

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Национальный исследовательский
Томский политехнический университет

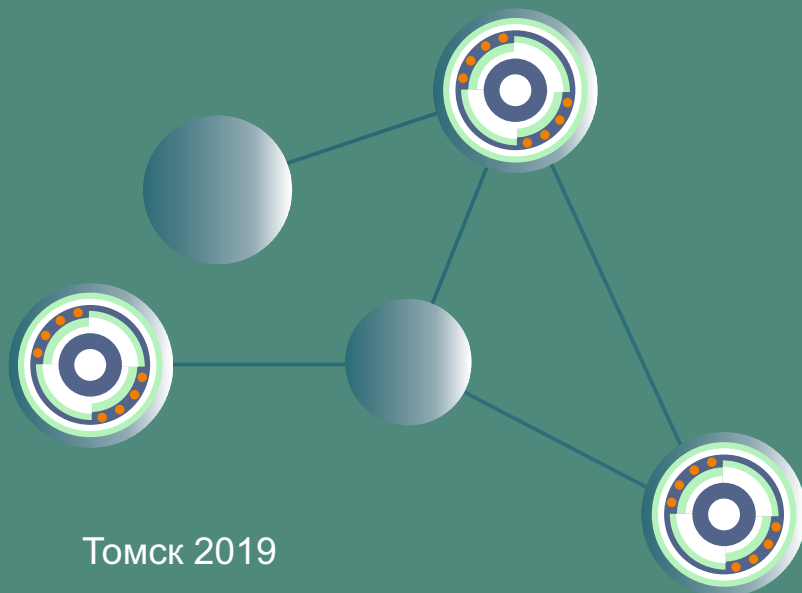
Инженерная школа
новых производственных технологий

Сборник научных трудов

II Международного молодежного конгресса

**«Современные материалы и
технологии новых поколений»**

30 сентября - 05 октября 2019 года



Томск 2019

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**
ИНЖЕНЕРНАЯ ШКОЛА НОВЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ

Сборник научных трудов
II Международного молодежного конгресса

30 сентября – 05 октября 2019 г.

Томск 2019

УДК 62.001.5+620.22(063)

ББК 30+72л0

В32

Современные материалы и технологии новых поколений : сборник научных трудов II Международного молодежного конгресса / под ред. А.Н. Яковлева ; Томский политехнический университет. – Томск : Изд-во Томского политехнического университета, 2019. – 365 с.

ISBN 978-5-4387-0899-5

В сборнике представлены материалы докладов Международной научно-технической молодежной конференции «Перспективные материалы конструкционного и медицинского назначения» и VIII Международной научно-технической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов «Высокие технологии в современной науке и технике».

В настоящее время возникает необходимость разработки и применения принципиально новых подходов к созданию перспективных конструкционных материалов, материалов медицинского назначения и новых производственных технологий. Решение разработки перспективных материалов возможно на пути глубокой интеграции фундаментальной науки и образования с широким привлечением научной молодежи от студентов до аспирантов. Рассматривались следующие направления исследований: химические технологии и биотехнологии; рациональное использование природного и техногенного минерального сырья и водных ресурсов; фотонные технологии и световая инженерия; проблемы надежности машиностроения и машиностроительные технологии. Целью конгресса является развитие кооперации российских и зарубежных молодых ученых и студентов в проведении научных исследований в области современных высоких технологий.

Сборник представляет интерес для студентов, аспирантов и молодых ученых, интересующихся проблемами современного материаловедения, новых материалов и рационального использования природного сырья.

УДК 62.001.5+620.22(063)

ББК 30+72.л0

Редакционная коллегия

А.Н. Яковлев, кандидат физико-математических наук;

С.П. Буякова, доктор технических наук;

В.М. Лисицын, доктор физико-математических наук;

Т.А. Хабас, доктор технических наук;

Т.С. Петровская, доктор технических наук;

А.Ю. Арляпов, кандидат технических наук;

Б.Б. Овечкин, кандидат технических наук;

Б.С. Зенин, кандидат физико-математических наук;

О.Ю. Ваулина, кандидат технических наук.

Редакционная коллегия предупреждает, что за содержание представленной информации ответственность несут авторы докладов

ISBN 978-5-4387-0899-5

© ФГАОУ ВО НИ ТПУ, 2019

ОГЛАВЛЕНИЕ

СЕКЦИЯ 1. ПРОБЛЕМЫ НАДЕЖНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТОСТАБИЛЬНЫХ НАНОВОЛОКОН ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА КИНЕТИКУ SPS-СПЕКАНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ Толкачев О.С., Алишин Т.Р., Пайгин В.Д., Михеев Д.А.....	18
ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА AA8090, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ Еремин А.В., Бурков М.В, Бяков А.В.....	20
МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ [111]- МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С РАЗНОЙ ВЕЛИЧИНОЙ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ Выродова А.В.....	22
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕНИЯ МАРТЕНСИТНОГО СДВИГА И ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦАХ СПЛАВА Ti49.3Ni50.7(АТ.%) Гусаренко А.А., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю.....	24
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 40Х, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ Иванов Ю. Е.....	25
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ КАРБИДА ТИТАНА, ВВЕДЕННЫХ В ПОРОШКОВУЮ КОМПОЗИЦИЮ Fe-Ni НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ Дегтярева Е.В., Масалитина М.М., Абдульменова Е.В., Ваулина О.Ю.....	27
ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ФОРМОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ 04Х14Н Дай Шуай, Кэ Дун.....	29
ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА Коробов Ю.А., Морозов С.О., Корзунова Е.И., Эстемирова С.Х.....	31
ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА Смагирева Е.А., Корзунова Е.И., Глебова М.А, Филиппов М.А.....	32
ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МИКРОТВЕРДОСТИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ Майер Г.Г., Москвина В.А., Астафурова Е.Г.....	34

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ VN И MWCNT НА ПОЛИМОРФНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МАТРИЦЕ Y-TZP ПРИ РАЗРУШЕНИИ Мартышина И.П., Буяков А.С., Ткачев Д.А.....	36
МЕТОД ПРЯМОГО ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ДИОКСИДА ТИТАНА Нанзанов Д.А., Вымпина Ю.Н.....	38
ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ ПЛАСТИФИКАТОРОВ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА РЕЗИН НА ОСНОВЕ БУТАДИЕН-НИТРИЛЬНОГО КАУЧУКА Павлова В.В., Соколова М.Д.....	40
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТА В ВИДЕ РАССЛОЕНИЯ НА РЕСУРС МНОГОСЛОЙНОГО КОМПОЗИТНОГО ОБРАЗЦА Аношкин А.Н., Писарев П.В., Ермаков Д.А.....	42
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТА В ВИДЕ РАССЛОЕНИЯ НА РЕСУРС ЗВУКОПОГЛОЩАЮЩЕЙ КОНСТРУКЦИИ С СОТОВЫМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ Аношкин А.Н., Писарев П.В., Ермаков Д.А.....	44
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ФОРМИРОВАНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ И УСКОРЕННЫМИ АТОМАМИ Прима А.И., Зырянова Р.В.....	46
КАВИТАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ С АУСТЕНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ Алван Х. Л., Соболева Н.Н., Прокопьев Д.А., Эстемирова С.Х.	48
ЭФФЕКТИВНОСТЬ ОРГАНИЧЕСКИХ РАСТВОРИТЕЛЕЙ В КАЧЕСТВЕ ЭКСТРАГЕНТОВ ВТОРИЧНЫХ МЕТАБОЛИТОВ EVERNIA PRUNASTRI ДЛЯ СТАБИЛИЗАЦИИ ПОЛИЭТИЛЕНА Приходько Е.Л., Воробьева Е.В.....	49
УСЛОВИЯ ВОЗНИКНОВЕНИЯ БЛОЧНОЙ СТРУКТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВЫСОКОПОРИСТОЙ КОРУНДОВОЙ КЕРАМИКИ Сенаторов М. П., Григорьев М. В., Рыжова Л. Н.....	51
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ 304-L Скипин А.А., Юй Сяолин, Васильева И.Э., Ваулина О.Ю.....	53
ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ КОМПОЗИТНОГО ФИЛАМЕНТА ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ НА ЕГО ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В ТГц ДИАПАЗОНЕ Бадьин А.В., Смыгалина П.П., Пидотова Д.А., Трофимов Е.А.....	55
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ 03X18N11 ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ Юй Сяолин, Васильева И.Э., Ваулина О.Ю.....	57
ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ Терюкалова Н. В., Сизова О. В.....	59
КВАЗИОПТИЧЕСКАЯ СВЧ ДЕФЕКТОСКОПИЯ ФИЛАМЕНТОВ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ Тетерина Д.Д., Бадьин А.В., Дорофеев И.О.....	61

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ Тумбусова И.А., Майер Г.Г., Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г.....	63
RESEARCH OF WEAR RESISTANCE OF POLYCRYSTALLINE DIAMOND COATINGS ON HARD ALLOYS BASED ON WC-Co Khalafov R. D., Linnik S.A.....	65
РАЗРАБОТКА МОРОЗОСТОЙКИХ РЕЗИН УПЛОТНИТЕЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ЭПИХЛОРИДРИНОВОГО КАУЧУКА Халдеева А.Р., Давыдов М.Л., Соколова М.Д.....	67
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ИНВАРНОГО ТИПА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ Хань Лян, Абдульменова Е.В., Коновалова М.А., Ваулина О.Ю.....	69
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 10Г2ФБЮ Хисаметдинов Н.А., Почивалов Ю.И., Смирнов А.С.....	71
ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2С МЕТОДОМ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ Яковлев А.В., Власов И.В., Сурикова Н.С., Смирнова А.С., Мишин И.П., Панин С.В.....	73
SIMULATION AND EXPERIMENTAL VERIFICATION OF DAMAGE DETECTION USING ULTRASONIC LAMB WAVES Burkov M.V., Eremin A.V.....	75
INVESTIGATION OF PROPERTIES OF HYBRID CFRP/SWCNT COMPOSITES Burkov M.V., Eremin A.V.....	76
ВЛИЯНИЕ ДИНАМИКИ НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ Тянь Дэфан, Мадаминов Н.З., Кондратюк А.А.....	78
НАНЕСЕНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПОРОШКОМ Б-83 МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ Турдубаева К.В., Зенин Б.С., Покидаев Я.В.....	80
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИССЛЕДОВАНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ Мадаминов Н.З., Тянь Дефан, Эргашев Х.Т., Кондратюк А.А.....	82
ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТИПА ПРИМЕНЯЕМЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ Су Гуаньюй, Тянь Дэфан, Кондратюк А.А.....	84

СЕКЦИЯ 2. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА СТРУКТУРУ ГЕТЕРО- МОДУЛЬНЫХ КЕРАМИК Башкеева М.Е., Наруцкая А. С., Мировой Ю.А., Бурлаченко А.Г., Дедова Е.С.....	87
РАЗРАБОТКА ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ПОЛИМЕР-ПОЛИМЕРНЫХ КОМ- ПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ СВМПЭ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ Панин С.В., Буслевич Д.Г., Корниенко Л.А., Донцов Ю.В.....	89
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТО- ДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ Воробьев А.О., Даренская Е.А., Арбузова С.С.....	91
ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ ЛАНТАНОИ- ДОСОДЕРЖАЩИХ ДИХАЛЬКОГЕНИДОВ ТАЛЛИЯ И ТОПОЛОГИЧЕ- СКИХ ИЗОЛЯТОРОВ Вязовская А.Ю.....	93
ПРИМЕНЕНИЕ БУРОВЫХ ШЛАМОВ В ИЗГОТОВЛЕНИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ Галеев В.Р.....	95
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ И МИКРОПОР В БИНАРНОЙ СИСТЕМЕ Fe-C: АТОМИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД Герасимов Р.М., Волегов П.С.....	97
ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН КАК ИСТОЧНИКА ДИСЛОКАЦИЙ: ПОДХОД МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ Давлятшин Р.П., Волегов П.С.....	99
NOVEL ENTROPY-STABILIZED ULTRA HIGH TEMPERATURE CERAMICS THIN FILMS PREPARED BY MAGNETRON SPUTTERING Demchenko S., Zelentsov D., Linnik S., Gaydaychuk A., Zenkin S.....	101
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ZrC-BN: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА Добровольский А.Р., Мировой Ю.А., Буякова С.П.....	103
ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ТРИБОТЕХНИЧЕСКО- ГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА И МО- ДИФИЦИРОВАННЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ Исакова Т.А., Петрова П.Н.....	105
СИНТЕЗ И СВОЙСТВА МИКРО/НАНОСТРУКТУРНОГО ОКСИДА ЖЕЛЕЗА ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ Казанцев С.О., Бакина О.В., Ложкомоев А.С.....	107
РАЗРАБОТКА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ТРИ- БОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ СВЕРХВЫСОКОМО- ЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА И СИБУНИТА Колесова Е.С., Гоголева О.В.....	109

