, циклической выносливости и долговечности), но и хорошей биосовместимостью. Поэтому предпочтительно изготовление имплантатов из биоинертных металлов и сплавов, которые не содержат токсичные для организма легирующие элементы, такие как алюминий, ванадий и др. В этом аспекте наибольший интерес для широкого применения представляет технически чистый титан и сплавы на основе титана, циркония и ниобия. Однако указанные сплавы при хорошей совместимости не всегда удовлетворяют требованиям по прочности и циклической долговечности. Одним из способов решения данной проблемы является формирование в объеме заготовок ультрамелкозернистого состояния методами интенсивной пластической деформации. Перевод структуры в ультрамелкозернистое и наноструктурное состояние меняет деформационное поведение материала и характер его разрушения.

8. Материалы и иерархически организованные структуры в медицине и молекулярной биологии

В работе проведено исследование микроструктуры и деформационного поведения сплавов на основе титана, циркония и ниобия в УМЗ состоянии, а именно: титан марки ВТ1-0, сплав Ti-40% мас. Nb и сплав Э110 (Zr-1% мас. Nb). Для получения ультрамелкозернистого состояния в указанных материалах применяли комбинированный метод абс-прессования с многоходовой прокаткой при комнатной температуре и последующего дорекристаллизованного отжига. В результате такой двухэтапной деформационной обработки в исследуемых сплавах была сформирована ультрамелкозернистая структура со средним размером элементов структуры менее 0,3 мкм. Механические характеристики исследуемых материалов в ультрамелкозернистом состоянии определялись из диаграмм одноосного растяжения. Микроструктуру материалов изучали с помощью методов электронной растровой и просвечивающей микроскопии.

Сформированная в результате двухэтапной интенсивной пластической деформации ультрамелкозернистая структура обеспечивает высокий уровень механических свойств (предел прочности, предел текучести и микротвердость), см. таблицу.

Таблица. Механические характеристики исследуемых материалов в ультрамелкозернистом и крупнозернистом состояниях

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$H_{ц}$, МПа
ВТ1-0	270-450	450	23	1800
	960	1100	10	2800-3200
Э110	200	430	15	1500
	365	830	8	2600-2800
Сплав Ti-40% мас. Nb	200-480	400-700	7-15	2300
	920	1040	4	2800

*числитель – крупнозернистое состояние,
знаменатель – ультрамелкозернистое состояние

В процессе растяжения производилась регистрация полей локальных деформаций методом двухэкспозиционной спекл-фотографии для титана ВТ1-0 и сплава циркония Э110. Пластическая деформация для данных материалов протекает локализовано на макроскопическом уровне и имеет автоволновую природу. Общим для них является тот факт, что коллапс автоволны локализованной деформации (стадия предразрушения) развиваются в основном после потери глобальной устойчивости пластического течения. Ярче это явление выражено у ультрамелкозернистого титана, где локальная и глобальная потеря устойчивости пластического течения полностью совпадают. В циркониевом сплаве стадия предразрушения начинается до момента достижения максимального значения деформирующего напряжения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016 г.г., проект Ш.23.2.2.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМИРОВАНИЯ
И РАЗРУШЕНИЯ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ В РАЗЛИЧНЫХ
СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ МЕТОДОМ ИНФРАКРАСНОЙ
ТЕРМОГРАФИИ И ФРАКТОГРАФИИ**

Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Вавилов В.П.², Скрипняк В.А.³, Белявская О.А.¹,
Козулин А.А.³, Чулков А.О.², Сороколетов А.Ю.^{1,3}, Скрипняк В.В.³

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

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия,*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия*

sharkeev@ispms.tsc.ru

Открытие П.-И. Бранемарком явление остеоинтеграции выделило титан, как основной материал для имплантационной хирургии. Предпочтение по биосовместимости отдают сплавам, относящимся к группе «чистого» титана: технически чистый титан отечественных марок ВТ1-0, ВТ1-00 и зарубежные сплавы Grade-1-4. Невысокий уровень механических свойств титана сдерживает его применение в изделиях медицинского назначения.

С конца 1970-х годов активное развитие получили методы интенсивной пластической деформации (ИПД), основанные на измельчении зеренной структуры объемного материала путем пластической деформации без нарушения его сплошности и формирования в них наноструктурного (НС) или ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния. Методы ИПД позволяют эффективным способом повышать физико-механические свойства материалов. Существенное отличие физико-механических свойств наноструктурированных материалов от обычных поликристаллических материалов связано с особенностями формирующейся структуры, что и определяет качество получаемой из этих материалов изделий. В связи с этим исследование механизмов разрушения НС и УМЗ титана, титановых и других сплавов с помощью структурно-чувствительных методов (внутреннее трение, диссипация энергии и др.) весьма актуально.

Высокая чувствительность современных инфракрасных (ИК) тепловизоров в сочетании с возможностью бесконтактного оперативного измерения температуры обусловили перспективность метода ИК-термографии для исследования процессов накопления дефектов структуры и развития повреждаемости при нагружении материалов различной природы.

Работа посвящена исследованию процесса деформирования и разрушения биоинертных сплавов титана и циркония (ВТ1-0 и Э110) в различных структурных состояниях, анализу различий термографических характеристик деформации и визуализации температурных полей

испытываемых образцов методом ИК-термографии с целью установления взаимосвязи структурных изменений, характеристик температурных полей и физико-механических свойств материалов, использования в дальнейшем при разработке метода неразрушающего тестирования и идентификации структуры сплавов, обеспечивающей требуемый для медицинских изделий уровень прочностных характеристик. Механические испытания были выполнены по схеме одноосного растяжения плоских образцов. Эволюция температурного поля образцов фиксировалась в ходе растяжения измерительной тепловизионной системой FLIR SC 7700M, модифицированной для исследования быстропротекающих тепловых процессов. Максимальная частота записи составляла 115 Гц при температурной чувствительности 20 мК и формате изображения 320X256.

Фрактографическое исследование методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) изломов образцов титана и циркония в различных структурных состояниях было направлено на идентификацию особенностей наблюдаемого по ИК - термограммам распределения температуры в очаге деформации и разрушения.

Результаты исследования подтверждают перспективность использования двухэтапного метода ИПД, включающего авс-прессование и многоходовую прокатку, для формирования в заготовках сплавов ВТ1-0 и Э110 УМЗ структуры, характеризующейся значительно более высоким уровнем механических характеристик. Разрушение образцов обоих исследуемых материалов развивается вязким образом. Полученные ИК - термограммы свидетельствуют о формировании неоднородного поля температуры в объёме растягиваемых образцов, обусловленного развитием локализации пластического течения. Наибольшее повышение температуры регистрировалось в областях, прилегающих к границам образующейся трещины. В рассмотренных условиях нагружения приращение температуры в очаге разрушения образцов УМЗ ВТ1-0 и Э110 различно по сравнению с образцами этих материалов в КК состоянии.

Полученные результаты согласуются с результатами, свидетельствующими, что измельчение зеренной структуры приводит к существенному росту механических характеристик титана и в меньшей степени к росту механических характеристик сплава Э110. УМЗ структура материалов влияет на ее способность к поглощению приложенной энергии. УМЗ титан эффективнее накапливает энергию при пластическом деформировании, чем КК титан, что свидетельствует о способности титана в УМЗ состоянии более эффективно задействовать структурный канал поглощения энергии при его деформировании, вовлекая в этот процесс весь деформируемый объем. Структура образцов, отличающихся распределением температур в процессе ИК-термографической визуализации разрушения, характеризуется и особенностями, фиксируемыми методом РЭМ-фрактографии.

Секция 9. Материалы и реагенты
для повышения нефтеотдачи
и транспортировки нефти

НАДМОЛЕКУЛЯРНАЯ СТРУКТУРА СМОЛ И АСФАЛЬТЕНОВ ЖИДКИХ ПРОДУКТОВ ТЕРМОЛИЗА ГОРЮЧИХ СЛАНЦЕВ.

Савельев В.В.^{1,2}, Мартынова К.А.², Головкин А.К.^{1,3}

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,

³Томский филиал Федерального государственного бюджетного учреждения науки
Института нефтегазовой геологии и геофизики им. А.А. Трофимука СО РАН, Россия,
savel@ipc.tsc.ru, GolovkoAK@ipgg.sbras.ru

Цель данной работы – изучение структурно-групповых характеристик смолисто-асфальтеновых компонентов жидких продуктов, полученных при термической деструкции органического вещества горючих сланцев.

В качестве объектов исследования выбраны асфальтены и смолы выделенные из хлороформных битумоидов и жидких продуктов термолиза керогена горючих сланцев месторождений Хуут-Булаг-1 и Шинэ Худаг (Монголия). Хлороформный битумоид получали экстракцией горючих сланцев хлороформом в течение 40 часов. Выделенные образцы керогена различаются между собой: кероген из горючего сланца Шинэ Худаг, относится к II типа, а кероген Хуут-Булаг – I типу.

Термолиз керогена проводили в автоклаве из нержавеющей стали при температуре 350 °С в среде бензола в течение одного часа. Жидкие продукты разделяли на групповые компоненты - асфальтены, смолы и масла.

Выход жидких продуктов в случае термолиза керогена Шинэ Худаг на 10% выше, чем при термолизе керогена Хуут-Булаг. Жидкие продукты состоят из смолисто-асфальтеновых веществ суммарное количество около 56 % мас. Содержание газообразных продуктов при термолизе керогена составляет около 12 % мас. Газообразные продукты преимущественно представлены метаном, углекислым газом и водородом.

После термической деструкции керогена I и II типа образуются асфальтены с меньшей молекулярной массой 550 до 710 а.е.м (средние количества углеродных атомов в молекулах $C \approx 36-50$). Асфальтены аккумулируют ароматический углерод в своем составе $f_a = 40-54$ % общего числа углеродных атомов, причем в случае керогена Шинэ Худаг доля ароматического углерода в асфальтенах битумоида и пиролизате не изменяется и составляет около 40 %. Средняя молекула асфальтенов полученных из образца Хуут Булаг состоит из 5 колец, где три кольца имеют ароматический характер и два кольца нафтеновые. В молекуле асфальтенов выделенных из битумоида горючего сланца Шинэ Худаг имеются 7 колец, из которых пять колец являются нафтеновыми. Асфальтены же выделенные из жидких продуктов керогена Шинэ Худаг являются пятикольчатыми и имеют преимущественно ароматическую природу. Асфальтены всех изученных образцов состоят преимущественно из двухблочных молекул (значения чисел блоков в молекулах m_a

составляют от 1,7 до 2,8). Среди ароматических ядер в структурных блоках (K_a^*) молекул асфальтенов доминируют триареновые.

Среднее число заместителей (C_{α}^*) при ароматических атомах углерода в молекулах асфальтенов равно 2-3, что свидетельствует о наличии в них блоков, в которых ароматическое ядро занимает положение на периферии сконденсировано с одним отдельным нафтеновым фрагментом.