ПРОЧНОСТЬ ПРИ СЖАТИИ КОМПОЗИТА ZrO_2 - MgO С ПОЛИМОДАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ Кормашова М.Д., Буяков А.С.....	111
IN-PLANE НАМАГНИЧЕННЫЕ АНТИФЕРРОМАГНИТНЫЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗОЛЯТОРЫ Кузьмин А.С.....	113
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АБС ПЛАСТИКА С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ ДЛЯ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ Кулешов Г.Е., Бадьин А.В., Геринг М.О., Билинский К.В.....	114
НЕТКАННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МЕМБРАНЫ ИЗ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОФОРМОВАНИЯ: ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА Колесник И.М., Большасов Е.Б.....	116
АКТИВИРОВАНИЕ МИКРОПОРОШКА АЛЮМИНИЯ АСД-6М СВЧ-ОБЛУЧЕНИЕМ В СИНТЕЗЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ЖЕЛЕЗА, МЕДИ, МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА Лавров С.Н., Ильин А.П.....	118
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕХМЕРНЫХ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ ПЛАНАРНЫХ НАНОСТРУКТУР Левченко Е.А.....	120
УПРОЧНЕНИЕ ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ МНОГОСТЕННЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ Леонов А.А., Хаоце Лю, Цзин Ли, Пайгин В.Д.....	121
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН И ТЕХНОЛОГИИ СМЕШЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ НА СВОЙСТВА ПКМ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА Петрова П.Н., Маркова М.А.....	123
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ IN SITU ИССЛЕДОВАНИЯ ОКСИДНОЙ СИСТЕМЫ Al_2O_3 - ZrW_2O_8 Миронова А.В., Дедова Е.С., Кульков С.Н., Шмаков А.Н., Винокуров З.С.....	125
ПОЛУЧЕНИЕ РЕЦЕПТУРЫ КОМПОЗИЦИЙ С ЗАДААННЫМИ СВОЙСТВАМИ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА (ПЭЭК) Панин С.В., Нгуен Д.А., Корниенко Л.А., Бочкарева С.А.....	127
АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ДВУХ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СЛОЯ СКОЛЬЖЕНИЯ СФЕРИЧЕСКОЙ ОПОРНОЙ ЧАСТИ Носов Ю.О., Адамов А.А., Каменских А.А.....	129
АНАЛИЗ ФРИКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПРОСЛОЕК Адамов А.А., Каменских А.А., Носов Ю.О.....	131
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ НИКЕЛЯ В ПРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ИНВАРНОГО ТИПА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ Оленева А.С., Абдульменова Е.В., Лютый Н.С., Ваулина О.Ю.....	133

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЯ КЕРАМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ Пайгин В.Д., Леонов А.А., Алишин Т.Р., Толкачев О.С.....	135
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМБИНАЦИИ МАТЕРИАЛОВ НА УГОЛ КРУЧЕНИЯ ПРОДОЛЬНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ КПЭ ВЕРТОЛЕТНОЙ ЛОПАСТИ ОСНАЩЕННОЙ ПЬЕЗОАКТУАТОРАМИ Аношкин А.Н., Писарев П.В., Ашихмин В.А.....	137
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeMnAlNi ПРИ СЖАТИИ Поклонов В.В., Куксгаузен И.В., Чумляков Ю.И., Куксгаузен Д.А.....	139
КВАНТОВЫЙ АНОМАЛЬНЫЙ ЭФФЕКТ ХОЛЛА В ХРОМ-СОДЕРЖАЩИХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИХ ИЗОЛЯТОРОВ Петров Е.К.....	141
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ПРОЦЕСС АЗОТИРОВАНИЯ ФЕРРОХРОМАЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ СВС Регер А.А., Болгару К.А.....	143
МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2С ПРИ РАДИАЛЬНОМ СДВИГОВОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОПЕРЕЧНО ВИНТОВОЙ ПРОКАТКОЙ Станкевич Р.В., Сурикова Н.С., Власов И.В., Мишин И.П., Панин С.В., Смирнова А.С., Яковлев А.В.....	145
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ И ГЕКСАФЕРРИТОВ Сбродов А.В.....	147
РЕЖИМЫ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК ВЫСОКОПРОЧНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ NiTiHf Суриков Н.Ю., Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.....	150
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ Ni _{50.3} Ti _{32.2} Hf _{17.5} ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.....	152
ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ НАНОВОЛОКОН ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА СТОЙКОСТЬ К НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ РАЗЛОЖЕНИЮ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ Толкачев О.С., Алишин Т.Р., Цзубан Чжан.....	154
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 50, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ Ташлыкочва М.Д., Даренская Е.А.....	156
ВЛИЯНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ VN И MWCNT НА ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ Y-TZP КЕРАМИКИ Ткачев Д.А., Буяков А.С., Мировой Ю.А., Мартышина И.П.....	157

ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТЬ В СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ В МАРТЕНСИТЕ МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат. %) Тохметова А.Б., Ларченкова Н.Г., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.....	159
ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ УРАВНЕНИЙ ГИНЗБУРГА-ЛАНДАУ ДЛЯ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО КУБА Ушаков И.А.....	161
ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ Фортуна А.С., Астафуров Е.Г.....	162
МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИИМИДА (ПИ) Панин С.В., Ло Цзянкунь, Корниенко Л.А., Алексенко В.О., Иванова Л.Р.....	164
ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВ Цзяцзюнь Чэнь, Кульков С.Н.....	165
ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО КАБЕЛЯ Ынтымакова А.С.....	167
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВОЙ ЖЕЛЕЗО-ТИТАНОВОЙ СМЕСИ НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СПЕЧЕНОГО МАТЕРИАЛА Югова О.С., Мячин Ю.В.....	168
СИНТЕЗ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИКАРБОНИТРИДНЫХ ФАЗ ЦИРКОНИЯ Юсупова З.Н., Матренин С.В.....	170
ВЛИЯНИЯ СТАРЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ CoNiAl С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Янушоните Э.И., Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю.....	172
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ЭВОЛЮЦИИ СТАЛИ 110Г13Л С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОЙ МИКРОДИФРАКТОМЕТРИИ В УСЛОВИЯХ ФРИКЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ Эмурлаев К.И.....	174
СОСТАВ И ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЕЧЁННОЙ КЕРАМИКИ, СОДЕРЖАЩЕЙ НИТРИДЫ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ Чудинова А.О., Коновчук Т.В., Мировой Ю.А.....	176

СЕКЦИЯ 3. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПОКРЫТИЯ

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ И ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЁРДОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА Дьяченко Ф.А., Атовуллаева А.А., Яковлев Е.В.....	180
СВОЙСТВА КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ ПЛЁНОК И ИХ ВОЗМОЖНОЕ ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ Гренадёрв А.С., Оскомов К.В., Соловьёв А.А.....	182
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ $hf-Al-C$, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РЕАКТИВНОГО МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ Зелецов Д., Зенкин С.П., Демченко С.Г.....	184
ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ НАПРЯЖЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В МИКРОДУГОВЫХ $SR-Si$ -СОДЕРЖАЩИХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЯХ Иващенко Я.О., Комарова Е.Г., Казанцева Е.А.....	186
ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ МИКРОДУГОВОМ ОКСИДИРОВАНИИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА Казанцева Е.А., Комарова Е.Г.....	188
УДАРНАЯ СТОЙКОСТЬ СТЕКОЛ С ЗАЩИТНЫМИ МНОГОСЛОЙНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ $In-Sn-O/Al-Si-N$ Калиева Р.А., Божко И.А.....	190
СВОЙСТВА ЖАРОСТОЙКИХ И ИЗНОСОСТОЙКИХ МЕТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ-УГЛЕРОД-АЛЮМИНИЙ Соболева Н.Н., Коробов Ю.С., Потапова А.А., Корзунова Е.И., Эстемирова С.Х..	192
ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ Кунашченко С.Е.....	194
СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ($Cr_2C_3 + TiC$) НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТУЮ СТАЛЬ ВЫСОКОЭНЕРГИТИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ Троценко Р.В., Крылова Т.А.....	196
ЭНЕРГИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЧАСТИЦЫ С ОСНОВОЙ ПРИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ Гуйлинь Ма, Зенин Б.С.....	198
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ДРОБЕСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПЛОСКИХ ОБРАЗЦОВ Ширяев А.А., Виндокуров Д.В., Трофимов В.Н., Карманов В.В.....	200
КОМПЛЕКСНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА АК10М2Н КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ Шляров В.В., Загуляев Д.В., Громов В.Е.....	201

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА СВС НА ТЕМПЕРАТУРНЫЕ УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЯ ПРИ ХОЛОДНОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ Ян Сяо, Зенин Б.С.....	203
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ НА КАЧЕСТВО ОПЛАВЛЯЕМОГО СЛОЯ ПОРОШКА НА ПРИМЕРЕ ТИТА-НОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 Рагулина М.П., Юань Сюйдун, Криницын М.Г., Зенин Б.С.....	205
СЕКЦИЯ 4. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ БИМЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	
ВЛИЯНИЕ ТРЕХСЛОЙНОЙ ИНДИВИДУАЛЬНО АДАПТИРУЕМОЙ КАППЫ НА ФРИКЦИОННОЕ КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПАРЫ ЗУБОВ Авдеева Е.С., Каменских А.А., Устюгова Т.Н.....	209
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ТРИСУЛЬФИДА ЦИРКОНИЯ (ZrS ₃) НА БИОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ БАКТЕРИИ (E. COLI) Баранчиков П.А., Захарова О.В., Гусев А.А., Муратов Д.С.....	211
КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ИМПЛАНТАТОВ, СТИМУЛИРУЮЩИХ РОСТ КОСТНОЙ ТКАНИ Дубиненко Г.Е., Большасов Е.Н., Твердохлебов С.И.....	212
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОВОЙ СТРУКТУРЫ В КЕРАМИКЕ ZrO ₂ -MgO МЕТОДОМ ИЗМЕРЕНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ Зенкина Ю.А., Буяков А.С.....	214
ВЫХОД ЗАГРУЖЕННЫХ ВЕЩЕСТВ IN VITRO ИЗ СИСТЕМЫ УПОРЯДОЧЕННЫХ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ОТДЕЛЬНОСТОЯЩИХ МИКРОКАМЕР Зыкова Ю.А., Кудрявцева В.Л.....	216
АНАЛИЗ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ ГИГАНТСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ Ильчук А.В., Дорожко Е.В., Родригес Р.Д., Шеремет Е.С., Ма Б.....	217
СОЗДАНИЕ ЭЛЕКТРОДОВ-ИНСТРУМЕНТОВ МЕТОДОМ SLM ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ Кочергин, Е.Ю. Абляз Т.Р., Шлыков Е.С.....	219
СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ RGD-ПЕПТИДОВ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СОСУДИСТЫХ ПРОТЕЗОВ МАЛОГО ДИАМЕТРА: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ Сенокосова Е.А., Сильников В.Н., Кривкина Е.О., Антонова Л.В.....	221
ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ РАБОТЫ ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ПРОТЕТИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ ДЛЯ ОДНОГО КЛИНИЧЕСКОГО СЛУЧАЯ Каменских А.А., Устюгова Т.Н.....	223
КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МЕМБРАНЫ НА ОСНОВЕ СОПОЛИМЕРА VDF TFE, СФОРМИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОСПИНИНГОМ Твердохлебова Т.С., Большасов Е.Н.....	226

СЕКЦИЯ. ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ И БИОТЕХНОЛОГИИ

СПОСОБЫ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТЬ МИКРОЧАСТИЦ АЛЮМИНИЯ АСД – 6М Аллагулова Р.И., Ильин А.П.	230
СИНТЕЗ ГЛЮКОЗИДА ПИНОСТРОБИНА И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО СВОЙСТВ Альмагамбетова К.М., Байсаров Г., Касанова А.Ж.	231
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ РАСТВОРА ГУМИНОВЫХ КИСЛОТ КАК ИН- ГИБИТОРОВ НЕФТЯНЫХ ОТЛОЖЕНИЙ Бархатова В.Н., Бешагина Е.В., Францина Е.В.	233
АНАЛИЗ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОЦЕССА ДЕГИДРИРОВАНИЯ ПРОПАНА И ПРЕДЛОЖЕНИЯ ПО ИХ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЮ Бичевина Е.А., Дерюгина О.П.	235
ТРЕХКОМПОНЕНТНЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕ- КУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА Панин С.В., Буслович Д.Г., Корниенко Л.А., Донцов Ю.В.	237
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОННОГО И ГАММА ИЗЛУЧЕНИЙ НА ДОННЫЕ ОТЛОЖЕНИЯ ОЗЕРА СОРБУЛАК Воронова Н.А., Купчишин А.И., Ниязов М.Н., Есырев О.В.	239
ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ ROMP И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ Гонтарева А.Д., Анисимова А.А., Чайкина Я.И., Ащеулова Е.В., Петлина В.Н. ...	241
ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТВЕРДЫХ УГЛЕ- ВОДОРОДОВ НЕФТИ Гуров Ю.П., Землянский Е.О., Мозырев А.Г., Агаев С.Г.	243
ДИСПЕРСИОННЫЕ И ЭЛЕКТРОКИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧА- СТИЦ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА В МОДЕЛЬНЫХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ЖИДКО- СТЯХ Ильященко А.В., Годымчук А.Ю.	245
A NOVEL APPROACH TO INVESTIGATE THE CRYSTALLINITY OF INDIVID- UAL METAL NANOPARTICLES Kim L.R., Rodriguez R.D., Sheremet E.S.	247
ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПРОДУКТА СИНТЕЗА СИ- СТЕМЫ «МОЛИБДЕН – УГЛЕРОД» МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИ- ФРАКТОМЕТРИИ Кононенко П.Н., Пак А.Я.	248
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБ- РАБОТКИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ Осинников И.В., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С.	250
ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМО-БОРО-СИЛИКАТНЫХ СТЕКОЛ, ДОПИРОВАННЫХ ИОНАМИ ТЕРБИЯ Осипова А.Ю., Валиев Д.Т.	253

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА УВЕЛИЧЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КИСЛОТНОЙ НЕФТЕВЫТЭСНЯЮЩЕЙ КОМПОЗИЦИИ НА ОСНОВЕ ПАВ Чернова У.В., Шолидодов М.Р., Козлов В.В., Алтунина Л.К.	255
СЕКЦИЯ. ФОТОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И СВЕТОВАЯ ИНЖЕНЕРИЯ	
ПЛАЗМОН-ИНДУЦИРОВАННАЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ РЕАКЦИЯ НА УРОВНЕ ОДИНОЧНЫХ НАНОЧАСТИЦ Аверкиев А.А., Шеремет Е.С., Хлебцов Б.Н., Родригес Р.Д.	258
ЭФФЕКТИВНОСТЬ YAG:СЕ КЕРАМИКИ ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ОДНООСНОГО ПРЕСОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ Аверкова О.А., Сыдыгалиева А.М., Степанов С.А.	261
СПЕКТРЫ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ИАГ:СЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ ЛЮМИНОФОРОВ Алпысова Г.К., Гречкина Т.В., Карипбаев Ж.Т., Чжен Ш.	263
АНАЛИЗ ОСВЕЩЕНИЯ ПЕШЕХОДНЫХ ЗОН, ПРИЛЕГАЮЩИХ К ПЕРЕКРЕСТКАМ ДОРОГ Амерханова Д.Е., Гречкина Т.В.	264
МЕТОДИКА ЛЮМИНЕСЦЕНТНОГО АНАЛИЗА СОСТОЯНИЯ ФОТОСИНТЕТИЧЕСКОГО АППАРАТА РАСТЕНИЙ Былков Д.В., Туранов С.Б.	266
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЛАСТИ ЗРЕНИЯ И ПРОСТРАНСТВЕННОГО РАЗРЕШЕНИЯ В БИСТАТИЧЕСКОЙ СХЕМЕ ЛАЗЕРНОГО МОНИТОРА Васнев Н.А., Тригуб М.В.	268
ИМПУЛЬСНАЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ YSZ КЕРАМИКИ С ЕВРОПИЕМ Жвакина П.Д., Степанов С.А.	270
ПРОЕКТИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ СВЕТОДИОДНОГО ОСВЕЩЕНИЯ ПРИ ЯРУСНОМ ВЫРАЩИВАНИИ РАСТЕНИЙ Жидолович Е.В., Гречкина Т.В.	272
ЛАЗЕРНЫЙ МЕТОД ДИАГНОСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ ЖИДКОСТИ Иванова Г.Д., Олесик Д.А., Иванов В.И.	274
ЭЛЕКТРОСТРИКЦИОННЫЙ СВЕТОЛИНЗОВЫЙ ОТКЛИК В КОНЦЕНТРИРОВАННОЙ НАНОСУСПЕНЗИИ Иванова Г.Д., Мяготин А.В., Иванов В.И.	276
АНАЛИЗ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ ГИГАНТСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ Ильчук А.В., Дорожко Е.В., Родригес Р.Д., Шеремет Е.С., Ма Б.	278
АНАЛИЗ ОСВЕЩЕНИЯ АВТОДОРОГ КАТЕГОРИИ Б Г.ТОМСКА Кононова Т.А., Толкачева К.П.	280

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ НА ПОКАЗАТЕЛЬ ПРЕЛОМЛЕНИЯ ТОНКОЙ ПЛЕНКИ ДИОКСИДА ТИТАНА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ ОСАЖДЕНИИ Краев Е.В., Макогон И.С.	282
IN-PLANE НАМАГНИЧЕННЫЕ АНТИФЕРРОМАГНИТНЫЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗОЛЯТОРЫ Кузьмин А.С.	284
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТНЫХ ПЛЕНОК РАЗЛИЧНОЙ МАРКИ Купчишин А.И., Таипова Б.Г., Ниязов М.Н., Лисицын В.М.	286
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ ТОНКИХ ПОЛИИМИДНЫХ ПЛЕНОК ПРИ ОДНООСТНОМ РАСТЯЖЕНИИ Купчишин А.И., Таипова Б.Г., Ниязов М.Н., Воронова Н.А.	288
СЕНСОР НА ОСНОВЕ ВОССТАНОВЛЕННОГО ЛАЗЕРОМ ОКСИДА ГРАФЕНА ДЛЯ ДВУКАНАЛЬНОГО ДЕТЕКТИРОВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СОЕДИНЕНИЙ Липовка А.А., Родригес Р.Д., Дорожко Е.В., Шеремет Е.С.	290
ЯРКОСТЬ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ИАГ:СЕ КЕРАМИКИ, СИНТЕЗИРОВАННОЙ В ПОЛЕ РАДИАЦИИ Мусаханов Д.А., Михайлов Ю.И., Карипбаев Ж.Т.	292
ДИНАМИЧЕСКИЕ ГОЛОГРАММЫ В ПРОЗРАЧНОЙ НАНОСУСПЕНЗИИ В МОДУЛИРОВАННОМ СВЕТОВОМ ПОЛЕ Мяготин А.В., Иванова Г.Д., Иванов В.И.	293
ОПТИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ В ПЛОТНОЙ НАНОСУСПЕНЗИИ Мяготин А.В., Иванова Г.Д., Хе В.К., Иванов В.И.	295
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СПЕКАНИЯ НА ПЛОТНОСТЬ ЛЮМИНЕСЦЕНТНОЙ СЕ:YAG КЕРАМИКИ Пайгин В.Д., Алишин Т.Р., Двилис Э.С., Валиев Д.Т., Степанов С.А., Хасанов О.Л., Ваганов В.А.	297
ОПТИМИЗАЦИЯ ОПТИЧЕСКИХ СИСТЕМ Россوماхина Н.Е., Агапов Н.А.	299
ПОРОГОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БЕЗРЕЗОНАТОРНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ГЕНЕРАЦИИ В РАСТВОРАХ КРАСИТЕЛЯ С НАНОЧАСТИЦАМИ ОКСИДА ЦИНКА Землянов А.А., Трифонов А.В., Рямбов Р.В.	301
СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ YAG:СЕ КЕРАМИКИ ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ОДНООСНОГО ПРЕСОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ Сыдыгалиева А.М., Аверкова О.А., Степанов С.А.	303
ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ДЛИН ВОЛН СВЕТА НА ПРИРОСТ МИКРОВОДОРОСЛИ CHLORELLA VULGARIS Трофимчук О.А., Романенко С.А.	305

СОЗДАНИЕ ЦЕНТРОВ ОКРАСКИ В КРИСТАЛЛАХ ФЛЮОРИТА ПРИ ИМ- ПУЛЬСНОМ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОНАМИ Трущенко Е.Е., Штейнмарк В.В.	307
ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ИАГ:СЕ ЛЮМИНОФОРОВ ПРИ ВОЗБУЖДЕНИИ ИЗЛУ- ЧЕНИЯМИ ЭКСИМЕРНЫХ ЛАЗЕРОВ Цзюй Янян, Лисицын В.М., Ваганов В.А., Панченко Ю.Н.	309
РАМАНОВСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ САЛАТА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛО- ВИЯХ ОСВЕЩЕНИЯ Черепнев А.И., Шеремет Е.С., Родригес Р.Д., Туранов С.Б.	310
ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА YSZ КЕРАМИКИ С ЕВРОПИЕМ Шрайбер А.М.	312

СЕКЦИЯ. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

ANALYSIS OF THE POSSIBLE SHIP PIPING INSTALLATION USING STRAIGHT PIPES PRODUCED WITH THE ALLOWABLE CONNECTION DISPLACEMENT Do T.M.	315
EXPERIMENTAL STUDIES OF THE POSSIBLE PIPING INSTALLATION FOR SHIP SYSTEMS Do T.M.	317
МОДИФИКАЦИЯ МЕТОДА ЦИКЛИЧЕСКОГО РИФЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЕМ Ахметшин Л.Р.	319
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПРИ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ 38Х2Н2МА Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Муратов К.Р., Борисов Д.А.	321
ПРОЕКТИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТА С РЕЖУЩЕЙ ЧАСТЬЮ ОРИГИНАЛЬ- НОГО ПРОФИЛЯ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ Вакулин М.С., Гордеев Ю.И., Анистратенко Н.Е.	324
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КРЕМНИЙ, УПРОЧНЁННОГО ДИСКРЕТНЫМИ ВОЛОКНАМИ БАЗАЛЬТА Валихов В.Д., Хрусталёв А.П., Ворожцов А.Б.	326
СОЗДАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИ- ЧЕСКИХ ПОРОШКОВ МОЛИБДЕНА И МЕДИ ДЛЯ ТЕРМОРЕГУЛИРО- ВАНИЯ В ЭЛЕКТРОННЫХ СИСТЕМАХ Вымпина Ю.Н., Шаненкова Ю.Л.	328
ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОН- НОЙ СТАЛИ 40ХНМ ПОСЛЕ КОПИРОВАЛЬНО-ПРОШИВНОЙ ЭЛЕК- ТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ Гришарин А.О., Абляз Т.Р., Муратов К.Р.	330
ANALYSIS OF NUTATION SPEED REDUCER USING ANSYS SOFTWARE PACKAGE Jasem M.A.	332

УДАРНЫЙ МЕХАНИЗМ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ УПРУГИМ ЭЛЕМЕНТОМ Замыслов Ю.А.	334
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ В ОБОРУДОВАНИИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ Кадочникова В.В., Козарь Д.М.	336
ГРАНИЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СООРУЖЕНИЯ С УЧЕТОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С АНИЗОТРОПНЫМ УПРУГИМ ПОЛУПРОСТРАНСТВОМ Марков И.П., Игумнов Л.А.	338
ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ Нозирзода Ш.С.	339
ВЛИЯНИЕ ИНДУКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОДОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОКАНАЛЬНОГО ПРОБОЯ В ГОРНОЙ ПОРОДЕ Петренко Е.В., Юдин А.С.	342
РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ТОМОГРАФИИ НА ОСНОВЕ МЕТОДА СИНТЕЗИРОВАННОЙ АПЕРТУРЫ ДЛЯ КОНТРОЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМ УРОВНЕМ СТРУКТУРНЫХ ШУМОВ Петров И.С., Долматов Д.О., Седнев Д.А.	344
ГРАНИЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЛН ОТ ДЕЙСТВИЯ УДАРНОЙ НАГРУЗКИ НА ЧАСТИЧНО НАСЫЩЕННОЕ ПОРОУПРУГОЕ ПОЛУПРОСТРАНСТВО Петров А.Н., Белов А.А.	346
ВЛИЯНИЕ НЕИДЕАЛИЗИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Аношкин А.Н., Писарев П.В., Ермаков Д.А., Мерзлякова Н.А.	349
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОВЛИЯНИЯ ЯЧЕЕК НА ЛИНЕЙНЫХ И НЕЛИНЕЙНЫХ РЕЖИМАХ РАБОТЫ Писарев П.В., Максимова К.А.	351
К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ФРИКЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТЕЙ НА УСТАНОВКЕ УМТ-1 Белов В.К., Губарев Е.В., Кривко О.В., Самородова Э.Г.	353
ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ ФАЗЫ В СПИРАЛЬНЫХ СТРУКТУРАХ Смирнова Е.И., Резаев Р.О.	355
ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ АВТОМАТИЗАЦИИ ПРОЦЕССА КОМПЛЕКСИРОВАНИЯ БОРТОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ Хакимов А.В.	357
ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННАЯ ОБРАБОТКА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ Шакирзянов Т.В., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Муратов К.Р.	360
АНАЛИЗ ПОДХОДОВ К ОЦЕНКЕ НАДЕЖНОСТИ ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ Ширяева Е.Н., Полякова М.А.	362
ПРИМЕНЕНИЕ ПОЗИТРОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИРОДНЫХ ПОЛИМЕРОВ Цуй Цзян, Лаптев Р.С., Арефьев К.П.	364

СЕКЦИЯ 1

ПРОБЛЕМЫ НАДЕЖНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ НАНОВОЛОКОН ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА КИНЕТИКУ SPS-СПЕКАНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

О.С. ТОЛКАЧЁВ, Т.Р. АЛИШИН, В.Д. ПАЙГИН, Д.А. МИХЕЕВ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: alishin.95@mail.ru

Стабилизированный иттрием тетрагональный поликристаллический диоксид циркония (Y-TZP) благодаря уникальным механическим свойствам и биологической инертности находит широкое применение в медицине [1]. Недостатком этого материала является его склонность к низкотемпературному разложению (LTD) в присутствии влаги. LTD сопровождается переходом тетрагональной фазы ZrO_2 в моноклинную. Фазовый переход наблюдается в довольно узком, но важном интервале температур: от комнатной температуры до 400 °С и приводит к снижению прочностных характеристик материала [1]. Известно, что снижение температуры спекания положительно влияет на стойкость к LTD [2]. Повышению стойкости к LTD также способствует сегрегация ионов Al^{3+} на границах зерен Y-TZP[3], [4]. Снижение температуры спекания возможно в условиях внешнего энергетического воздействия при процессах консолидации. К таковым можно отнести высокоэнергетический метод консолидации – искровое плазменное спекание (SPS).