Молекулярная масса молекул смол в битумоидах от типа керогена отличается незначительно и составляет 430-490 а.е.м. После термолиза керогена Хуут Булаг и Шинэ Худаг образуются смолистые вещества с меньшей молекулярной массой 300 и 340 а.е.м. соответственно.

Содержащиеся в хлороформном битумоиде смолы Хуут Булаг и Шинэ Худаг практически на 80% состоят из нафтеновых структур, причем новообразованные смолы после термолиза керогена состоят на 50-70% из парафиновых структур. Средняя молекула смол битумоидов полученных из образцов Хуут Булаг и Шинэ Худаг состоит из 7 колец, где пять колец представлены нафтеновыми соединениями. В средних молекулах смол, выделенных из жидких продуктов керогена Шинэ Худаг и Хуут Булаг, предполагается наличие двухкольчатых структур, одно из которых является бензольным.

Выделенные смолы состоят преимущественно из моноблочных молекул (значения чисел блоков в молекулах m_a колеблются от 1,1 до 1,2). Среди ароматических ядер в структурных блоках молекул смол доминируют биареновые. Для смол образованных из керогена также отмечено наличие длинных алкильных цепочек, в которых число углеродных атомов $C_n^* \approx 8-10$ в расчете на один структурный блок.

**ГЕЛЕОБРАЗУЮЩИЕ КОМПОЗИЦИИ ГАЛКА®-С И МЕТКА®
ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ОГРАНИЧЕНИЯ ВОДОПРИТОКА
И ПОВЫШЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ ПЛАСТОВ
ПЕРМО-КАРБОНОВОЙ ЗАЛЕЖИ УСИНСКОГО
НЕФТЯНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ**

Алтунина Л.К., Стасьева Л.А., Козлов В.В., Кувшинов В.А.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

kvv@ipc.tsc.ru

В последние годы доля высоковязкой нефти в общей добыче нефти в мире постоянно растет. Из всех современных методов добычи высоковязкой нефти наиболее действенным является метод паротеплового воздействия на залежь путем стационарной или циклической закачки пара [1]. Однако из-за низкого охвата пласта при закачке пара, вследствие неоднородности пласта по толщине и по площади, эффективность метода паротеплового воздействия на поздней стадии разработки снижается. Использование новых гелеобразующих композиций позволяет

перераспределять фильтрационные потоки и повышать охват пласта, тем самым увеличивая эффективность паротеплового воздействия.

В Институте химии нефти СО РАН (ИХН СО РАН) разрабатываются новые технологии увеличения нефтеотдачи месторождений с высоковязкой нефтью [2]. Для увеличения эффективности паротеплового и пароциклического воздействия на залежи высоковязких нефтей предложено его сочетание с физико-химическими методами, с применением гелеобразующих и нефтевытесняющих композиций.

Настоящая работа проводилась в рамках разработки технологических решений по селективному ограничению водопритока и интенсификации добычи нефти в добывающих скважинах, подвергаемых пароциклическому воздействию, и расположенных в зонах залежи с пластовой температурой при помощи закачки химических реагентов на месторождения высоковязкой нефти ОАО «ЛУКОЙЛ-Коми» НК "ЛУКОЙЛ", в частности, на пермо-карбоновой залежи Усинского месторождения.

Для условий месторождений ОАО «ЛУКОЙЛ-Коми», в том числе пермо-карбоновой залежи Усинского месторождения, разрабатываемой с применением пароциклического воздействия, в области температур 70-250 °С исследованы кинетика гелеобразования, реологические свойства, фильтрационные характеристики и нефтевытесняющая способность неорганических и полимерных гелеобразующих составов композиций (ГАЛКА[®]-С и МЕТКА[®]). Выбраны оптимальные составы.

При температурах 90-200 °С исследованы фильтрационные характеристики и нефтевытесняющая способность гелеобразующих композиций ГАЛКА[®]-С и МЕТКА[®] в неоднородной модели пласта применительно к условиям месторождений, разрабатываемых пароциклическим воздействием. Исследования проводили на установке для изучения фильтрации при постоянном расходе через модель пласта, состоящую из двух параллельных колонок с различной проницаемостью, моделирующих неоднородность пласта.

В состав композиций ГАЛКА[®]-С и МЕТКА[®] входит карбамид, который при высокой температуре образует углекислый газ. Из экспериментальных данных установлено, что в результате выделения углекислого газа в условиях пароциклической обработки наблюдается увеличение давления (до 20-30 атм в пласте), увеличивая добычу нефти. Гелеобразующая композиция ГАЛКА[®]-С непосредственно в модели пласта образует гель, который при противодействии, превышающем давление насыщенных паров воды при данной температуре, устойчив и сохраняет свои реологические характеристики при высокой температуре – до 200 - 250 °С.

Полимерные гелеобразующие композиции МЕТКА[®] показали высокую эффективность на моделях неоднородного пласта с

проницаемостью в пределах 0.172 – 9.456 мкм², где после закачки композиции происходило перераспределение или выравнивание фильтрационных потоков и увеличение коэффициента нефтевытеснения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Соглашения о предоставлении субсидии № 14.607.21.0022 от 05.06.2014, выполняемого в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 – 2020 годы».

Литература:

1. Урсегов С.О. Обоснование оптимальных параметров термических технологий разработки крупных месторождений высоковязких нефтей Тимано-Печерской нефтегазоносной провинции. Автореф. дис. на соиск. уч. степ. канд. техн. наук. УГТУ. Ухта. – 2007.

2. Altunina L.K. Improved oil recovery of high-viscosity oil pools with physicochemical methods at thermal-steam treatments / L.K. Altunina, V.A. Kuvshinov // Oil & Gas Science and Technology. – 2008. – V. 63. – № 1. – P. 37–48.

ОЦЕНКА СОСТАВА ВЯЗКИХ И ТЯЖЕЛЫХ НЕФТЕЙ РОССИЙСКОЙ АРКТИКИ ДЛЯ ПОДАЧИ ИХ В СИСТЕМУ ТРУБОПРОВОДНОГО ТРАНСПОРТА

Красноярова Н.А.^{1,2}, Яценко И.Г.¹, Чиркова Д.Ю.^{1,2}

¹*Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
natalalex@ipc.tsc.ru*

Российская Арктика является регионом особых геополитических, экономических, оборонных, научных и социально-экономических интересов Российской Федерации. Арктическая зона – это последний (после новых районов и новых нефтегазовых комплексов Западной и Восточной Сибири) крупный нефтегазовый резерв государства, требующий очень серьезной подготовки в ближайшие 10-15 лет. Особо следует отметить о больших запасах тяжелых и вязких нефтей Арктики. Эти нефти могут оказаться весьма эффективными для производства арктических масел и дорожных битумов. Целью работы является анализ физико-химических и геохимических свойств арктических вязких и тяжелых нефтей Западной Сибири для оценки транспортировки по нефтепроводам.

Тяжелыми и вязкими являются нефти уникальных и крупных по своим запасам месторождений: Русское, Северо-Комсомольское, Новопортовское, Комсомольское, Вынгапуровское, Западно-Мессояхское, Тазовское в Западно-Сибирском бассейне, Наульское, Ярегское, Медынское-Море, Приразломное, Сюрхаратинское, Торавейское в Тимано-Печорском бассейне, Оленекское в Лено-Тунгусском бассейне и т.д. Как видно из табл. 1, физико-химические свойства тяжелых нефтей в зависимости от вязкости

9. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи и транспортировки нефти

имеют значимые отличия в содержании парафинов, асфальтенов и тяжелых металлов. В то же время являются среднесернистыми, среднесмолистыми, обеднены содержанием нефтяного газа.

Таблица 1 - Физико-химические свойства тяжелых нефтей Российской Арктики с различной вязкостью

Показатель	Тяжелые нефти (плотность более 0,88 г/см ³)	
	Вязкие (вязкость при 20 °С более 35 мм ² /с)	Мало- и средневязкие (вязкость при 20 °С менее 35 мм ² /с)
Плотность, г/см ³	0,9237	0,9080
Вязкость при 20 °С, мм ² /с	939,19	19,63
Вязкость при 50 °С, мм ² /с	63,69	8,70
Содержание серы, мас. %	1,68	1,48
Содержание парафинов, мас. %	3,50	2,17
Содержание смол, мас. %	9,66	7,46
Содержание асфальтенов, мас. %	4,12	1,45
Газосодержание, м ³ /т	25,22	38,15
Содержание ванадия, мас. %	0,0033	0,0160
Содержание никеля, мас. %	0,0179	-

В лабораторных условиях были изучены и проведен сравнительный анализ свойств нефтей Новопортовское, Арктическое, Гыданское и Заполярное, залегающих в отложения нижнего мела, и Русского месторождения в сеноманском горизонте верхнего мела [7].

При сравнительной оценке физико-химических свойств установлено, что по плотности (при +20 °С) часть исследованных нефтей может быть отнесена к легким (гыданская), средним (заполярная и арктическая), новопортовская – к тяжелым, а нефть Русского месторождения (более 0,895 г/см³) - к битуминозным. В отличие от остальных, нефть из верхнего мела Русского месторождения относится к высоковязким (табл. 2).

Таблица 2 – Свойства и групповой состав углеводородов нефтей севера Западной Сибири

Площадь	Заполярная	Арктическая	Гыданская	Новпортовская	Русская
Плотность, г/см ³	0.864	0.851	0.830	0.915	0.939
Вязкость, мПа*с	11.1	9.5	2.9	5.8	515.4
Алканы, % отн.	77.0	75.6	82.7	50.9	39.6
Насыщенные циклические УВ, % отн.	9.6	8.3	8.3	21.0	38.2
Ароматические УВ, % отн.	13.4	16.1	9.0	28.1	19.9

Нефти заполярная, арктическая и гыданская по своим свойствам, в отличие от новопортовской и русской, годны для транспортировки на большие расстояния через систему нефтепроводов как по территории РФ, так и для экспорта.

В групповом составе углеводородов (УВ) методом хромато-масс-спектрометрии идентифицированы нормальные и изопреноидные алканы, группа насыщенных циклических УВ. Во всех нефтях преобладают алканы, но в отличие от остальных, в битуминозной русской нефти повышена концентрация циклических насыщенных, а в тяжелой новопортовской – ароматических УВ.

Таким образом, установлены отличия тяжелых и высоковязких нефтей севера Западной Сибири по свойствам, групповому и молекулярному составу УВ, что позволяет рекомендовать как виды транспортировки, так и технологические схемы переработки этих нефтей.

ПРИСАДКА КОМПЛЕКСНОГО ДЕЙСТВИЯ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПАРАФИНИСТЫХ НЕФТЯНЫХ ДИСПЕРСНЫХ СИСТЕМ

Литвинец И.В.¹, Прозорова И.В.¹, Юдина Н.В.¹, Казанцев О.А.²

¹*Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,*

²*Дзержинский политехнический институт (филиал) Нижегородского
государственного технического университета имени Р.Е. Алексева*

iralitvinets@yandex.ru

Одним из способов регулирования процессов структурообразования высокопарафинистых нефтяных дисперсных систем (НДС) является применение в технологических процессах химических реагентов. Проведенные ранее исследования показали, что присадка Flexoil («Champion Technologies») на основе полиалкилметакрилата, предотвращает осадкообразование и улучшает реологические характеристики высокопарафинистых НДС. В этой связи большой интерес представляет исследование новой ингибирующей присадки К-210 (полиалкилметакрилат модифицированный додециламином), являющейся аналогом широко используемой присадки Flexoil. Для НДС с содержанием твердых парафинов 7 - 12% ингибирующая способность присадки К-210 выше, чем реагента Flexoil, и составляет 65 – 85 %. Также было изучено влияние присадки К-210 на реологические свойства исследуемых НДС. Установлено, что вязкость и предельное напряжение сдвига исследуемых нефтяных систем при использовании присадки К-210 снижаются в 1,5 - 4 раза, депрессия температуры застывания достигает 20 – 30°C. Выявлен механизм действия присадки на процесс образования АСПО и реологические свойства, обусловленный образованием большого количества мелких кристаллов, удерживаемых в объеме дисперсионной среды. Показано влияние состава дисперсной фазы НДС (парафинов, смол, асфальтенов) на эффективность действия присадки К-210.

Таким образом, установлено, что использование присадки К-210 приводит к снижению температур фазовых переходов, энергии активации вязкого течения и динамической вязкости, что связано с образованием

более мелких и менее прочных надмолекулярных структур для НДС, не содержащей САК и нефтяной системы, содержащей только смолистые компоненты. Для НДС, содержащей САК использование присадки не значительно влияет на энергию активации вязкого течения, но снижает вязкость, что вероятно связано с формированием более мелких по размерам, но не менее прочных надмолекулярных структур.

ВЛИЯНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ МЕТОДОВ УВЕЛИЧЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ НА ПЛАСТОВУЮ МИКРОФЛОРУ И СВОЙСТВА ДОБЫВАЕМОЙ НЕФТИ

Щербакова А.Г., Алтунина Л.К., Сваровская Л.И.,
Овсянникова В.С., Филатов Д.А., Чуйкина Д.И.
*Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,
varja@ipc.tsc.ru*

За последние десятилетия в структуре запасов углеводородного сырья существенно возросла доля высоковязких нефтей и природных битумов, наиболее распространенным методом разработки которых является тепловое воздействие.

В 2014 году на Усинском месторождении были проведены опытно-промышленные испытания новых нефтевытесняющих и гелеобразующих композиций ГАЛКА-НТ, МЕТКА и загущенная НИНКА, разработанных в ИХН СО РАН, которые могут применяться в сочетании с паротепловым методом и самостоятельно [1].

Целью данной работы была оценка эффективности указанных композиций и исследование их влияния на физико-химические характеристики добываемой нефти и пластовой воды, а также пластовый микробоценоз.

МЕТКА[®] это термотропная полимерная гелеобразующая система, предназначенная для перераспределения фильтрационных потоков пластовых флюидов в неоднородных коллекторах.

После обработки композицией отмечены изменения физических характеристик и минерального состава пластовой воды, состава и вязкости добываемой нефти, что свидетельствует о перераспределении фильтрационных потоков и вовлечении в добычу ранее не затронутых зон. Отмечено стимулирующее влияние композиции на микрофлору, участвующую в увеличении нефтеотдачи. Анализ промысловых данных показал высокую эффективность композиции **МЕТКА**[®] в сочетании с нагнетанием пара: отмечен рост дебитов по нефти и снижение обводненности продукции. Композиция рекомендуется к промышленному использованию.

Композиция **Загущенная НИНКА** - это нефтевытесняющая система с регулируемой щелочностью и вязкостью, предназначенная для повышения

9. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи и транспортировки нефти

нефтеотдачи вязких нефтей за счет их доотмыва нефти и выравнивания фронта вытесняющей жидкости.

После обработки в разных скважинах наблюдались разнонаправленные изменения свойств пластовой воды и нефти вследствие доотмыва высокомолекулярных и полярных соединений с породы пласта, перераспределения фильтрационных потоков, а также формирования эмульсии нефть-вода. Содержание микрофлоры, несмотря на обработку паром, возросло в 3-10 раз, что может быть следствием ее поступления из соседних непрогретых пропластков и размножения в присутствии азотсодержащих компонентов композиции. Анализ промысловых данных показал перспективность применения технологии чередующейся закачки пара и композиции.

ГАЛКА НТ – неорганическая гелеобразующая система, предназначенная для ограничения водопритока и перераспределения потоков в низкотемпературных залежах высоковязких нефтей в отсутствие паротеплового воздействия.

После ее закачки отмечены изменения состава и свойств пластовой воды и нефти: снижение минерализации и изменение состава воды, рост доли ароматических и циклических углеводородов на фоне снижения доли насыщенных, что является результатом изменения потоков в пласте: смены объекта разработки либо поступления флюида из ранее непромытых зон того же горизонта. Численность микроорганизмов после обработки упала вдвое вследствие подавляющего действия хлорида алюминия в составе композиции. Дополнительная добыча нефти составила 70-400 т на скважину, а наблюдаемая длительность эффекта обработки – до 4 месяцев.

Таким образом, применение новых разработанных в ИХН СО РАН композиций для увеличения нефтеотдачи пермо-карбоновой залежи Усинского месторождения способствует изменению физико-химических свойств исследуемой нефти и пластовой воды за счет перераспределения фильтрационных потоков в пласте, вовлечения в разработку ранее непромытых зон, отмыва остаточной тяжелой нефти с породы пласта, а в отдельных скважинах – за счет участия пластового биоценоза, способствующего десорбции нефти с породы.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Соглашения № 14.607.21.0022 от 05.06.2014, выполняемого в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 – 2020 годы».

**A STUDY OF RELATIONS BETWEEN PHYSICOCHEMICAL
PROPERTIES OF CRUDE OILS AND MICROBIOLOGICAL
CHARACTERISTICS OF RESERVOIR MICROFLORA**

Yashchenko I.G., Polishchuk Yu.M., Peremitina T.O.

Institute of Petroleum Chemistry SB RAS, Tomsk, Russia

pto@ipc.tsc.ru

Recent years have seen a growth in production of hard-to-recover crude oils, which are viscous, waxy, high-resin, and heavy. In connection with this, interest in finding ways to facilitate the production of difficult oils has markedly increased. A special role is given to integrated physicochemical and microbiological methods of enhanced oil recovery (EOR). These EOR methods attract attention due to a fairly high degree of environmental safety and a relatively low economic cost. The physicochemical properties of oils and their mode of occurrence affect the species composition of the microflora of reservoir water and the extent of its distribution in particular geological-and-geophysical environments. Reserves of heavy and viscous oils are several times those of light and low-viscosity oils, being 810 and 162 billion tons, respectively, and are an essential part of the resource base of the oil industry in Russia and other oil-producing countries [1, 2]. There are substantial deposits of waxy and high-resin oils, which make respectively 25.6 and 20.5% of the total world oil reserves.

Of the integrated physicochemical and microbiological EOR techniques, the methods based on injection into the reservoir, along with water, substances that have good oil-driving properties and simultaneously stimulate growth and development of endemic microflora groups are the most promising. Application of these techniques can significantly improve the recovery factor by reducing the viscosity of the oil, increasing the reservoir sweep, decreasing the interfacial tension at the oil-water-rock interface, and increasing the mobility of reservoir fluids and the oil displacement efficiency. However, the task of improving the effectiveness of these methods is constrained by insufficient knowledge of the dependence of the population and activity of reservoir microflora upon the chemical composition of crude oils and their occurrence modes; these are the issues that determine the basic goal of this study.

The dependence of the population and activity of reservoir microflora upon the chemical composition and viscosity of crude oils has been investigated, since it allows the problem of improvement in the technologies and enhancement of oil recovery as applied to production of difficult types of oils with anomalous properties (viscous, heavy, waxy, high-resin) to be solved. The effect of the chemical composition of the oil on the number, distribution, and activity of reservoir microflora has been studied using data on the microbiological properties of reservoir water of 16 different fields in oil and gas basins of Russia, Mongolia, China, and Vietnam. Information on the physicochemical properties of crude oils of these fields has been obtained from the database

created at the Institute of Petroleum Chemistry, Siberian Branch on the physicochemical properties of oils throughout the world [3–4]. It has been found that formation water in viscous oil reservoirs is characterized by a large population of heterotrophic and sulfate-reducing bacteria and the water of oil fields with a high paraffin content, by population of denitrifying bacteria.

References:

1. Yakutseni V.P., Petrova Yu.E., Sukhanov A.A. Dynamics of the relative content of difficult-to-recover oil resources in overall balance // *Oil and Gas Geology. Theory and Practice.* – 2007 (2). - P. 1-11.
2. Maksutov R., Orlov G., Osipov A. Development of high-viscosity oil resources in Russia // *TEK Technologies.* – 2005. - № 6. – P. 36 – 40.
3. An V.V., Kozin E.S., Polischuk Yu.M., Yashchenko I.G. Database on oil chemistry and prospects of its application in geochemical research // *Oil and Gas Geology.* - 2000. - № 2. – P. 49 – 51.
4. Yashchenko I.G. Patterns of distribution of difficult-to-recover oils in Russia // *Gas Industry.* – 2012. - № 676. Special Issue. – P. 56 – 62.

НАДМОЛЕКУЛЯРНАЯ СТРУКТУРА СМОЛ И АСФАЛЬТЕНОВ ЖИДКИХ ПРОДУКТОВ ТЕРМОЛИЗА ГОРЮЧИХ СЛАНЦЕВ

Савельев В.В.^{1,2}, Мартынова К.А.², Головки А.К.^{1,3}

¹*Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия,*

³*Томский филиал Института нефтегазовой геологии и геофизики*

им. А.А. Трофимука СО РАН, Томск, Россия

savel@ipc.tsc.ru, GolovkoAK@ipgg.sbras.ru

Цель данной работы – изучение структурно-групповых характеристик смолисто-асфальтеновых компонентов жидких продуктов, полученных при термической деструкции органического вещества горючих сланцев.

В качестве объектов исследования выбраны асфальтены и смолы выделенные из хлороформных битумоидов и жидких продуктов термолиза керогена горючих сланцев месторождений Хуут-Булаг-1 и Шинэ Худаг (Монголия). Хлороформный битумоид получали экстракцией горючих сланцев хлороформом в течение 40 часов. Выделенные образцы керогена различаются между собой: кероген из горючего сланца Шинэ Худаг, относится к II типа, а кероген Хуут-Булаг– I типу.

Термолиз керогена проводили в автоклаве из нержавеющей стали при температуре 350 °С в среде бензола в течение одного часа. Жидкие продукты разделяли на групповые компоненты - асфальтены, смолы и масла.

Выход жидких продуктов в случае термолиза керогена Шинэ Худаг на 10% выше, чем при термолизе керогена Хуут-Булаг. Жидкие продукты состоят из смолисто-асфальтеновых веществ суммарное количество около 56 % мас. Содержание газообразных продуктов при термолизе керогена

составляет около 12 % мас. Газообразные продукты преимущественно представлены метаном, углекислым газом и водородом.