Цель настоящей работы – изучение влияния метастабильных нановолокон Al_2O_3 на кинетику SPS-спекания Y-TZP.

Исходным материалом для изготовления керамической матрицы служил наноразмерный порошок $ZrO_2 + 3$ мол. % Y_2O_3 с удельной поверхностью $S_{уд}=7$ м²/г (порошок марки TZ-3YS, Tosoh). Наполнителем являлся нановолокнистый Al_2O_3 , $S_{уд}=90$ м²/г, полученный методом жидкофазного каталитического окисления алюминия молекулярным кислородом при температуре 820 °С (Fibrall, OCSiAl). Из исходных компонентов с использованием ультразвукового диспергирования мощностью 1,4 кВт в среде этилового спирта подготовили смесь с содержанием нановолокон Al_2O_3 1 % об.

Температурную консолидацию порошковых материалов осуществляли методом SPS на установке Dr. Sinter Lab SPS-515 с изотермическими периодами в течении 10 мин. в интервале температур 1050 °С - 1250 °С с шагом 50 °С, рисунок 1а. Скорость нагрева составляла 50 °С/мин., давление 40 МПа. Скважность импульсов 3:1, длительность 3,6 мс.

Для феноменологического описания процесса спекания, основанного на закономерности – независимости относительного сокращения объема пор от начальной плотности порошкового тела, было использовано уравнение, предложенное В.А. Ивенсом [5]:

$$V = V_n(qm\tau + 1)^{-1/m}$$

где V – объем пор в текущий момент времени, V_n – объем пор в начале изотермической выдержки, τ – продолжительность изотермической выдержки, q и m – постоянные, зависящие от температуры спекания и свойств порошка.

Кажущиеся значения энергии активации течения E_b и энергии активации устранения несовершенств E_a , а также значения константы порошкового материала a/b и кинетической характеристики концентрации несовершенств aN определяли в соответствии с формулами, приведенными в [5], [6]. Для более точного расчета a/b и $\Delta E = E_b - E_a$ использовали значения линейной зависимости $\lg m - 1/T$ по нескольким значениям m при разных T . Для расчёта E_b , скорость сокращения объема пор приводили к 1 см³, поскольку в период перехода от одной температуры к другой происходило некоторое изменение объема. Величину aN определяли исходя из постоянных q и m для соответствующего изотермического периода. В настоящей работе для aN приняли размерность с⁻¹.

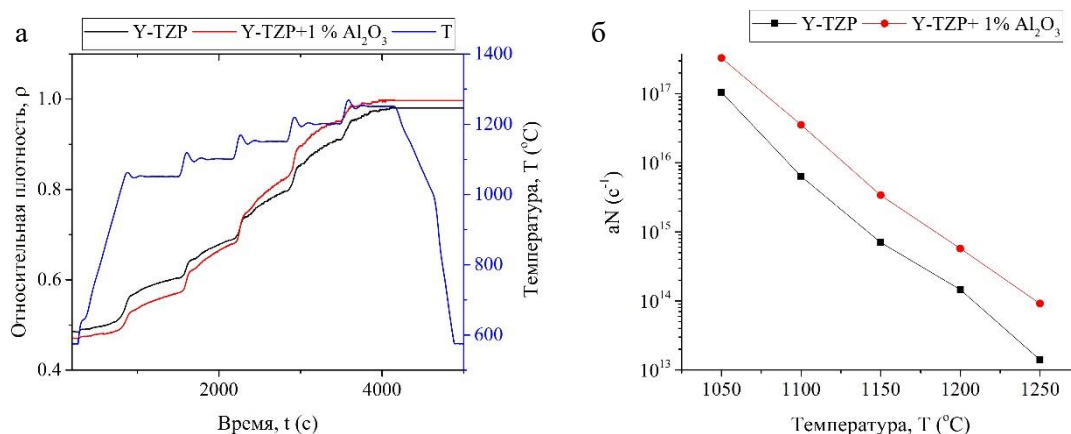


Рисунок 1 – а) зависимость относительной плотности от условий SPS; б) концентрации несовершенств aN в начальный момент изотермического периода

Использование нановолокон Al₂O₃ способствует увеличению энергии активации объемного течения на 8 %, а энергии активации аннигиляции несовершенств на 4 % (таблица 1). Этот эффект приводит к менее интенсивному росту плотности в начальный момент спекания, рисунок 1а. Последующий рост температуры сопровождается интенсификацией уплотнения Y-TZP + 1 % об. Al₂O₃ относительно исходного состава.

Таблица 1 – Константы порошка Y-TZP+1 % Al₂O₃ и Y-TZP

Материал	E _b , кДж/моль	E _a , кДж/моль	a/b
Y-TZP+1 % Al ₂ O ₃	534	392	6.5E-07
Y-TZP	494	377	1.4E-05

Интенсификация процесса спекания обусловлена увеличенным значением кинетической характеристики концентрации несовершенств aN, рисунок 1б. Но преимущественный вклад в интенсификацию процесса спекания вносит уменьшение значения константы порошкового материала a/b. Нановолокна Al₂O₃ способствуют росту градиента капиллярных давлений, что отражается в возрастании константы b, а отношение a/b в свою очередь уменьшается.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00763 мол_а.

Список литературы

1. Ramesh S., Sara Lee K.Y., Tan C.Y. A review on the hydrothermal ageing behaviour of Y-TZP ceramics // Ceram. Int. Elsevier Ltd and Techna Group S.r.l., 2018. Vol. 44, № 17. P. 20620–20634.
2. Chintapalli R. et al. Stability of nanocrystalline spark plasma sintered 3Y-TZP // Materials (Basel). 2010. Vol. 3, № 2. P. 800–814.
3. Matsui K., Yoshida H., Ikuhara Y. Nanocrystalline, ultra-degradation-resistant zirconia: Its grain boundary nanostructure and nanochemistry // Sci. Rep. 2014. Vol. 4.
4. Wu Z.K. et al. Low temperature degradation of Al₂O₃-doped 3Y-TZP sintered at various temperatures // Ceram. Int. Elsevier, 2013. Vol. 39, № 6. P. 7199–7204.
5. Ивенсен В.А. Феноменология спекания и некоторые вопросы теории. Москва: Металлургия, 1985. 247 р.
6. Ивенсен В.А. Кинетика уплотнения металлических порошков при спекании. Металлургия, 1971. 272 р.

ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА АА8090, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

А.В. ЕРЕМИН, М.В. БУРКОВ, А.В. БЯКОВ

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: burkovispms@mail.ru

Традиционные методы сварки металлов за счет высокого нагрева в процессе сваривания приводят к появлению не только различного рода дефектов, но и к возникновению существенных по величине остаточных напряжений на границе зоны термического влияния. Все это в совокупности существенно снижает механические свойства изделия, в особенности падает сопротивление усталостному разрушению. Современным и многообещающим подходом для получения высокопрочных сварных соединения является метод сварки трением с перемешиванием (СТП). СТП также не лишено недостатков, в частности, происходит изменение размера зерна, структуры материала, а также возникают дефекты (поры, включения и т.п.) [1-3]. При правильно подобранных параметрах формирования соединения, обозначенные дефекты существенно меньше, чем в классических подходах. Кроме того, при СТП не происходит нагрев металла выше температуры плавления, что приводит к остаточным напряжениям, которые значительно ниже, чем при плавлении.

Данный метод имеет огромные перспективы развития и применения, однако, необходимо дальнейшее совершенствование режимов формирования сварного соединения и подбор параметров для каждого сплава индивидуально [4], основанные на комплексном исследовании структуры и механических свойств получаемых соединений. В представленной работе рассматриваются параметры сварки и процессы разрушения сплава АА8090. Данный сплав относится ко второму поколению высокопрочных алюминий-литиевых сплавов пониженной плотности, применяемых преимущественно в авиационной промышленности. Задача работы состоит в исследовании процессов разрушения образцов сплава АА8090 без сварного соединения и со сварным соединением, выполненным сваркой трением с перемешиванием, при квазистатическом одноосном растяжении.

В работе процесс сварки производился на оборудовании ИФПМ СО РАН в лаборатории контроля качества материалов и конструкций. Параметры сварки: сила прижима инструмента $F = 2800$ кг, частота вращения инструмента $\omega = 400$ об/мин, скорость перемещения инструмента вдоль траектории шва $v = 350$ мм/мин, длина рабочей зоны инструмента 8 мм.

Проведенные исследования структуры при помощи оптического микроскопа показали, что основной металл представлен в виде зерен, вытянутых вдоль направления проката со средним размером порядка 23 мкм в поперечном направлении и 127 мкм в продольном. В сварном шве отчетливо выделяются 3 зоны с разным размером зерен: зона перемешивания, зона термомеханического влияния, зона термического влияния [5].

Механические испытания были проведены на электромеханической испытательной машине Instron 5582 со скоростью нагружения 0,3 мм/мин. Размеры рабочей зоны $T \times Ш \times Д$ 3×6×33 мм³. В процессе нагружения состояние образцов регистрировалось как интегрально, при помощи встроенного тензодатчика испытательной машины, так и с использованием неразрушающих методов мониторинга – метода корреляции цифровых изображений и метода акустической эмиссии (АЭ).

В процессе растяжения образцы без шва и со сварным швом ведут себя несколько различным образом. В частности, накопление сигналов АЭ проходит по разному. В образце без шва можно выделить 3 стадии. На первой с началом пластической деформации происходит генерация сигналов АЭ, затем, при переходе на интенсивное пластическое деформирование регистрация сигналов АЭ практически прекращается (от 4 до 10 % деформации). Основная часть сигналов регистрируется на последнем этапе, когда

появляются микротрещины и происходит развитие магистрально трещины. В случае со сварным швом, сигналы регистрируются на протяжении всего эксперимента. Можно разделить на 2-е стадии, до 4,5% и после. На каждой стадии активность сигналов АЭ разная. В конце перед разрушением видно, что наблюдается резкий рост регистрации АЭ.

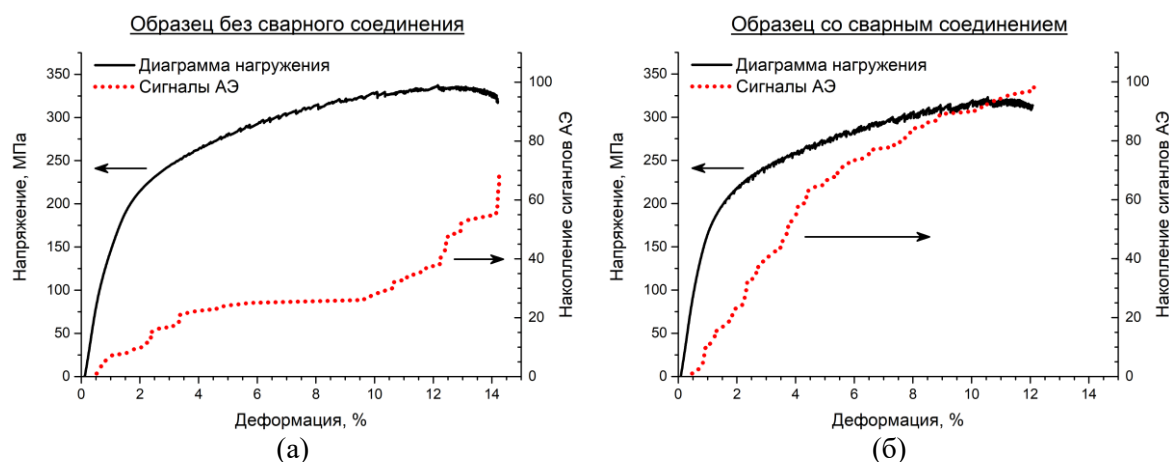


Рисунок 1 – Диаграммы нагружения и интенсивность накопления сигналов акустической эмиссии для исходного образца (а) и образца со сварным швом, выполненным сваркой трением с перемешиванием (б)

В работе рассматриваются различные аспекты процессов разрушения двух типов образцов при испытании на растяжение. Дополнительный мониторинг состояния *in situ* во время испытания позволяет выявить подробности формирования дефектов различного масштаба и переходы от одного масштабного уровня разрушения к другому. На основе полученных результатов экспериментального исследования построена конечно-элементная модель образцов со сварным швом, описывающая наблюдаемые процессы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 18-38-00659 мол_а.