После термической деструкции керогена I и II типа образуются асфальтены с меньшей молекулярной массой 550 до 710 а.е.м (средние количества углеродных атомов в молекулах $C \approx 36-50$). Асфальтены аккумулируют ароматический углерод в своем составе $f_a = 40-54$ % общего числа углеродных атомов, причем в случае керогена Шинэ Худаг доля ароматического углерода в асфальтенах битумоида и пиролизате не изменяется и составляет около 40 %. Средняя молекула асфальтенов полученных из образца Хуут Булаг состоит из 5 колец, где три кольца имеют ароматический характер и два кольца нафтеновые. В молекуле асфальтенов выделенных из битумоида горючего сланца Шинэ Худаг имеются 7 колец, из которых пять колец являются нафтеновыми. Асфальтены же выделенные из жидких продуктов керогена Шинэ Худаг являются пятикольчатыми и имеют преимущественно ароматическую природу. Асфальтены всех изученных образцов состоят преимущественно из двухблочных молекул (значения чисел блоков в молекулах m_a составляют от 1,7 до 2,8). Среди ароматических ядер в структурных блоках (K_a^*) молекул асфальтенов доминируют триареновые.

Среднее число заместителей (C_{α}^*) при ароматических атомах углерода в молекулах асфальтенов равно 2-3, что свидетельствует о наличии в них блоков, в которых ароматическое ядро занимает положение на периферии сконденсировано с одним отдельным нафтеновым фрагментом.

Молекулярная масса молекул смол в битумоидах от типа керогена отличается незначительно и составляет 430-490 а.е.м. После термоллиза керогена Хуут Булаг и Шинэ Худаг образуются смолистые вещества с меньшей молекулярной массой 300 и 340 а.е.м. соответственно.

Содержащиеся в хлороформном битумоиде смолы Хуут Булаг и Шинэ Худаг практически на 80% состоят из нафтеновых структур, причем новообразованные смолы после термоллиза керогена состоят на 50-70% из парафиновых структур. Средняя молекула смол битумоидов полученных из образцов Хуут Булаг и Шинэ Худаг состоит из 7 колец, где пять колец представлены нафтеновыми соединениями. В средних молекулах смол, выделенных из жидких продуктов керогена Шинэ Худаг и Хуут Булаг, предполагается наличие двухкольчатых структур, одно из которых является бензольным.

Выделенные смолы состоят преимущественно из моноблочных молекул (значения чисел блоков в молекулах m_a колеблются от 1,1 до 1,2). Среди ароматических ядер в структурных блоках молекул смол доминируют биареновые. Для смол образованных из керогена также отмечено наличие длинных алкильных цепочек, в которых число углеродных атомов $C_n^* \approx 8-10$ в расчете на один структурный блок.

ИЕРАРХИЧЕСКАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВОЗДЕЙСТВИЯ НЕФТЕЗАГРЯЗНЕНИЙ НА БИОЛОГИЧЕСКИЕ СИСТЕМЫ СЕВЕРНЫХ РАЙОНОВ СИБИРИ

Сваровская Л.И., Алтунина Л.К., Яценко И.Г., Шербакова А.Г.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

sli@ipc.tsc.ru

Рассматривая перспективы использования северных территорий Сибири с точки зрения экономической базы России, следует отметить, что именно в этих регионах находится большая часть полезных ископаемых, а именно, запасы углеводородов (УВ), обеспечивающих в настоящий период времени благосостояние страны. Добыча нефти и газа в северных районах Сибири интенсивно развивается, увеличивается численность населения, возрастает нагрузка на природные комплексы. В то же время север Сибири относится к экстремальным и дискомфортным территориям (низкие температуры, значительная заболоченность, геомагнитные аномалии, особенности светового режима с низкой устойчивостью геосистем к различным видам техногенных воздействий), где проживание человека связано с сильным напряжением адаптационных систем организма и выраженным риском для здоровья. Процесс адаптации - это прежде всего результат взаимодействия дискретных систем с различными уровнями иерархической взаимозависимости человека и биосферы.

Промышленное освоение Севера происходит в сложных природных условиях с крайне высоким уровнем загрязнения почв, растительности, атмосферы и водных объектов. При этом, во время весенних паводков, проливных дождей и таяния снега нефтепродукты выносятся в гидросеть и становятся опасными для существования биогеоценозов, даже удаленных от места разлива нефти. Горизонтальное перемещение нефтепродуктов (геохимическая миграция) происходит с поверхностным стоком в водные объекты, ухудшая качество воды, и как следствие, обостряя социальные проблемы, связанные с неблагоприятными изменениями условий жизни и здоровья населения.

По нашим данным суммарное годовое поступление нефтепродуктов в речную систему и массу смыва с нефтезагрязненных участков водосборных бассейнов рек-притоков Оби и Васюгана, составляют от 3,7 до 10 т в год. Среди притоков Оби высоким уровнем загрязнения (2394 мг/л) характеризуется р. Большой Балык на участке, где река пересекает Мамонтовское месторождение. Как правило, местное населения, проживающее по берегам рек, постоянно использует загрязненную воду не только в хозяйственных целях, но и для питья. В организме с течением времени токсичность углеводородов накапливается и вызывает различные заболевания печени, сердечно-сосудистой системы, изменения показателей

крови (снижение содержания гемоглобина и эритроцитов) и нарушение деятельности эндокринных желез.

Исследования нефтезагрязненных почв на территории Советского месторождения (север Томской области) показали высокий уровень концентрации нефти и нефтепродуктов, определяемой в интервале от 150 до 490 г/кг почвы. При таком загрязнении в летний период легкие фракции нефти испаряются и в виде аэрозолей мигрируют на значительные расстояния, загрязняя воздушную среду. Изучен состав нефти данного месторождения: нефть является легкой с высоким содержанием наиболее токсичных бензиновых фракций. Исследования проб воды протоки Посал (приток Оби), на территории которой расположено Советское месторождение, показали, что концентрация загрязняющих нефтепродуктов превышает ПДК в 2-6 раз.

Полученные результаты загрязнения окружающей среды на территории нефтедобычи определяют риск заболеваний местного и работающего на нефтедобывающих предприятиях населения, что требует планирования и проведения профилактических мероприятий по улучшению экологических условий проживания населения и применения усовершенствованных технологий ликвидации последствий нефтезагрязнений в районах нефтедобычи. В настоящее время, в соответствии с законодательными нормами недропользования, практически повсеместно проводится мониторинг окружающей среды, в том числе мониторинг поверхностных вод. Это позволяет оценить современное состояние экосистем и прогнозировать экологические последствия нефтедобычи на биологические системы.

СОСТАВ И СТРУКТУРА АСФАЛЬТЕНОВЫХ КОМПОНЕНТОВ НЕФТИ МЕСТОРОЖДЕНИЯ КРАПИВИНСКОЕ

Сергун В.П., Чешкова Т.В., Сагаченко Т.А., Мин Р.С.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

sergun@ipc.tsc.ru

Интерес к исследованию асфальтеновых компонентов нефтяных дисперсных систем обусловлен, прежде всего, их негативным влиянием на свойства нефтей и остаточных фракций. Асфальтены играют существенную роль в образовании твердых отложений, которые способны закупоривать скважины, трубопроводы, наземное оборудование и поры геологических пластов, их присутствие в углеводородном сырье вызывает проблемы при нефтепереработке, поскольку они снижают выход целевого продукта и отравляют катализатор.

В отличие от всех остальных компонентов нефти, асфальтены способны образовывать мицеллярные макрочастицы. В их составе собственно асфальтеновые молекулы представлены двумя основными,

9. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи и транспортировки нефти

различающимися по свойствам, структурными типами – «континент» и «архипелаг».

Молекулы типа «континент» состоят из конденсированного ароматического ядра с небольшим числом насыщенных циклов и короткими алифатическими заместителями, что обеспечивает им жесткую структуру. Асфальтеновые молекулы типа «архипелаг» состоят из небольших ароматических кластеров, соединенных между собой ковалентными связями – мостиками, алкильными или включающими гетероатомы (сульфидными, эфирными, амидными), и вследствие этого имеют гибкую структуру, способную к конформационным превращениям.

На поверхности этих молекул или в полых ячейках их структур адсорбируются или окклюдированы молекулы гетероатомных и углеводородных компонентов нефтяных дистиллятов.

Формирование асфальтеновых агрегатов различных иерархических уровней неразрывно связано со структурой асфальтеновых молекул, а соотношение этих уровней оказывает влияние на физико-химические свойства нефтяных дисперсных систем.

В связи с этим накопление информации о химической природе асфальтеновых веществ различных типов нефтяных дисперсных систем имеет важное фундаментальное и прикладное значение

Получены новые данные о составе и структуре асфальтенов метанофтеновой нефти Крапивинского месторождения, одного из крупнейших разрабатываемых месторождений Томской области. С применением комплекса физико-химических методов показано, что в составе асфальтенов данной нефти присутствуют высоко- и низкомолекулярные компоненты, а также соединения, адсорбированные/окклюдированные их молекулами. Установлено наличие в структуре обеих фракций асфальтенов фрагментов, связанных между собой или с ядром их молекул эфирными и сульфидными мостиками. Изучен состав «связанных» и адсорбированных/окклюдированных соединений и показано, что они представлены сложной смесью насыщенных и ароматических углеводородов и гетероатомных компонентов, среди которых идентифицированы алканы нормального и разветвленного строения, олефины, алкилциклопентаны и алкилциклогексаны, углеводородные биомаркеры (прегнаны и холестаны, хейлантаны и гопаны), моно-, би- и тризамещенные алкилбензолы, нафталины, фенантрены, дибензофураны, бензо- и дибензотиофены, бензо- и дибензокарбазолы.

Полученные результаты имеют значение для углубления представлений о составе и структуре асфальтеновых молекул, установления механизма формирования надмолекулярных структур в нефтяных дисперсных системах и понимания их роли в образовании твердых отложений, вызывающих проблемы при добыче, транспортировке и переработке нефти.

**НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ СИСТЕМЫ
ТИПА «ГЕЛЬ В ГЕЛЕ» ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ
И ОГРАНИЧЕНИЯ ВОДОПРИТОКА**

Алтунина Л.К., Кувшинов В.А., Стасьева Л.А.

Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия

alk@ipc.tsc.ru

В течение ряда лет в Институте химии нефти СО РАН проводятся исследования, касающиеся гидродинамических и физико-химических аспектов генерации гелей в неоднородных пластах [1, 2]. На их основе разработаны термотропные наноструктурированные гелеобразующие системы – неорганические и полимерные, которые в поверхностных условиях являются маловязкими растворами, а в пластовых условиях под действием тепловой энергии пласта или закачиваемого теплоносителя превращаются в гели [1-3]. В гелеобразующих системах на основе неорганического гидроксополимера «соль алюминия – карбамид – вода» при температуре выше 70°C образуется гель гидроксида алюминия [1, 2]. В термотропных гелеобразующих системах на основе полимеров с нижней критической температурой растворения (НКТР) – простых эфиров целлюлозы (ЭЦ) при повышении температуры маловязкий раствор полимера превращается в объемный термообратимый гель. Температуру и время гелеобразования в интервале от 40 до 120°C можно регулировать неорганическими и органическими добавками, подстраивая под конкретные пластовые условия [1, 2].