Список литературы

1. Cam G., Mistikoglu S. Recent developments in friction stir welding of Al-alloys // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2014. – V. 23. – № 6. – P. 1936–1953.
2. Lertora E., Gambaro C. AA8090 Al-Li alloy FSW parameters to minimize defects and increase fatigue life // International Journal of Material Forming. – 2010. – V. 3. – P. 1003–1006.
3. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys // Materials and Design. – 2014. – № 56. – P. 862-871.
4. Biro A., Chenelle B., and Lados D. Processing, Microstructure, and Residual Stress Effects on Strength and Fatigue Crack Growth Properties in Friction Stir Welding: A Review // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2012. – V. 43. – № 6. – P. 1622–1637.
5. Grujicic M., Snipes J.S., Ramaswami S., Yen C-F. A Combined Experimental/Computational Analysis of the Butt-Friction-Stir-Welded AA2139-T8 Joints // Journal of Materials Engineering and Performance. – V. 25. – № 7. – P. 2690–2701.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ $[\bar{1}11]$ - МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С РАЗНОЙ ВЕЛИЧИНОЙ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

А.В. ВYROДОВА

Национальный исследовательский Томский государственный университет

Сибирский физико-технический институт

E-mail: wirodowa@mail.ru

Высокая концентрация атомов в эквиатомном или почти эквиатомном соотношении в высокоэнтропийных сплавах (ВЭС) с ГЦК структурой приводит к сильному искажению решетки и замедленной диффузии, что обеспечивает высокую прочность, вязкий характер разрушения в сочетании с сильным эффектом деформационного упрочнения как при комнатной, так и при криогенных температурах. Физическая причина такого поведения остается до конца не изученной и требует исследований на монокристаллах [1]. Изменение химического состава сплава приводит к увеличению/уменьшению величины энергии дефекта упаковки γ_0 , которая определяет механизм пластической деформации. В настоящей работе представлены исследования стадийности $\sigma(\epsilon)$ - кривых течения, коэффициента деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\epsilon$ и пластичности при $T = 77$ К в монокристаллах $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ и FeNiCoCrMn ВЭС при деформации растяжением, ориентированных вдоль направления $[\bar{1}11]$, которое является благоприятным для развития двойникования, так как в кристаллах данной ориентации фактор Шмида для двойникования больше фактора Шмида для скольжения ($m_{\text{дв}} = 0.31 > m_{\text{ск}} = 0.27$). В ВЭС $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ $\gamma_0 = 0.05$ Дж/м². При данной величине энергии дефекта упаковки предполагается, что основным механизмом деформации является скольжение, что позволяет выяснить его роль в деформационном упрочнении данного материала. В FeNiCoCrMn $\gamma_0 = 0.02$ Дж/м², при таком значении γ_0 деформация может развиваться скольжением и двойникованием с начала пластического течения, что позволяет изучить вклад двойникования в упрочнение.

Монокристаллы ГЦК $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ и FeNiCoCrMn ВЭС были получены методом Бриджмена, энтропия смешения полученных монокристаллов ВЭС равна 13 Дж/моль \times К и 13.8 Дж/моль \times К соответственно. Таким образом, согласно [2], монокристаллы данных сплавов можно отнести к классу ВЭС. Механические испытания при температуре 77 К, проводили на испытательной машине Instron 5969.

На рисунке 1 приведены кривые течения $\sigma(\epsilon)$ для $[\bar{1}11]$ - монокристаллов $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ и FeNiCoCrMn ВЭС при температуре 77 К. Анализ кривых показывает, что стадийность кривых течения, коэффициент деформационного упрочнения $\Theta_{\text{п}}$, пластичность δ и напряжения перед разрушением σ_{max} оказываются разными в кристаллах одной ориентации и при одной температуре испытания. Напряжения на пределе текучести в $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ оказываются выше, чем в FeNiCoCrMn , таблица 1. Различие в уровне напряжений связано с твердорастворным упрочнением от атомов Al, поскольку его эффективный радиус превосходит эффективные радиусы других составляющих элементов. Несмотря на то, что напряжения на пределе текучести в $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ оказываются выше, $\Theta_{\text{п}}$, δ и σ_{max} меньше, чем в FeNiCoCrMn . Металлографические исследования поверхности образцов $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$, деформированных до 15 – 20 %, обнаруживают две системы скольжения. При этом одна система скольжения оказывается более выраженной, по сравнению с другой, что свидетельствует о локализации деформации преимущественно в одной системе. Подтверждением локализации деформации также являются электронно-микроскопические исследования, которые обнаруживают планарную дислокационную структуру с плоскими скоплениями дислокаций. Двойникование обнаружено после 15 % пластической деформации в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах $\text{FeNiCoCrAl}_{0.3}$ ВЭС, тогда как в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах FeNiCoCrMn ВЭС оно развивается с самого начала в нескольких системах,

интенсивность которого увеличивается с ростом деформации, что обеспечивает высокое значение $\Theta_{II} = 2700$ МПа до 20 % по сравнению с FeNiCoCrAl_{0.3}, таблица 1.

Таблица 1 – Механические свойства $[\bar{1}11]$ - монокристаллов высокоэнтропийных сплавов FeNiCoCrAl_{0.3} и FeNiCoCrMn при растяжении при T = 77 К

Сплав	$\sigma_{0.1}$, МПа	Θ_{II} , МПа	σ_{max} , МПа	δ , %
FeNiCoCrAl _{0.3}	700	1800	1253	40
FeNiCoCrMn	537	2700	1730	70

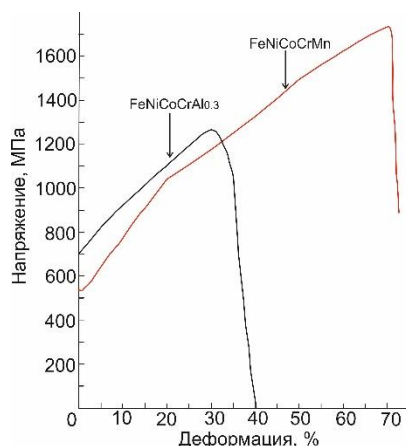


Рисунок 1 – Кривые течения $[\bar{1}11]$ - монокристаллов высокоэнтропийных сплавов FeNiCoCrAl_{0.3} и FeNiCoCrMn при растяжении

После 20 % Θ_{II} падает в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах FeNiCoCrAl_{0.3} ВЭС, и это связано с переходом к стадии III динамического возврата. В $[\bar{1}11]$ - монокристаллах FeNiCoCrMn ВЭС падение Θ_{II} обусловлено развитием двойникования в одной системе. Двойникование в одной системе приводит к увеличению пластичности практически в 2 раза по сравнению с FeNiCoCrAl_{0.3} ВЭС. Это вызвано тем, что при развитии двойникования в одной системе условия для образования шейки смещаются в сторону больших деформаций, за счет чего достигается высокий уровень напряжений перед разрушением $\sigma_{max} = 1730$ МПа (таблица 1). Несмотря на высокий уровень напряжений перед разрушением в $[\bar{1}11]$ - монокристаллах FeNiCoCrMn ВЭС имеет место вязкий характер разрушение, как и в FeNiCoCrAl_{0.3} ВЭС.

Таким образом, вариация химического состава позволяет управлять механизмами деформации и γ_0 , которые в свою очередь определяют такие механические характеристики как предел текучести, деформационное упрочнение, пластичность и напряжения перед разрушением.

Автор выражает благодарность своим руководителям гл.н.с. И.В. Киреевой и проф. Ю.И. Чумлякову за помощь в эксперименте и в обсуждении полученных результатов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 19-19-00217.

Список литературы

1. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., et.al. Microstructures and properties of high-entropy alloys // Progress in Materials Science – 2014. – V. 61. – P. 1 – 93.
2. Yasuda H.Y., Shigeno K., Nagase T. Dynamic strain aging of Al_{0.3}CoCrFeNi high entropy alloy single crystals // Scripta Mater. – 2015.– V. 108. P. 80 – 83.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕНИЯ МАРТЕНСИТНОГО СДВИГА И ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦАХ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}(At. \%)$

А.А.ГУСАРЕНКО¹, В.Н.ГРИШКОВ², Д.Ю.ЖАПОВА²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В данной работе представлены результаты исследования закономерностей изменения предела текучести, напряжения мартенситного сдвига и максимального значения обратимой неупругой деформации в зависимости от температуры изотермических циклов «нагрузка-разгрузка». В работе были исследованы крупнозернистые образцы сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}(at. \%)$. При охлаждении и нагреве образцы исследованных сплавов испытывали мартенситное превращение (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$ (где $B2$ – высокотемпературная фаза, а $B19'$ – моноклинная мартенситная фаза). Температуры начала и конца МП в фазу $B19'$ составляли $M_H=252K$ и $M_K=223K$, а температуры начала и конца обратного МП в $B2$ фазу – $A_H=258K$ и $A_K=273K$.

Исследования проводили при кручении образцов на установке типа обратного крутильного маятника. Заданная в процессе изотермического нагружения деформация (γ_t), включает неупругую ($\gamma_{снд}$) и пластическую ($\gamma_{тр}$) деформацию, развивающуюся по дислокационным механизмам. Неупругая деформация ($\gamma_{снд}$) является суммой величин эффектов сверхэластичности ($\gamma_{св.}$) и памяти формы ($\gamma_{эфф}$): $\gamma_{снд} = \gamma_{св.} + \gamma_{эфф}$. Величину сверхэластичности определяли как величину возврата неупругой деформации (в том числе малой деформации Гука) в изотермических циклах «нагрузка-разгрузка» при деформировании образцов кручением. Величина эффекта памяти формы равна возврату неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов до температуры 480K. Накопленная при данной γ_t пластическая деформация ($\gamma_{тр}$) соответствует остаточной деформации при 480K. В каждом последующем цикле γ_t увеличивалась (вплоть до разрушения образцов). Напряжение мартенситного сдвига (τ_m) определяли по зависимостям «напряжение-деформация». Предел текучести ($\tau_{0.3}$) определяли согласно [1]: в качестве этой величины брали напряжение, соответствующее накоплению пластической деформации 0.3%.

Видно, что значение предела текучести во всем исследованном диапазоне температур изменяется с минимумом, наблюдаемом вблизи $M_H=252K$, таблица 1. При этом наиболее высокие значения $\tau_{0.3}$ наблюдаются в мартенситном состоянии при $T_{деф}=164K$, что коррелирует с результатами [2]. Вблизи M_H происходит размягчение образцов, таблица 1. При повышении температуры образцы исследуемого сплава упрочняются. В свою очередь значение напряжения мартенситного сдвига (в мартенситном состоянии – напряжение, при котором наблюдается переориентация доменов мартенситной фазы $B19'$) также имеет немонокотонную зависимость от температуры изотермических циклов «нагрузка-разгрузка», таблица 1. В мартенситном состоянии величина τ_m составляла 165-180 МПа, а вблизи M_H величина мартенситного сдвига уменьшается до 55-70 МПа. При температуре $T_{деф}=281K$, когда образцы находятся в предпереходном состоянии $B2$ фазы (на 29 градусов выше M_H и на 8 градусов выше A_K), напряжение мартенситного сдвига составляет 180 МПа. В состоянии $B2$ -фазы при $T_{деф}=315K$ (на 42 градуса выше A_K) τ_m достигает 395 МПа, что приближается к величине $\tau_{0.3}=455$ МПа при этой температуре.

Отметим, что наиболее высокие значения суммарной обратимой деформации (сумма вкладов эффекта памяти формы и сверхэластичности) наблюдаются при температурах деформирования вблизи M_H и ниже, когда разница $|\tau_{0.3} - \tau_m|$ превышает 270 МПа. При $T_{деф}=281K$ внешние напряжения инициируют МП в $B19'$ -фазу, и вследствие этого $\gamma_{снд}$ равна 17.9%. При $T_{деф}=315K$, когда разница $|\tau_{0.3} - \tau_m|$ минимальна и составляет 55 МПа, при кручении в образцах одновременно происходят пластическая деформация и развитие МП. Это приводит к снижению величины суммарной неупругой деформации до 15.9%.

Из таблицы 1 видно, что наиболее высокие значения обратимой неупругой деформации наблюдаются в наиболее упрочненных материалах, в которых предел текучести значительно бы превышал напряжение мартенситного сдвига τ_m . Эти результаты коррелируют с данными других авторов [3, 4]. В [3, 4] упрочненное состояние было обусловлено измельчением зёрно-субзёрненной структуры.

Таблица 1 - Температуры деформирования, максимальные значения суммарной неупругой деформации, величины напряжения мартенситного сдвига и предел текучести.

Фазовый состав	$T_{\text{деф}}$, К	$\tau_{0.3}$, МПа	τ_m , МПа	$\gamma_{\text{снд}}(\text{max})$, %
B19'	164	490	180	18.4
	204	435	165	19.2
B2+ B19'	242	415	70	19.3
Предпереходное состояние B2	260	445	55	19.1
	281	455	160	17.9
B2	315	450	395	15.9

Примечание: $T_{\text{деф}}$ – температура деформирования изотермических циклов «нагружение-разгрузка»; $\gamma_{\text{снд}}(\text{max})$ – максимальная величина суммарной неупругой деформации; τ_m – напряжение мартенситного сдвига; $\tau_{0.3}$ – предел текучести.

Работа поддержана Программой фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

Список литературы

1. Lotkov A., Grishkov V., Timkin V., Baturin A., Zhapova D. Yield stress in titanium nickelide-based alloys with thermoelastic martensitic transformations // Materials Science and Engineering A. 2019. V.744. P.74-78.
2. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. – Екатеринбург: УрО РАН, 1998. – 368 с.
3. Полякова К.А., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Дубинский С.М. Зависимость функциональных характеристик термомеханически обработанного никелида титана от размера структурных элементов аустенита // Физика металлов и металловедение. 2016. Т.117. С. 845–855.
4. Прокошкин С.Д., Браиловский В., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В., Инаекян К.Э., Демерс В., Бастарш Е., Татьяна Е.В. Формирование нанокристаллической структуры при интенсивной пластической деформации прокаткой и отжиге и повышение комплекса функциональных свойств сплавов Ti-Ni // Известия РАН. Серия физическая. – 2006. – Т.70. – №9. – С.1344-1348.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 40Х, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ Порошковой металлургии

Ю.Е. ИВАНОВ

¹ Томский политехнический университет
E-mail: skeanner@mail.ru

Преимущество порошковой металлургии перед другими технологиями заключается в более точном производстве изделий, позволяющем снизить количество отходов, экономичном производстве, более простом технологическом процессе. Это во многих случаях вытесняет такие способы производства, как литье, ковка, штамповка. Детали сложных конфигураций, которые сейчас получают на заводах только обработкой резанием, могут в будущем изготавливаться методами порошковой металлургии. [1] В данной работе

проведено исследование влияния температуры спекания на структуру и свойства порошковой стали 40Х.

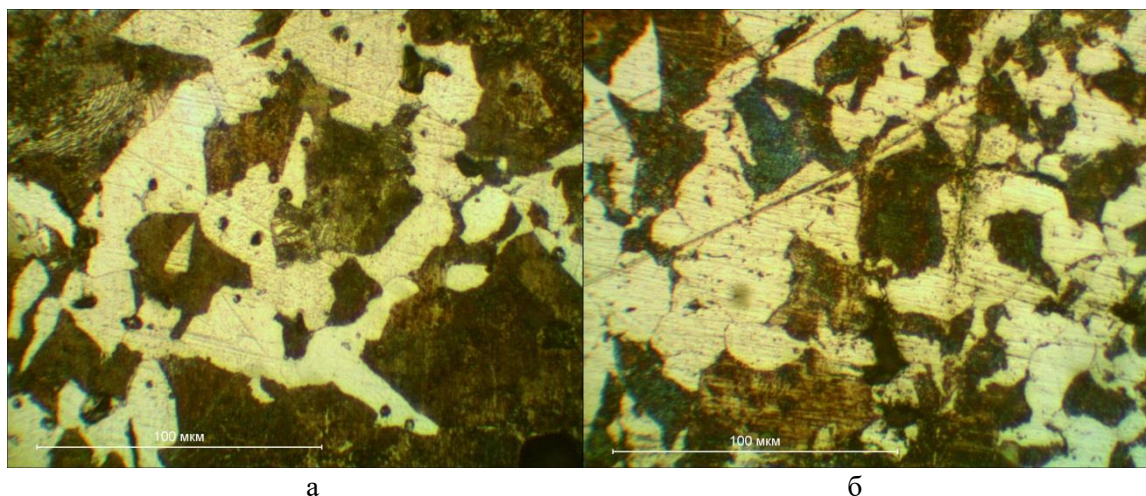


Рисунок 1 - Микроструктура шлифов первого (а) и второго (б) образца после травления 4% - ным раствором кислоты HNO_3

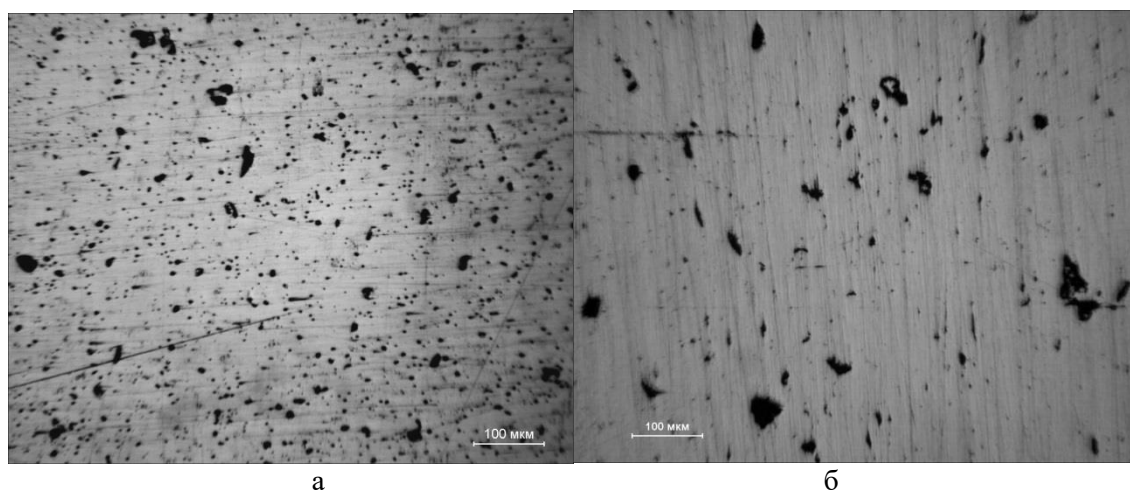


Рисунок 2 – Микроструктура обработанной поверхности образцов 1 (а) и 2 (б)

Исследованы образцы стали 40Х, полученные формованием с пластификатором (5,5 % масс. связки из 30 % масс. полипропилена и 70 % воска, давление прессования 127 МПа, $T = 100^\circ\text{C}$): образец 1 – температура спекания 1300°C , образец 2 – температура спекания 1250°C . Порошковую смесь 40Х готовили из отдельных порошков металлов.

В ходе проведенных исследований порошковой стали 40Х было выявлено, температура спекания (1300°C и 1250°C) не влияет или влияет несущественно на структуру и свойства стали 40Х.

Структура обоих образцов определена как ферритно-перлитная со средними размерами зерна феррита 15 мкм и перлита 16 мкм (рисунок 1).

Усадка образцов после спекания составляет 30 %. Плотность спеченных образцов 6,9 г/см³, что меньше плотности литой стали 40Х на 12 % (7,85 г/см³ [2]). Это значит, теоретическая пористость составляет 12 %, что расходится со значениями пористости,

определенными по нетравленным изображениям образцов (3 % и 5,27 %, рисунок 2). Вероятно, в объеме образцов имеются крупные поры.

Значения микротвердости образцов отличаются (1355,7 и 1248,4 МПа у образца 1 и образца 2 соответственно). Это различие связано с измерением микротвердости, очевидно, при измерении образца 2 укол попадал чаще на места с подповерхностными порами, что дало большие по размеру отпечатки индентора. Если сравнивать с твердостью литой стали 40Х (2212,8 МПа [2]), то спеченная сталь 40Х имеет твердость в 1,6 раза ниже. Это также объясняется неизбежным наличием пор в структуре спеченных образцов порошковой стали.

Вероятно, для достижения большей плотности и высокой микротвердости порошковой стали 40Х нужно увеличить температуру и/или время спекания.

Результаты исследования будут полезны при разработке технологии инъекционного формования.

Список литературы

1. Андриевский Р. А. Введение в порошковую металлургию. – Фрунзе: Илим, 1988. – 174 с.
2. ГОСТ 4543-71. Прокат из легированной конструкционной стали. Технические условия.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ КАРБИДА ТИТАНА, ВВЕДЕННЫХ В ПОРОШКОВУЮ КОМПОЗИЦИЮ Fe-Ni НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

Е.В. ДЕГТЯРЕВА, М.М. МАСАЛИТИНА, Е.В. АБДУЛЬМЕНОВА, О.Ю. ВАУЛИНА
Национальный Исследовательский Томский Политехнический Университет
E-mail: 676610469@qq.com

Инвар – это материал, обладающий уникально низким температурным коэффициентом расширения, но он имеет низкие прочностные и механические свойства. Эти недостатки ограничивают область применения сплава и снижают его эффективность. Повышение механических характеристик сплава без изменения низкого ТКР позволяет использовать его в высоконагруженных конструкциях. Повысить механические свойства можно несколькими способами, один из которых это добавление упрочняющих частиц в материал. Целью работы было исследовать влияние введенных в железоникелевый порошок частиц карбида титана на свойства и структуру спеченных образцов [1-2].

Объектами исследования работы стали четыре партии образцов изготовленные методом порошковой металлургии из порошков никеля и железа 36 % и 64 % соответственно с добавлением частиц карбида концентрацией (1 – 10) %. Формовали образцы методом холодного одноосного прессования при давлении 255 МПа. Спекание образцов проходило при температуре 1300 °С в течение двух часов с предварительной изотермической выдержкой два часа при температуре 600 °С. Охлаждение образцов проходило вместе с печью. Металлографический анализ проводили на лабораторном микроскопе «ЛабoМет-И». Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

На рисунке 1 представлены РЭМ-изображения порошковой смеси инвара и карбида титана. Видно частицы инвара имеют сферическую форму с размером частиц около 4 мкм и долей сферичности 80 %. Порошок карбида напротив имеет неправильную угловатую форму с размером 12 мкм, доля сферичности всего 5 %.

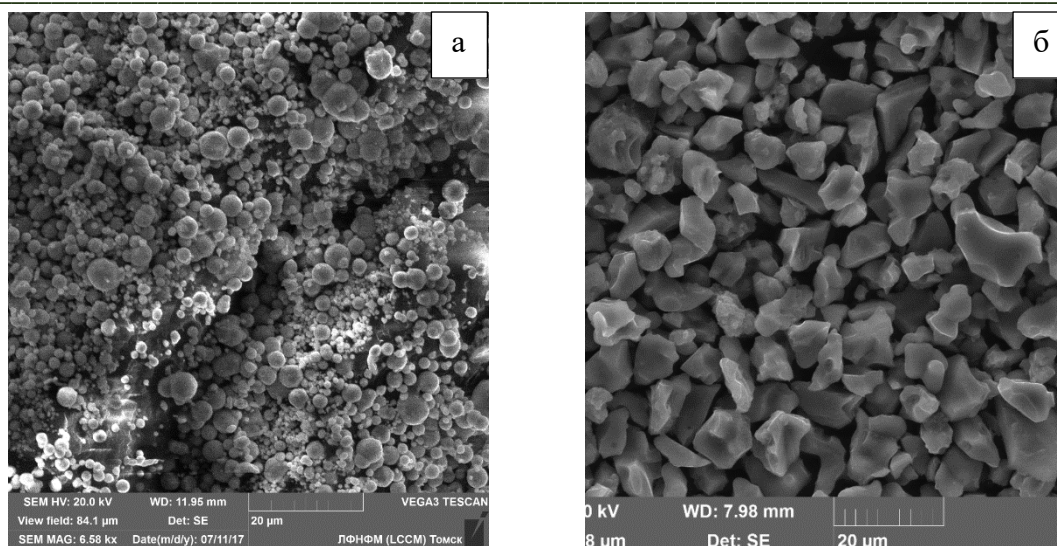


Рисунок 1 – РЭМ-изображение порошковой смеси инвара (а) и порошка карбида титана (б)

Наличие выступов и неровностей на поверхности частиц карбида затрудняет их перемещение относительно друг друга и приводит к снижению насыпной плотности. Чем больше карбида титана добавляем к порошку инвара, тем меньше насыпная плотность: насыпная плотность исходного порошка инвара ($2,89 \pm 0,06$) г/см³, с добавлением 1 % TiC – ($2,53 \pm 0,05$) г/см³, с добавлением 5 % TiC – ($1,88 \pm 0,07$) г/см³, с добавлением 10 % TiC – ($1,52 \pm 0,07$) г/см³. Знание насыпной плотности порошка необходимо для расчета размеров прессуемой детали. Чем меньше насыпная плотность, тем более затруднено формование заготовок и больше их усадка при спекании, это и показала усадка образцов после спекания, при увеличении количества карбида до 10%, усадка увеличивается в 2 раза (с 17 ± 1 %) для исходного инвара до 34 ± 4 %).

На рисунке 2а представлено металлографическое изображение спекенного образца. Качественно для всех образцов структура одинаковая. Наблюдаются аустенитные неравноосные зерна неправильной формы с неровными краями с большим количеством двойников. При добавлении карбида титана структура остается аустенитной, но сильно уменьшается размер зерна.