Предложена наноструктурированная термотропная гелеобразующая система с улучшенными структурно-механическими свойствами гелей на основе неорганического гидроксополимера и органического полимера с НКТР «соль алюминия – простой эфир целлюлозы – карбамид – вода», способная при нагревании образовывать связнодисперсную наноразмерную структуру типа «гель в геле». Исследованы кинетика образования и реологические характеристики гелей в указанной системе. При нагревании выше нижней критической температуры растворения эфира целлюлозы в системе за счет фазового перехода сначала образуется полимерный гель, а затем внутри полимерного геля по механизму гидролитической поликонденсации, инициируемой продуктами гидролиза карбамида, образуется гель гидроксида алюминия. Полученная синергетическая связнодисперсная наноразмерная система типа «гель в геле» имеет повышенную вязкость (рисунок) и упругость, перспективна для создания противofiltrационных барьеров и экранов в нефтяных пластах с целью увеличения нефтеотдачи, а также для гидроизоляции подземных выработок и гидротехнических сооружений. Приведены результаты исследования кинетики гелеобразования композиций, вязкости растворов и гелей, содержащих различные алюмосодержащие реагенты:

9. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи и транспортировки нефти

пентагидроксохлорид алюминия, оксохлориды алюминия различной основности с разным содержанием Al^{3+} , безводный $AlCl_3$, полиоксихлорид алюминия АКВА-АУРАТ-30 и карбамид.

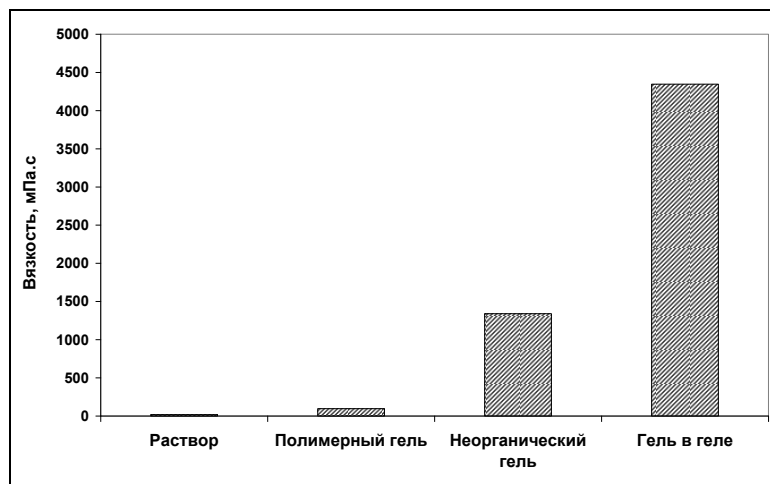


Рисунок – Вязкость раствора и гелей в системе "соль алюминия – простой эфир целлюлозы – карбамид – вода", образующей связнодисперсную наноразмерную структуру типа «гель в геле»

Системы на основе неорганических гидроксополимеров и полимеров с НКТР, образующих связнодисперсные структуры типа «гель в геле», до термостатирования маловязкие растворы, что позволяет использовать их в низкопроницаемых коллекторах. После образования связнодисперсной структуры под действием температуры вязкость системы возрастает на 1-3 порядка, что позволяет использовать их для повышения нефтеотдачи высоко неоднородных пластов путем регулирования фильтрационных потоков, увеличения охвата пласта заводнением и ограничения водопритока.

Литература:

1. Алтунина Л.К., Кувшинов В.А. Физико-химические методы увеличения нефтеотдачи пластов нефтяных месторождений (обзор) // Успехи химии. – 2007.– Т. 76. – № 10. – С. 1034–1052.
2. Алтунина Л. Композиции для увеличения нефтеотдачи залежей высоковязких нефтей / Л. Алтунина, В. Кувшинов, И. Кувшинов, С. Урсегов // Oil&Gas Journal Russia. 2012. №7. С. 44 – 51.
3. Алтунина Л.К., Кувшинов В.А. Наноструктурированные и наномодифицированные полимерные материалы в современных технологиях извлечения углеводородного сырья, строительной индустрии, решении экологических проблем. Сб. тезисов докладов научно-технологических секций Междун. форума по нанотехнологиям.–Москва, 3-5 декабря 2008 г. – Т. 1. – С. 635-637.

ВЛИЯНИЕ НЕФТЕВЫТЕСНЯЮЩИХ КОМПОЗИЦИЙ НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ВЫСОКОВЯЗКОЙ НЕФТИ ПРИ ЛАБОРАТОРНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ

Стахина Л.Д.^{1,2}, Русских И.В.¹

¹Институт химии нефти СО РАН, Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
sl@ipc.tsc.ru, rus@ipc.tsc.ru

В последние годы в мире доля тяжелой и высоковязкой нефти в общей ее добыче постоянно растет, значительные запасы такой нефти находятся в Канаде, Венесуэле, Мексике, США, Германии, России, Монголии и Китае. В настоящее время для увеличения добычи высоковязкой нефти используются различные технологии: закачка пара в пласт, термальные методы воздействия, применение гелеобразующих, нефтевытесняющих композиций, в частности, водных растворов поверхностно-активных веществ (ПАВ) и химических реагентов, а также комплексное использование этих методов. Механизмы нефтеотдачи и воздействия нефтевытесняющих композиций на остаточную и добытую нефть сложен и многогранен, что предопределяет необходимость экспериментальных и промысловых исследований на современной научной основе.

Цель данной работы – изучение влияния нефтевытесняющих композиций на состав и свойства высоковязкой нефти в лабораторных условиях, моделирующих пластовые.

Для исследования использовали 6 образцов высоковязкой нефти, добытой на месторождениях России (1R, 2R), Германии (3G, 4G), Монголии (5M, 6M). Систему нефть - нефтевытесняющая композиция в объемном соотношении 2:1 термостатировали при +125°C в течение 32 ч, затем систему охлаждали до комнатной температуры, отделяли от водной фазы нефтяную, которую исследовали. В качестве композиции использовали разработанный в ИХН СО РАН состав на основе водного раствора карбамида, аммиачной селитры, неионогенных и анионо-активных ПАВ.

В процессе термообработки (ТО) системы нефть – композиция наблюдались изменения свойств и состава нефти (табл. 1, 2).

Таблица 1 – Физико-химические свойства нефти до и после термообработки

Образец нефти	Вязкость при +25°C, мПа•с		Снижение вязкости (% отн.)	Плотность при +15°C, кг/м ³	
	До ТО	После ТО		До ТО	После ТО
1R	4000	2900	28	975	974
2R	600	96	84	850	844
3G	1020	540	47	906	900
4G	22	15	32	858	855
5M	75	24	68	848	843
6M	2150	730	20	870	875

9. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи и транспортировки нефти

Из данных таблиц 1, 2 видно, что вязкость исходной нефти снизилась на 20-84 % отн., незначительно уменьшились плотность, количество смол и асфальтенов, а содержание насыщенных и ароматических углеводородов повысилось.

Таблица 2 – Групповой состав нефти до и после термообработки с композицией

Образец нефти	Содержание, % отн.							
	Насыщенные и ароматические УВ		Смолы		Асфальтены		Парафины	
	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО	До ТО	После ТО
1R	70,3	71,2	22,1	19,6	7,6	9,2	0,8	0,5
2R	92,4	92,9	6,5	6,3	1,1	0,8	15,3	15,0
3G	87,5	88,0	12,2	11,0	0,3	1,0	9,8	9,1
4G	88,0	88,7	10,4	10,3	1,6	1,3	12,4	11,6
5M	91,1	92,5	8,4	6,5	0,5	1,0	9,0	6,6
6M	83,5	85,4	15,4	13,8	1,1	0,8	9,5	6,5

Результаты анализа *n*-алканов нефти методом ГЖХ также показали изменения в распределении и содержании легких и тяжелых гомологов (рисунок). Суммарное количество *n*-алканов с углеродными атомами < C₂₀ в нефти повысилось: до термообработки составляло 13–21 % отн. а после термообработки – 38–53 % отн.

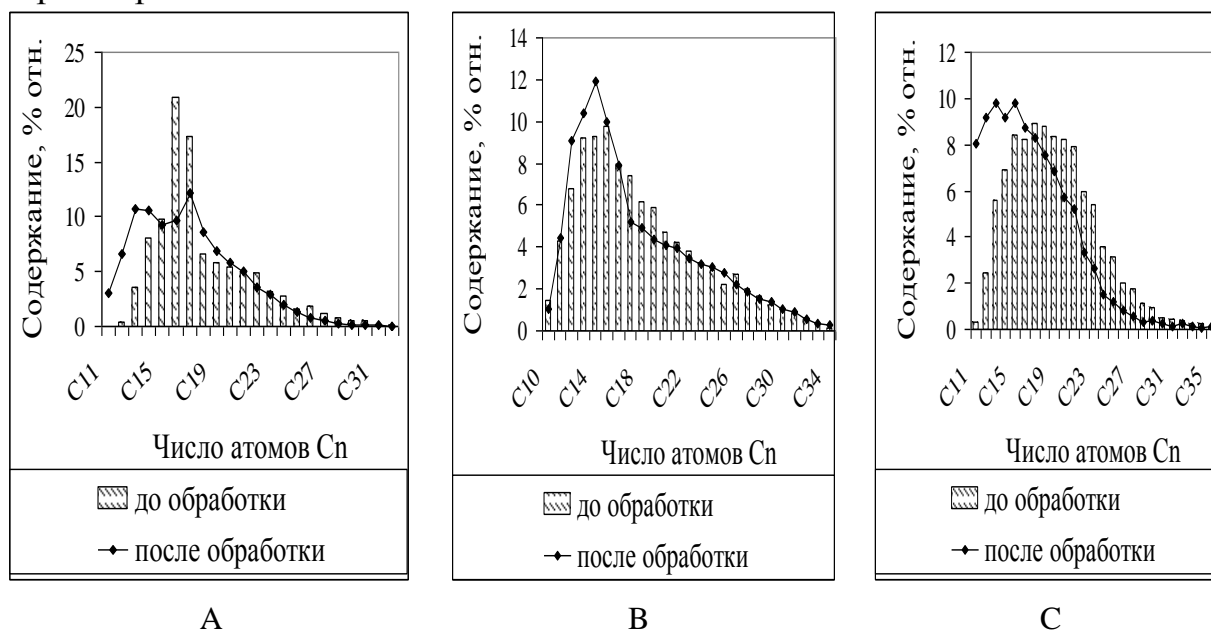


Рисунок. Состав *n*-алканов до и после ТО в образцах нефти:
А – 2R, В – 4G, С – 5M.