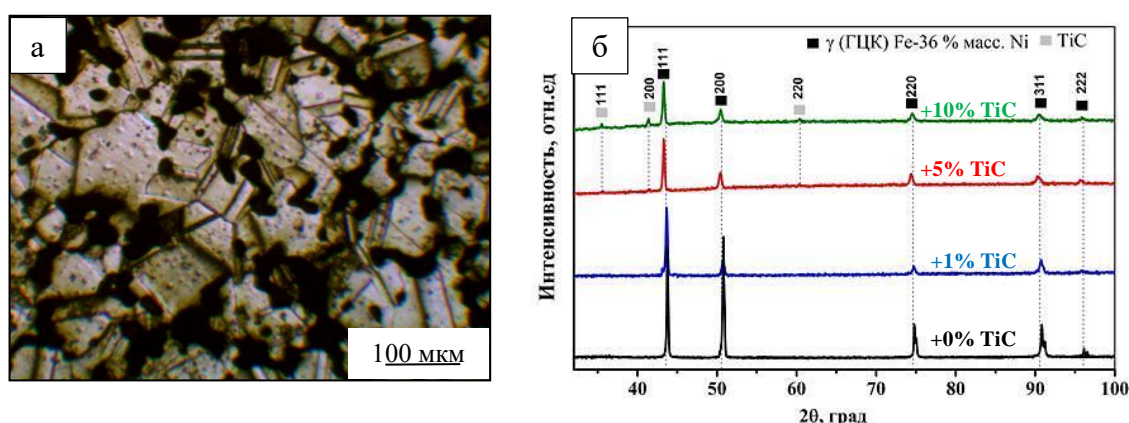


Рисунок 2 – а) Микроструктура спекенных образцов; б) совмещённая рентгенограмма образцов для четырех образцов

На рисунке 2б представлена совмещённая рентгенограмма образцов для четырех образцов. Видим, что основные пики γ -фазы у всех образцов совпадают. Значительных

расширений не наблюдаются. Так же видно, что пики карбида титана проявляются только для образцов с содержанием 5 и 10 %.

Несмотря на пористость, твёрдость образцов при добавлении карбида титана значительно возрастает, при чём, чем больше содержание карбида в образце, тем больше его твёрдость. Твёрдость инвара после введения 10% карбида увеличилась почти в 3 раза. Сравнивая с твёрдостью порошкового инвара, упроченного другим способом, можем видеть, что наш способ является более эффективным.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-48-700039 р_а.

Список литературы

1. Фадин В.В., Колубаев А.В. и др. Композиты на основе карбида титана, полученного методом технологического горения / Перспективные материалы, 2011, №11, С. 91-96
2. Григорьев М.В., Молчунова Л.М. и др. Влияние механической обработки на структуру и свойства порошка нестехиометрического карбида титана / Известия ВУЗ. Физика, 2013, Т.56, № 7/2, С. 206-210
3. Чукин М.В., Голубчик Э.М., Гун Г.С. Исследование физико-механических свойств и структуры высокопрочных многофункциональных сплавов инварного класса нового поколения // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2014. – N 1. – С. 43–47.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ФОРМОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА Порошковой стали 04X14H

ДАЙ ШУАЙ¹, КЭ ДУН²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Шэньянский политехнический университет

E-mail: shuay1@tpu.ru

В настоящее время большое внимание уделяется развитию высоких технологий для мало- и безотходных производств изделий. В первую очередь к ним относятся технологии, берущие начало от порошковой металлургии, например, аддитивные технологии. При производстве деталей методами порошковой металлургии большое влияние на качество изделий оказывает способ формования: одноосное прессование, прессование с пластификатором и т.п. В связи с этим изучение структуры и свойств порошковых сталей, полученных разными способами формования, является интересным и имеет практическую значимость, т.к. результаты могут быть использованы для разработки технологии получения компактных изделий [1, 2].

В связи с этим, целью данной работы является исследование влияния способа формования на структуру и свойства порошковой стали 04X14H.

Для этого были исследованы пять образцов порошковой стали 04X14H, полученных разными способами формования (без связующего, с воском и с «полипропилен - воск») и дальнейшим спеканием при температуре 1380°C в течение 6 часа.

Исследования показали, что добавление пластификатора влияет на плотности спеченного образца. С увеличением доли полипропилена в связующем фидстока, плотность и усадка спеченных образцов становятся меньше.

Таблица 1 – Усадка образцов, %

Параметр	Образцы				
	0	В	30ПП	35ПП	65ПП
h	4	11	10	10	9
D	8	12	12	12	12
V	14	30	29	28	27

Большая доля полипропилена в связующем приводит к росту пористости. Наименьшее значение пористости имеет образец 0, (6 %). Образец, полученный из фидстока с воском, имеет больше значение пористости чем образец 0 (9 %). Самую высокую пористость имеют образцы, полученные из фидстока со связующим «полипропилен-воск» (12-15 %).

Таблица 2 – Значения пористости спеченных образцов стали 04Х14Н, %

Образцы	Изображение			Среднее значение
	1	2	3	
0	6	5	6	6
В	9	9	9	9
30ПП	13	13	11	12
35ПП	12	14	12	13
65ПП	15	14	15	15

Видно, структура образца 0 и образца В представляет собой феррит (рисунок 1, а и б). Добавление в связующее полипропилена привело к появлению карбидных областей (рисунок 1, в, г, д) в структурах спеченных образцов 30ПП, 35 ПП и 65 ПП. Интересно, что карбиды расположены у крупных пор или скопления мелких пор. Большая доля полипропилена в связующем приводит к уменьшению среднего размера зерна.

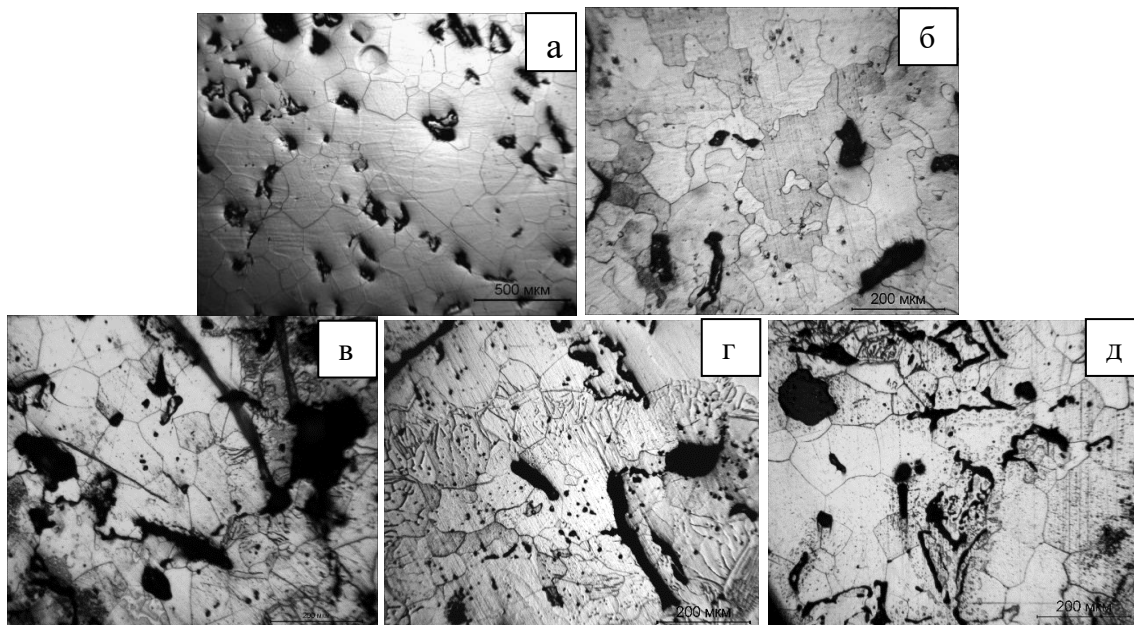


Рисунок 1 – Структура спеченного образца: а - образец 0, б - образец В, в - образец 30ПП, г - образец 35ПП, д - образец 65ПП

Наибольший средний размер зерна имеет образец 0. Образцы, полученные из фидстока со связующим «полипропилен-воск», имеют больше средний размер зерна чем образец В.

Таблица 3 - Микротвердость исследуемых образцов, МПа

измерение образец	1	2	3	4	5	H _{μср} , МПа
0	1148	1220	1196	1130	1136	1166
В	1061	1047	1095	1030	1075	1062
30ПП	1369	1449	1355	1355	1369	1372
35ПП	1355	1449	1426	1498	1355	1417
65ПП	1498	1473	1310	1290	1449	1404

Таким образом, добавление пластификатора влияет на плотность спеченной стали 04Х14Н. С увеличением доли полипропилена в связующем, плотность, усадка спеченных образцов становятся меньше, соответственно, пористость также повышается. Добавление полипропилена в связующее приводит к уменьшению среднего размера зерна. Добавление полипропилена приводит к росту значения микротвёрдости спеченных образцов стали 04Х14Н.

Список литературы

1. Сибилёв А.В., Мишин В.М. Влияние пористости порошковой стали на характеристики хладноломкости // Современные наукоемкие технологии. – 2013. – № 3. – С. 72-72; URL: <https://www.top-technologies.ru/ru/article/view?id=31518> (дата обращения: 05.05.2017).
2. Калашникова О.Ю., Гуляев И.А., Довгань Е.И. Возможность снижения пористости сталей из частично-легируемого железного порошка // Металлург. – 2004.

ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА

Ю.А. КОРОБОВ^{1,3}, С.О. МОРОЗОВ¹, Е.И. КОРЗУНОВА¹, С.Х. ЭСТЕМИРОВА²

¹ Уральский федеральный университет, УрФУ, Екатеринбург, Россия

² Институт металлургии, Екатеринбург, Россия

³ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

E-mail: korzunova1996@gmail.com

Изучены фазовые превращения, протекающие в процессе кристаллизации и последующего термического и деформационного воздействий при объёмном и поверхностном нагружении в опытном среднеуглеродисто-хромистом сплаве 50Х18. Показано, что сплав обладает высокой способностью к интенсивному упрочнению в процессе локального деформационного воздействия и хорошей абразивной износостойкостью, которые обусловлены диссипативной гетерофазной структурой в наплавленном состоянии, содержащей метастабильный аустенит, δ-феррит и мартенсит, и обладающей ТРИП-эффектом [1–3].

С помощью рентгеноструктурного и трансмиссионного электронно-микроскопического анализов показано, что образцы, изготовленные из сварного шва, выполненного из металла химического состава, соответствующего сплаву 50Х18, имеют в наплавленном (исходном) состоянии трёхфазный фазовый состав – δ-феррит, аустенит с низкой энергией дефектов упаковки (примерно в равном количестве) и мартенсит, рисунок

1. Аустенит метастабилен и в процессе квазистатического и динамического нагружения и абразивного изнашивания превращается в мартенсит деформации на рабочей поверхности. Определены параметры кристаллической решётки присутствующих фаз

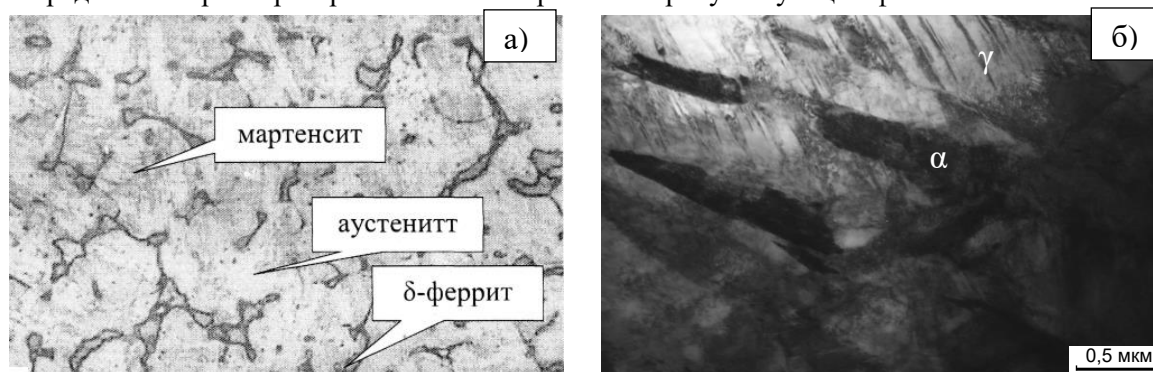


Рисунок 1 - Микроструктура (а) и тонкая структура (б) образца наплавленного сплава 50X18 на расстоянии 2 мм от поверхности $\times 400$

Сплав 50X18 имеет сравнительно низкий температурный интервал мартенситного превращения, которое протекает в сравнительно небольшом объёме и в процессе кристаллизации сварного шва сопровождается ТРИП-эффектом и способностью к релаксации напряжений, в результате чего формируется пониженный уровень макронапряжений, снижающий опасность образования холодных трещин в сварном шве.

С помощью дилатометрических и магнитометрических измерений показано, что для получения перспективной структуры сплава, обладающей повышенным количеством деформационно-нестабильного остаточного аустенита и высокопрочного углеродистого мартенсита, необходимо использовать ускоренное охлаждение в процессе наплавки и термической обработки.