Таким образом, при лабораторном моделировании системы нефть-нефтевытесняющая композиция в высоковязких, тяжелых образцах нефти России, Германии и Монголии возросло содержание низкокипящих *n*-алканов C₁₀ - C₃₄, уменьшилось количество парафинов, смол и асфальтенов, что привело к снижению вязкости и плотности нефти.

СОСТАВ ПРОДУКТОВ ТЕРМООКИСЛИТЕЛЬНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ОРГАНИЧЕСКОГО ВЕЩЕСТВА ГОРЮЧИХ СЛАНЦЕВ ПРИ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКОМ НАГРЕВЕ

Иванов А.А.¹, Мартемьянов С.М.¹, Бухаркин А.А.¹,
Савельев В.В.^{2,3}, Головкин А.К.²

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия
Институт химии нефти СО РАН, г. Томск, Россия,
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
ivanovaa@tpu.ru*

Среди альтернативных нефти источников промышленной энергетики в настоящее время особый интерес представляют горючие сланцы. Однако высокая зольность, низкая реакционная способность керогена горючих сланцев требует применения новых высокоэффективных методов активации и воздействия на ископаемое органическое вещество для получения жидких продуктов. Недавно в Томском политехническом университете была разработана новая технология подземной газификации горючих сланцев. В ходе газификации образуются газообразные, твердые и жидкие продукты. Наибольший интерес представляют жидкие продукты. В связи с этим цель работы заключалась в определении состава нефти и качественное сравнение состава нефти с исходным сланцем.

Образец исходного сланца характеризуется общей зольностью 73.4% мас, в том числе карбонатных и силикатных минералов 23.4 и 50.0% мас. соответственно. Элементный состав органического вещества горючего сланца следующий: С-73.6%, Н₂-10.4%, S-1.7%, N₂-0.9%, O₂-13.4%.

Высокое отношение Н/С более 1.7 в органическом веществе сланца и достаточно низкое содержание серы указывает на высокий нефтегенерационный потенциал сланцев для получения жидких продуктов и углеводородных газов при термических процессах.

Содержание битумоида А в горючем сланце составило 0.74 %мас., битумоида Б –0.61 % мас. и битумоида С – 0.85% мас. Доля керогена в образце сланца не превышает 17.4 мас.%. В ИК-спектре керогена сланца присутствуют характеристичные полосы поглощения, которые указывают на наличие в керогенах ароматических структур с длинными алкильными цепями.

Жидкий продукт пиролиза представляет собой вязкую жидкость черного цвета с характерным запахом. Вещественный состав жидких продуктов представлен следующими компонентами: асфальтены –7.3 % мас., смолы –57.3 % мас. и углеводороды– 35.4 % мас. Очевидно, что в процессе пиролиза органического вещества происходит интенсивное окисление углеводородов, приводящие к увеличению выхода смолистых веществ.

9. Материалы и реагенты для повышения нефтеотдачи и транспортировки нефти

Установлено, что кероген горючего сланца относится к керогену I типа, образованным из липидного материала и содержат большое количество алифатических структур. Полученные жидкие продукты из сланца содержат более 60 % мас. смолисто-асфальтеновых веществ. Результаты ПМР-спектроскопии и ИК-спектроскопия хлороформного битумоида и жидких продуктов пиролиза сланца указывают на увеличении ароматичности полученной сланцевой смолы. В жидких продуктах сланца доля водорода, связанного с ароматическим кольцом (Нар), а также находящихся в алифатических заместителях в α -положении (На) возрастает в 3 раза, а в β , γ – положениях падает.

Именной указатель

А		Батухтина Е.Е.	361, 390
Аббасов Т.А.	568	Бащенко Л.П.	66, 70
Абрамова П.В.	55	Баяндин Ю.В.	288, 290, 342
Абрикосов И.А.	335, 383, 393	Безбородов В.П.	343
Аврамчик А.Н.	56	Беззубко А.В.	126
Автокротова Е.В.	167	Безмозгий И.М.	512
Акатов В.С.	568	Бекмурзин Т.Д.	110
Аккузин С.А.	57	Белоглазова П.А.	440
Аксенов Д.А.	220, 222	Белоусова О.Е.	289
Акулинкин А.А.	437	<u>Белюк С.И.</u>	126
Алешин В.А.	216	Белявская О.А.	121, 572
Алсараева К.В.	280, 324	Беляева И.В.	196, 249, 460
Алтарева Л.М.	59	Березнеева Е.В.	440
Алтунина Л.К.	37, 226, 588, 593, 598, 601	Березовская В.Р.	441
Алфёрова Е.А.	281	Беренда А.В.	62
Андреев А.В.	438	Бетехтин В.И.	262
Антипов В.И.	128	Билалов Д.А.	290, 336, 347
Антонова Л.В.	118, 497, 563, 573	Бледнова Ж.М.	72
Астафуров С.В.	246, 303, 306, 373, 541	Бобенко Н.Г.	264
Астафурова Е.Г.	60, 137, 156, 160, 164, 187	Богданова Е.Г.	74
Ахметов А.Ж.	553	Богомоллов Л.М.	549
Б		Божко И.А.	442, 483
Бабакова Е.В.	111	Бордулев Ю.С.	220, 222, 315, 460
Бакач Г.П.	61, 103, 461	Борисов Д.П.	55, 207, 438, 456
Бакеев Р.А.	283, 284, 318, 541	Борисова С.Д.	419
Бакина О.В.	62, 83, 149, 151, 152, 225	Бочкарёва А.В.	291
Бакланова Н.И.	154, 193, 219, 485	Бочкарева С.А.	376, 380
Бакулин А.В.	64, 405	Боянгин Е.Н.	178
Балохонов Р.Р.	341, 361, 375, 389, 390, 411,	Брагин Н.А.	377
Банников М.В.	286, 336	Будовских Е.А.	66, 70
Банникова И.А.	247	Бузимов А.Ю.	75
Баранникова С.А.	291	Булина Н.В.	579
Баранов Е.Е.	128	Булышко Д.Ю.	349
Барбараш Л.С.	497, 563, 573	Бураго А.Ю.	497
Барбараш О.Л.	497, 563, 573	Бурлаченко А.Г.	76
Бардушкин В.В.	125	Бухаркин А.А.	605
Батаев В.А.	85, 121,	Буяков А.С.	78
Батаев И.А.	158, 461	Буякова С.П.	76, 89, 139, 148, 200, 203, 204, 205, 240, 258, 384, 572
Батияс К.	52	В	
Батуев С.П.	418	Вавилов В.П.	582
Батурин А.А.	65, 92, 107, 215, 220, 222, 340	Васильева Е.О.	78
		Великанова Е.А.	497, 563
		Вербенко И.А.	216
		Веселов С.В.	121

Именной указатель

Викторов С.Д.	314	Григорьев М.В.	89, 200, 204, 322, 572
Виноградов Л.В.	128	Гриняев К.В.	90, 346
Винокуров В.А.	160, 169, 349	Гриняев Ю.В.	429
Витязь П.А.	232	Гришаева Н.Ю.	253, 261, 379, 380
Власов В.А.	190, 236	Гришков В.Н.	65, 92, 107, 215, 340
Власов И.В.	198, 317, 350, 443	Громов В.Е.	66, 70, 280, 324, 329, 331, 514
Волегов П.С.	250, 252	Губайдулина Т.А.	446
Волкова Л.В.	514	Гудимова Е.Ю.	180, 449, 452, 469, 493
Волокитин Г.Г.	236	Гурских А.В.	146, 199
Волокитин О.Г.	236	Гурьев В.В.	568
Ворожцов С.А.	123	Гусев А.Ю.	76
Воронин В.С.	176	Д	
Воронов А.В.	47, 483	Давыдов Д.И.	93, 294, 511
Вотинов А.В.	78	Дамаскинская Е.Е.	549
Вшивков А.Н.	499	Дампилон Б.В.	94, 104
Высоцкий Е.М.	541	Данилов В.И.	295, 475, 537, 580
Вышенская Т.В.	567	Дедова Е.С.	96
Г		Демидов В.Н.	262
Габбасова М.А.	517	Денисов К.И.	97, 254, 441
Гагарин А.Ю.	329	Деревягина Л.С.	98, 100, 297
Гальченко Н.К.	80, 81, 126, 164	Дерусова Д.А.	512
Герасимов А.В.	356, 425	Дерюгин Е.Е.	299, 300
Герасимова Е.И.	567	Димаки А.В.	246, 381, 541
Геререга А.Н.	378	Дитенберг И.А.	49, 90, 97, 102, 254, 346, 441
Гилева О.С.	567	Дмитриев А.А.	522
Гимаев Б.Д.	139	Дмитриев А.И.	133, 145, 182, 335, 382, 383, 384
Гирсова С.Л.	237, 445, 466, 479, 488	Дмитриева М.А.	407
Гладковский С.В.	343	Добаткин С.В.	156
Глазкова Е.А.	62, 83, 88, 149, 151, 152, 225, 558	Дробяз Е.А.	141
Глухов И.А.	85, 557	Дружинин Н.В.	512
Глушко Ю.А.	561	Дударев Е.Ф.	61, 103, 481
Глушкова Т.В.	497, 563, 566, 573	Дударева Ж.В.	385
Гнюсов С.Ф.	360	Дураков В.Г.	94, 104, 170, 458
Голиков Н.И.	343	Дучков А.А.	543
Голковский М.Г.	85	Дьяченко Ф.А.	466, 501
Головко А.К.	587, 596, 605	Е	
Горбатенко В.В.	291, 295	Евтушенко Е.П.	544
Горбиков И.А.	88	Егоров А.В.	503, 525
Гордиенко А.И.	98, 100, 297	Егорушкин В.Е.	45, 264
Грабовецкая Г.П.	109, 292, 349	Елисеев А.А.	424, 536
Грановский А.Ю.	329	Елсукова Т.Ф.	255, 266
Грачева Я.И.	513		
Грибов Д.С.	250, 252		
Григорьев А.С.	541		

Еремин М.О.	41, 105, 319, 413, 544	Казаченок М.С.	117, 228, 457
Еремина Г.М.	388, 423, 505	Калашников М.П.	47, 356, 447, 450, 454, 478, 483, 490
Ерошенко А.Ю.	85, 558, 580	Каминский П.П.	355
Ефтифеева А.С.	106	Канаки А.В.	258
Ечина Е.С.	530	Кардашев Б.К.	50
Ж		Карташов Е.Ю.	537
Жапова Д.Ю.	92, 107, 215	Кашин О.А.	55, 103, 118, 144, 215, 456
Жарков С.Ю.	450	Кибиткин В.В.	300, 507
Жармухамбетова А.М.	383	Кинеловский С.А.	409
Житникова К.А.	288	Киреева И.В.	119, 138, 234
Жоровков М.Ф.	103	Китлер В.Д.	56
Жуков И.А.	148	Клемяшов И.В.	567
З		Клестов С.А.	530
Забудченко О.В.	109, 292	Клименов В.А.	360
Захарова М.А.	180, 452	Клопотов А.А.	190, 352, 360
Землякова Н.В.	302	Клопотов В.Д.	190
Зернин Е.А.	537	Князева А.Г.	245, 262, 373, 395, 404, 412, 430, 564
Зима Т.М.	176	Кобенко С.В.	400
Зимоглядова Т.А.	110	Ковалевская Ж.Г.	85, 121
Зиновьев А.В.	375, 389, 411	Коваль Н.Н.	440
Зиновьева О.С.	341, 375, 389, 390, 411	Козельская А.И.	117, 228, 457
Зольников К.П.	260, 391, 397, 398, 401, 402	Козлов В.В.	588
Зуев Л.Б.	291, 295	Козлов Э.В.	122, 311
И		Козлова М.А.	400
Ибрагимов Е.А.	111	Козлова Т.А.	160
Иванов А.А.	113, 114, 605	Козулин А.А.	123, 319, 582
Иванов А.Н.	424, 524, 536	Колесников В.И.	125
Иванов К.В.	115, 202	Колесникова К.А.	80, 81, 126
Иванов Ю.Ф.	66, 70, 117, 177, 280, 324, 331, 453	Колесникова Н.Н.	179, 473
Иванова А.В.	110	Колмаков А.Г.	128, 232
Иванова Л.Р.	173, 174	Колмакова Т.В.	396
Изюмова А.Ю.	499	Колубаев Е.А.	133, 303, 304, 306, 373, 424, 503, 504, 521, 522, 524, 525, 534, 536
Ильющенко А.Ф.	232	Комарова Е.Г.	560, 575
Иорданский А.Л.	568	Конева Н.А.	122, 130, 311
Истомин А.Д.	159	Коноваленко Ив.С.	131, 133, 509
Истомина Е.Б.	264	Коноваленко Иг.С.	131, 133, 509
Ищенко А.В.	579	Коновалов С.В.	280, 324
К		Копаница Д.Г.	352
Кадомцев А.Г.	262	Копейкин А.В.	552
Казанцев О.А.	592	Копылов В.И.	65
Казанцев С.О.	151, 152, 225, 558		
Казанцева Н.В.	93, 294		

Именной указатель

Корзников А.В.	97, 98, 100, 196, 254, 297	Кузнецова Н.С.	318
Корзникова Е.А.	235	Кузьмин О.С.	446
Корниенко Л.А.	173, 174	Куксгаузен Д.А.	119, 234
Коробенков М.В.	377	Куксгаузен И.В.	234
Коробов Ю.С.	135	Куксин А.Ю.	270
Коровин М.С.	152, 225, 558	Кульков А.С.	319
Коровин С.В.	206	Кульков С.Н.	75, 76, 78, 89, 96, 123, 139, 148, 200, 203, 204, 205, 240, 258, 322, 377, 384, 413, 572
Король В.А.	261	Кульков С.С.	123
Коротаев А.Д.	438, 441, 472	Кулькова С.Е.	64, 405
Коротков С.Л.	514	Куляшова К.С.	561
Корх М.К.	511	Куницына Т.С.	130
Корчагин М.А.	97, 135, 142, 254	Курмангали Д.К.	146
Корчуганов А.В.	260, 391, 397, 398, 401, 402	Куц О.А.	234
Коршунов А.В.	55	Л	
Костина А.А.	312	Лавриков С.В.	545, 546
Котельников Н.Л.	89	Лазуренко Д.В.	158, 461
Кочанов А.Н.	314	Лаптев И.С.	141
Кочарян Г.Г.	40	Лаптев Р.С.	220, 222
Кошовкина В.С.	60, 137, 156, 160, 164	Латышев А.М.	64
Красновейкин В.А.	512	Левина Е.А.	551
Красноярова Н.А.	590	Левков Р.В.	148
Крекулева Р.А.	357, 398, 426	Лейцин В.Н.	407
Кретинина И.В.	138	Ленивцева О.Г.	188, 486
Кретов Ю.Л.	139	Леонтьева-Смирнова М.В.	187
Кретушев А.В.	567	Лепаклова О.К.	56
Кривеженко Д.С.	141	Лепендин А.А.	513, 525
Кривкина Е.О.	563	Лернер М.И.	62, 83, 88, 225, 558
Кривошеина М.Н.	400	Лидер А.М.	220, 315, 340, 440, 460
Криницын М.Г.	142, 458	Литвинец И.В.	592
Круковский К.В.	94, 126, 144, 456	Литовченко И.Ю.	57, 187, 260, 438
Крыжевич Д.С.	260, 391, 397, 398, 401, 402, 403	Ложкомоев А.С.	62, 83, 88, 149, 151, 152, 225, 558
Крюкова О.Н.	404	Лозанов В.В.	154
Кувшинов В.А.	37, 588, 601	Лончаков С.З.	166
Кувшинов И.В.	37	Лотков А.И.	55, 65, 92, 107, 118, 144, 180, 215, 340, 456, 466, 471, 493
Кудияров В.Н.	340	Лунев А.Г.	291, 328
Кудрявцева Ю.А.	118, 563, 566	Лыкова О.Н.	162, 194, 292
Кудряшов А.Н.	55, 118, 456	Лысиков М.В.	304, 521
Кузнецов В.Л.	239	Лычагин Д.В.	271, 281
Кузнецов В.М.	207	Люкшин Б.А.	155, 253, 261, 298, 376, 379, 380, 408
Кузнецов В.П.	145	Люкшин П.А.	155, 253, 376, 408
Кузнецов М.А.	537		
Кузнецов П.В.	196, 249, 315, 317, 460		

Лязгин А.О.	463	Миронов Ю.П.	315, 350, 501
Ляпунова Е.А.	322	Мишин И.П.	162, 169, 194, 198, 292, 349
М			
Маевский К.К.	409	Мищук Б.Р.	323
Майер Г.Г.	60, 137, 156, 160, 164	Молотков С.Г.	329
Майрамбекова А.М.	85	Молчунова Л.М.	76
Макаров П.В.	41, 283, 284, 319, 339, 413, 544, 553	Морозов К.В.	324
Макаров С.В.	304, 464, 521	Морозова Н.Б.	154
Макрушина А.Н.	464	Москвина В.А.	60, 137, 160, 164
Максимов Ю.М.	56	Москвитина Л.В.	326
Малеткина Т.Ю.	61	Мубассарова В.А.	549
Малиновская Т.Д.	476	Муравьев В.В.	514, 517
Малыгин И.В.	74	Муравьев В.И.	166, 185
Малютина Ю.Н.	158, 461, 528	Муравьева О.В.	517
Манаков А.Ю.	74	Мухамадияров Р.А.	497
Манжай В.Н.	226	Мухаметдинова О.Э.	167
Марков А.Б.	103, 469, 501	Мясников А.В.	550
Маркова Т.Н.	190	Н	
Маркушев М.В.	167	Надежкин М.В.	328
Мартемьянов С.М.	605	Назаренко Н.Н.	564
Мартынов С.А.	375, 389, 411	Найден Е.П.	202
Мартынова К.А.	587, 596	Найденкин Е.В.	137, 156, 162, 169, 194
Марущак П.О.	443	Наймарк О.Б.	43, 247, 262, 286, 288, 290, 322, 336, 342, 347, 519, 549, 567
Маслов А.Л.	412	Наркевич Н.А.	170, 172
Масталыгина Е.Е.	473	Нарыкова М.В.	262
Матвеева В.Г.	118, 497, 563	Насонова М.В.	566
Матолыгин А.А.	159	Нгуен Суан Т.	173, 174
Матолыгина Н.Ю.	155, 253, 408	Невежин С.В.	135
Матыко К.С.	413	Невский С.А.	329
Мейснер Л.Л.	180, 237, 445, 449, 452, 466, 469, 471, 488, 493, 501	Нейман А.А.	449, 456, 471, 493
Мейснер С.Н.	237, 445, 466, 469, 479, 488, 501	Нейфельд В.В.	454, 463, 490
Мелентьев С.В.	476	Немирович-Данченко М.М.	416
Мельник Е.А.	554	Никитин А.	52
Мельников А.Г.	104, 535	Никитина Е.Н.	331
Мельников Е.В.	60, 137, 156, 160, 164	Никитюк А.С.	567
Мельникова Н.А.	416	Никоненко Е.Л.	122
Мельникова Н.В.	264	Никонов А.Ю.	332, 334, 335, 383
Микенина О.А.	46	Никкульчиков А.В.	41
Микушина В.А.	414	Ничипурук А.П.	511
Мин Р.С.	599	Новикова Ю.В.	176
Мировой Ю.А.	76	Носков М.Д.	159
Миронов А.В.	497	О	
		Оборин В.А.	290, 336, 347
		Овечкин Б.Б.	443

Именной указатель

Овсянникова В.С.	593	Полетика Т.М.	237, 445, 479, 488
Овчаренко В.Е.	177, 178	Полехина Н.А.	57, 187
Овчинников С.В.	472	Поляков В.В.	503, 513, 522, 525
Огиенко А.А.	74	Поляков И.А.	188, 486
Огиенко А.Г.	74	Пономарёв А.Н.	264
Одесский П.Д.	156	Пономарев С.В.	407
Озур Г.Е.	469, 501	Пономарев Ю.Н.	83
Ольхов А.А.	179, 473, 568	Попкова Ю.Ф.	255, 266
Опаренков Ю.В.	338	Попов А.А.	179, 473
Орлов С.А.	544	Попов В.Л.	381, 382, 431
Остапенко М.Г.	180, 452, 456	Попова Н.А.	122
Остапчук А.А.	547	Поробова С.А.	190
П		Потапенко М.М.	90
Павлов Д.В.	547	Потекаев А.И.	190, 352, 481
Павлов С.В.	476	Почивалов Ю.И.	191, 192, 228, 249, 266, 457, 460
Палатников М.Н.	218	Прибытков Г.А.	142, 458
Палин-Люк Т.	52	Прозорова И.В.	592
Панин А.В.	117, 182, 228, 437, 440, 457, 463, 478	Просанов И.Ю.	579
Панин В.Е.	45, 98, 100, 163, 191, 192, 249, 255, 266, 297, 300, 350	Псахье С.Г.	133, 225, 246, 260, 303, 306, 373, 382, 388, 391, 397, 398, 401, 402, 423, 429, 431, 509, 541, 551, 558
Панин С.В.	155, 163, 173, 174, 184, 253, 376, 380, 408, 443, 498	Пшеничный А.Д.	76, 200, 205
Пантелеев И.А.	519, 549	Р	
Панченко Е.Ю.	109, 213	Рааб Г.И.	220, 222
Панченко М.Ю.	234	Радченко А.В.	418
Парфенова Е.С.	262	Радченко П.А.	418
Пасичник В.А.	110	Разов Е.Н.	302
Перевалова О.Б.	228, 478	Разумаков А.А.	211
Перышкин А.Ю.	41, 339, 544	Расколенко Л.Г.	273, 275
Петрикова Е.А.	328, 453	Раскошный С.Ю.	80, 81, 126
Петров Е.К.	416	Раточка И.В.	162, 169, 194, 292
Петрова Т.М.	83	Рахматулина Т.В.	196, 249, 460
Пилюгин В.П.	294	Рашитулы Е.	198
Пинжин Ю.П.	346, 472	Ревуженко А.Ф.	46, 546
Пицък В.С.	185	Резниченко Л.А.	216
Платонова Ю.Н.	234	Ремнёв Г.Е.	440
Платунов А.В.	514	Реунова К.А.	234
Плевков В.С.	418	Реутов А.И.	253, 261, 268
Плехов О.А.	262, 312, 347, 499	Реутов Ю.А.	264, 268, 379
Плешанов В.С.	507	Решетняк А.А.	269, 323, 482, 571
Плотников В.А.	304, 464, 521	Ригмант М.Б.	93, 511
Победенная З.В.	119, 234	Роготнев А.А.	567
Поклонов В.В.	119, 234	Родионов И.С.	65, 340

Романов А.С.	550	Сенють В.Т.	232
Романова В.А.	341, 361, 375, 389, 390, 411	Сергеев В.П.	47, 356, 442, 443, 446, 450, 454, 463, 478, 483, 490
Ротштейн В.П.	469, 501	Сергеева Е.А.	118, 563
Рубцов В.Е.	205, 279, 353, 424, 504, 524, 534, 535	Сергун В.П.	599
Руденский Г.Е.	512	Сибиряков Б.П.	552
Ружич В.В.	551	Сивак А.Б.	206
Руктуев А.А.	486	Сивак П.А.	206
Русин Н.М.	146, 198, 199	Сидоренко Ю.Н.	414
Русина Г.Г.	419	Сидоров Н.В.	218
Русинов П.О.	72	Синякова Е.А.	228, 457
Русских И.В.	603	Ситдииков О.Ш.	167
Рыбалко Е.В.	442, 483	Склянчук Е.Д.	568
Рыбин В.А.	485	Склярова Е.А.	317
С		Скоренцев А.Л.	198, 199
Саблина Т.Ю.	76, 200, 203, 204, 205, 572	Скорород К.А.	528
Савельев В.В.	587, 596, 605	Скосырский А.Б.	61, 481
Савельева Н.В.	342	Скрипникова Н.К.	236
Савинцев Ю.П.	202	Скрипняк В.А.	319, 582
Савостиков В.М.	481	Скрипняк В.В.	582
Савченко Н.Л.	200, 203, 204, 205, 572	Скрипняк Н.В.	383
Сагаченко Т.А.	599	Слабодчиков В.А.	207
Саинова А.Б.	561	Смекалина Т.В.	317
Сайфуллин Э.Р.	421	Смирнов И.В.	90, 346
Салита Д.С.	522, 525	Смирнова А.С.	191, 192
Самарцев В.П.	81, 126	Смирнова Д.Е.	270
Самойленко В.В.	188, 486	Смолин А.Ю.	388, 423, 505, 509
Сапрыкин А.А.	111	Смолин И.Ю.	145, 413, 416, 512, 553
Сараев Ю.Н.	343	Смолина И.Ю.	208
Сарычев В.Д.	329	Сокоиков М.А.	290, 336, 347
Сафонова М.П.	214	Солодов А.А.	83
Сваровская Л.И.	593, 598	Солодов А.М.	83
Сваровская Н.В.	62, 83, 149, 151, 152, 225	Солодушкин А.И.	507
Свечкин В.П.	47	Сороколетов А.Ю.	582
Севостьянова В.В.	573	Соскова Н.А.	66, 70
Севостьянова И.Н.	76, 200, 203, 204, 205, 572	Стариков С.В.	270
Седельникова М.Б.	560, 575	Староверова О.В.	568
Селуков Д.Г.	250	Стасьева Л.А.	588, 601
Семин В.О.	471, 493	Стахина Л.Д.	603
Семухин Б.С.	59, 78, 338, 527	Степанова Е.Н.	349
		Степанова Н.В.	211
		Степанова Н.Н.	93, 294
		Стефанов Ю.П.	318, 541, 543, 550, 554
		Струков Ю.С.	253, 379

Именной указатель

Суворов Б.И.	300	Федорищева М.В.	446, 454, 490
Суворов В.Д.	554	Федотов А.А.	214
Сунгатулин А.Р.	443, 450	Фесенко Н.И.	568
Сунцов С.Б.	268, 530	Филатов Д.А.	593
Суриков Н.Ю.	213, 350	Филатов Ю.Н.	568
Сурикова Н.С.	170, 350	Филиппов М.А.	135
Сыромятникова А.С.	214	Филонов А.В.	223, 229
Сырымкин В.И.	530	Фоменко А.Н.	152, 225, 558
Сычев А.П.	125	Фортуна С.В.	85, 504, 524, 536
Т		Фролов А.В.	166
Табанов А.М.	398	Фуфаева М.С.	226
Табаченко А.Н.	103, 481	Х	
Тарасов К.Ю.	405	Хайруллин Р.Р.	228, 457
Тарасов П.П.	214	Халикова Г.Р.	235
Тарасов С.Ю.	145, 271, 536, 424, 504, 524, 534, 535	Харламов Е.В.	94
Татаурова А.А.	554	Хасбулатов С.В.	216
Твердохлебова А.В.	488	Хейфец М.Л.	232
Тен К.А.	202	Химич М.А.	85, 121
Теплякова Л.А.	130	Ходыревская Ю.И.	566, 573
Теплякова Н.А.	218	Хон Ю.А.	355
Тересов А.Д.	328, 453	Христенко Ю.Ф.	47, 356, 483
Тимкин В.Н.	92, 107, 215	Ху Ц.М.	64
Титов В.В.	216	Худобородов Р.С.	223, 229
Титов Р.А.	218	Ч	
Титов С.В.	216	Чайкина М.В.	560, 579
Толкачёва Т.В.	560, 575	Чанышев А.И.	289, 359
Толмачев А.И.	121, 350, 557	Чепак-Гизбрехт М.В.	231
Трифонов В.Г.	235	Черемушкина Е.В.	329
Тришкина Л.И.	311	Черепанов О.И.	357, 398, 426
Трусов П.В.	272	Черепанов Р.О.	357, 398, 425, 426
Туев В.И.	113, 114	Черкасова Т.В.	311
Туч Е.В.	400	Чернов В.М.	49, 50, 90, 187, 206, 346
Тюменцев А.Н.	49, 57, 90, 97, 102, 187, 254, 260, 346	Чернов И.П.	349, 440
У		Черняк И.Н.	232
Уваркин П.В.	557	Чертова Н.В.	427, 429
Уваров С.В.	247, 322, 347	Чеснокова А.В.	528
Уракаев Ф.Х.	202	Чешкова Т.В.	599
Устинов А.М.	352	Чиркова Д.Ю.	590
Уткин А.В.	193, 219	Чудинов В.А.	178
Ф		Чудинов В.В.	290, 347
Фадеева И.С.	568	Чуйкина Д.И.	593
Фаизов И.А.	220, 222	Чулков А.О.	582
Фаизова С.Н.	220, 222	Чумаевский А.В.	271, 360, 524
		Чумаков Ю.А.	81, 430
		Чумляков Ю.И.	106, 119, 138, 213, 234

Чучкова Л.В.	188		
Ш		А	
Шадрин В.С.	96	Aish M.M.	365
Шанявский А.	52	Aleutdinova M.I.	279, 353
Шарифуллина Э.Р.	272	Aligozhina K.	373
Шаркеев Ю.П.	85, 557, 560, 561, 575, 580, 582	Anisimova M.A.	245
Шахиджанов В.С.	341, 361	Anwand W.	315, 460
Швейкин А.И.	272	В	
Швец К.С.	235	Bashkov O.V.	184
Шевченко В.С.	202	Bashkova T.I.	184
Шевцова К.Е.	528	Batraev I.S.	135
Шевцова Л.И.	223, 229	Berto F.	163
Шевцова С.И.	216	Beznosyuk S.A.	38
Шербакова А.Г.	598	Bondarenko N.G.	393
Шестериков Е.В.	463	Burkov M.	498
Шеховцов В.В.	236	Byakov A.V.	184, 498
Шилкина Л.А.	216	С	
Шилько Е.В.	246, 303, 306, 373, 416, 423, 431, 541	Čevizović D.	571
Шишкин Д.А.	93	Cheng C.H.	437
Шишкова Д.К.	566	Chizhov A.	571
Шкода О.А.	273, 275	Cizek J.	315, 460
Шляхова Г.В.	291, 537	Д	
Шмидт Е.Ю.	237	Danilova L.V.	475
Шугуров А.Р.	437, 463, 491	Davydova M.L.	210
Шугуров В.В.	453	Dudina D.V.	135
Шулепов И.А.	172, 479	Е	
Шумакова Д.А.	249	Eckl W.	75
		Eliseev A.A.	504, 524, 534
		Epple M.	576
		Ф	
Шумяков В.И.	135	Fadin V.V.	279, 353
Шутилов Р.А.	239	Filippov A.V.	424, 524, 578
Шутилова Е.С.	96, 240	Filippova E.O.	578
Щ		Г	
Щербакова А.Г.	593	Galović S.	571
Щербаков И.В.	284	Gogoleva O.V.	87
Ю		Goncharenko I.M.	475
Юдин А.С.	318	Gorodilov R.S.	392
Юдина Н.В.	592	Gusynin V.P.	482
Юркова А.П.	72	Н	
Я		Häusler I.	182
Яковлев Е.В.	469, 501	Hruska P.	315, 460
Янг Р.	64	Ж	
Яскевич С.В.	543	Jim B.C.	182
Яценко И.Г.	590, 595, 598		

К			
Kalashnikov K.N.	534	Popov N.	524
Kalashnikova T.A.	504, 524, 534	Popov S.N.	87
Kartsev A.I.	393	Prokip V.E.	193
Kochurov V.I.	392	Q	
Kokawa H.	42	Qiang Li.	524
Kovalenko A.I.	135	S	
L			
Lobach M.I.	475	Sato Y.S.	42
Lyubutin P.	498	Selezneva I.I.	576
M			
Maier H.	106, 213	Sevostianov I.	245
Maksimov P.V.	163	Shadrinov N.V.	210
Maslova O.A.	38	Shakirov I.V.	184
Mironov S.Yu.	42	Sharapov S.G.	482
Moiseenko D.D.	163	Sizova O.V.	506
Mukhametkaliyev T.M.	576	Sokolova M.D.	210
N			
Novitskaya O.S.	506	Surmenev R.A.	576
O			
Orlova D.V.	475	Surmeneva M.A.	576
Österle W.	182	T	
P			
Pantyukhov P.V.	179	Tyurin A.I.	576
Peremitina T.O.	595	U	
Petković S.	571	Ulianitsky V.Yu.	135
Petrova P.N.	87	W	
Polishchuk Yu.M.	595	Wetzel B.	182
Popkova A.A.	184	Z	
Popov M.	524	Zaikina A.A.	506
		Zhang G.	182
		Zhu Q.	557
		Zhukovsky M.S.	38
		Zubko I.Yu.	392
		Zykova A.K.	179