Список литературы

1. Богачёв И.Н. Кавитационное разрушение и кавитационно-стойкие сплавы. М.: Металлургия, 1972. – 189 с.
2. Филиппов, М.А. Стали с метастабильным аустенитом. / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский – М.: Металлургия, 1988. – 257 с.
3. Чейлях А.П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. Харьков: Харьковский ФТИ, 2003. 212 с.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

Е.А. СМАГИРЕВА, Е.И. КОРЗУНОВА, М.А. ГЛЕБОВА, М.А. ФИЛИППОВ

Уральский федеральный университет имени Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

E-mail: korzunova1996@gmail.com

Одно из направлений решения актуальной проблемы повышения абразивной износостойкости машин горно-металлургической и нефтедобывающей промышленности состоит в использовании метастабильного аустенита как диссипативной структуры со способностью к интенсивному упрочнению при фрикционном воздействии [1,2]. Разработаны метастабильные аустенитные стали (МАС), применение которых для бронифутеровочных плит рудоразмельных мельниц позволило повысить их износостойкость в 1,5 раза и сопротивление расклепыванию в условиях ударно-абразивного изнашивания по сравнению со стабильной аустенитной стали 110Г13Л [3], однако

возможности использования метастабильного остаточного аустенита в сталях перлитного класса для повышения их износостойкости мало изучены.

В данной работе проанализировано поведение остаточного аустенита после различных режимов термической обработки в условиях абразивного изнашивания в хромисто-углеродистых износостойких сталях перлитного класса – 150ХНМЛ и 70ХГМЛ. Показаны особенности формирования фазового состава и тонкой структуры фаз на рабочей поверхности образцов после высокотемпературной закалки и их влияние на абразивную износостойкость.

Повышение температуры закалки от 900 до 1170 °С приводит к образованию значительного количества углеродистого метастабильного остаточного аустенита (до 30–80 %), превращение которого в мартенсит происходит на поверхности изнашивания, что вызывает сильное упрочнение рабочей поверхности (микротвёрдость рабочей поверхности обеих изученных сталей после изнашивания достигает значений $HV_{50} = 10,5–11$ ГПа.и как следствие повышение абразивной износостойкости, несмотря на снижение их начальной твёрдости после закалки.

Электронно-микроскопическое исследование тонкой структуры рабочей поверхности образцов стали 150ХНМЛ после абразивного изнашивания показало, что деформация в процессе изнашивания происходит не только по механизму скольжения с увеличением плотности дислокаций, но и путём механического множественного двойникования. Наряду с двойниками деформации на рабочей поверхности при прохождении твёрдых частиц абразива образуются группы параллельных микрокристаллических и нанокристаллических кристаллов мартенсита деформации.

На рисунке 1 показаны электронные микрофотографии фольги от рабочей поверхности образцов стали 150ХНМЛ после закалки от 1170 °С в масло, электрополировки и однократного фрикционного воздействия по закреплённому абразиву на рабочей поверхности изнашивания. Расшифровка микродифракционной картины от этого участка фольги и рассмотрение темнопольного показало, что группы параллельных дисперсных кристаллов мартенсита, которые на два-три порядка меньше по ширине и длине кристаллов мартенсита охлаждения в этой стали и очевидно представляют собой образовавшиеся в закономерном порядке параллельные кристаллы мартенсита деформации нанокристаллического масштаба при прохождении твёрдых частиц абразива

Кристаллы мартенсита, образующиеся при трении абразивных частиц, имеют размеры в несколько десятков нанометров, что можно объяснить размером и глубиной внедрения частиц абразива до уровня поверхности фольги. Общей характерной особенностью морфологии и распределения мартенсита трения на рабочей поверхности двух исследуемых сталей является их параллельное расположение на определённом расстоянии друг от друга на поверхности треков от движения частиц абразива.

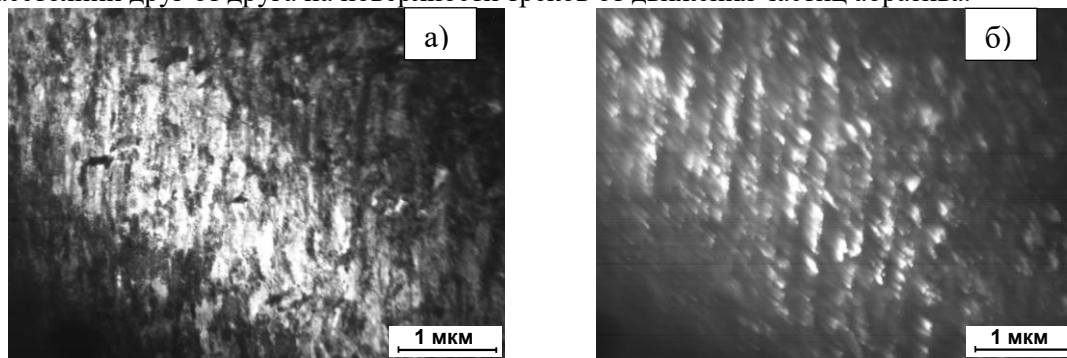


Рисунок 1 - Электронные микрофотографии фольги от рабочей поверхности образцов стали 150ХНМЛ после закалки от 1170 °С в масло, электрополировки и однократного фрикционного воздействия по закреплённому абразиву на рабочей поверхности изнашивания. Светлопольное (а), темнопольное (б) изображения

Формирующаяся на рабочей поверхности сталей перлитного класса – 70ХГМЛ и 150ХНМЛ после высокотемпературной закалки и первых циклов фрикционного воздействия микро- и нанокристаллическая диссипативная вторичная структура с чередующимися кристаллами аустенита и мартенсита, обладает способностью к релаксации напряжений в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, высокой склонностью к фрикционному упрочнению и абразивной износостойкостью. Такая структура с чередующимися нанокристаллическими участками мартенсита и остаточного аустенита представляет собой синергетическую систему, сохраняющую способность к воспроизводству при повторяющихся циклах абразивного изнашивания рабочей поверхности, когда достигается критический уровень сдвиговых напряжений в участках аустенита и их срез, на дне царапин образуются новые ряды кристаллов мартенсита и поддерживается высокий уровень упрочнения рабочей поверхности

Таким образом, дополнительным резервом повышения абразивной износостойкости сталей перлитного класса – 70ХГМЛ и 150ХНМЛ – служит высокотемпературная закалка с образованием в структуре метастабильного аустенита.

Максимальная износостойкость при абразивном изнашивании достигается после высокотемпературной закалки сталей (1170 °С) в масле, формирующей мартенситную структуру с метастабильным аустенитом в количестве 30–80%, превращающимся в мартенсит на рабочей поверхности при изнашивании с высокой способностью к фрикционному упрочнению.

Абразивная износостойкость стали 70ХГМЛ с такой микроструктурой на 40 %, а стали 150ХНМЛ – в 3 раза превышает абразивную износостойкость стали 110Г13Л.

Список литературы

1. Счастливцев В.М., Филиппов М.А. Роль принципа метастабильности аустенита Богачева-Минца при выборе износостойких материалов // МиТОМ. 2005. № 1 (595). С. 6-9.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б. и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на химический состав, структуру и трибологические свойства высокоуглеродистой стали // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 110, № 5. С. 530-544.
3. Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.Н. Износостойкие стали для отливок // М.:Металлургия. 2009. 358 с.

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МИКРОТВЕРДОСТИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Г.Г. МАЙЕР, В.А. МОСКВИНА, Е.Г. АСТАФУРОВА

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: galinazg@yandex.ru

Исследования последнего десятилетия показали, что методы интенсивной пластической деформации (ИПД) являются эффективным способом улучшения физико-механических свойств материалов [1,2]. В качестве перспективных материалов для развития методов ИПД могут быть использованы высокоуглеродистые и высокоазотистые аустенитные стали с суммарной концентрацией $C+N > 0,7$ мас.%. Азотирование дает возможность создавать сплавы с лучшими по сравнению с характерными для традиционных углеродистых сталей физико-механическими и технологическими свойствами. Ввиду ограниченного числа работ [3-5], посвященных исследованиям структуры высокоазотистых аустенитных сталей после деформации методами ИПД, детальные исследования фазового

состава, микроструктуры и микротвердости высокоазотистых сталей при деформации методом кручения под высоким давлением (КВД) обладают новизной и актуальностью.

Для исследования использовали поликристаллы высокоазотистых аустенитных сталей Fe-23Cr-19Mn-0,2C-0,5N (мас.%) (0V-сталь), Fe-18Cr-23Mn-2,5V-0,3C-0,8N (мас.%) (2,5V-сталь). Образцы для деформации методом КВД вырезали в форме дисков диаметром 10 мм и толщиной 0,7 мм и закаливали в воду после выдержки при $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 часа. Закаленные образцы подвергали деформации (КВД, 6 ГПа) при комнатной температуре на $N=0$ (осадка), $N=1/4$, $N=1/2$ и $N=1$ оборот.

На основе данных рентгеноструктурного анализа, показано, что параметр решетки стали после КВД, изменяется слабо (0,363 нм), это свидетельствует о неизменной концентрации атомов внедрения в твердом растворе при деформации. Характер рентгенограмм указывает на формирование разориентированных поликристаллических структурных состояний – после деформации наблюдали уменьшение интенсивности, уширение и смещение рентгеновских линий. В образцах 0V-стали на рентгенограммах наблюдали отражения, соответствующие аустениту и δ -фазе (~5%), в 2,5V-стали после КВД также наблюдали отражения, соответствующие карбонитридам на основе Cr и V.

Значения микродеформации кристаллической решетки составляли $\Delta d/d=4,0 \times 10^{-4}$ в исходном состоянии, и они возросли на порядок до $5,0 \times 10^{-3}$ после КВД на один полный оборот независимо от состава стали. Размеры областей когерентного рассеяния с ростом степени деформации уменьшились от ~ 80 нм в исходных состояниях до ~ 15-25 нм после одного оборота КВД. На рентгенограммах обнаружено смещение рентгеновских линий после КВД, которое свидетельствует о возрастании концентрации дефектов упаковки (до 4 % в 0V-стали и до 1,5 % в 2,5V-стали после осадки и до 10 % и 7% после одного оборота КВД для 0V, 2,5V сталей, соответственно) и росте остаточных напряжений (от 80 МПа в исходных состояниях до 1000 МПа после одного оборота КВД) в структуре исследуемых сталей при увеличении степени деформации. Методом просвечивающей микроскопии установлено, что при кручении под высоким давлением в исследуемых сталях формируется разориентированная поликристаллическая структура с высокой плотностью дислокаций и двойников деформации.

На рисунке 1 представлены значения микротвердости сталей в зависимости от степени деформации при КВД. В закаленных состояниях микротвердость составляла 3,0 ГПа для 0V-стали и 4,1 ГПа для 2,5V-стали. Ввиду того, что концентрация атомов внедрения в твердом растворе в исследуемых сталях после КВД близка, различия в значениях микротвердости обусловлены различиями в деформационной микроструктуре исследуемых сталей, а также вызваны дисперсионным твердением в результате легирования 2,5V-стали ванадием.

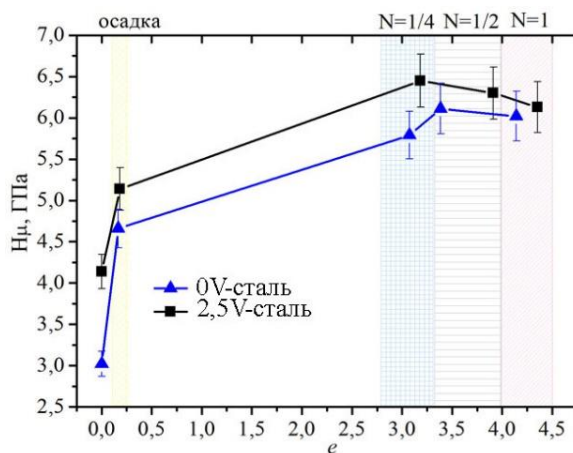


Рисунок 1 - Зависимость значений микротвердость (середина радиуса) от степени деформации (числа оборотов) при КВД исследуемых сталей

КВД приводит к повышению значений микротвердости на середине радиуса дисков по сравнению с исходными состояниями. Изменение микротвердости со степенью деформации происходит немонотонно – на начальных этапах деформирования она изменяется быстрее, а затем выходит на насыщение. Наибольшие значения микротвердости достигаются после $N=1/4$ (6,5 ГПа) для 2,5V-стали и после $N=1/2$ (6,0 ГПа) для 0V-стали, рисунок 1. Высокие значения микротвердости образцов исследуемых сталей после КВД связаны с комплексным эффектом твердорастворного упрочнения, субструктурного упрочнения и дисперсионного твердения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-2086.2019.8) на 2019-2020 гг.

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы, М.: ИКЦ Академкнига. 2007. – 400 с.
2. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications//Prog. Mater. Sci. –2008. V.53. pp. 893–979.
3. Gavriljuk V., Berns H. High nitrogen steels. Springer-Verlag Berlin Heidelberg 1999. p 378.
4. Dong F.Y., Zhang P., Pang J.C. et al. Strength, damage and fracture behaviors of high-nitrogen austenitic stainless steel processed by high-pressure torsion// Scr. Mater. – 2014. –V 96. – p.5-8.
5. Макаров А.В., Лучко С.Н., Шабашов В.А. и др. Структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой аустенитной стали, деформированной сдвигом под давлением//ФММ. – 2017. – Т.118. №1. – Р. 55-68.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ VN И MWCNT НА ПОЛИМОРФНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МАТРИЦЕ γ -TZP ПРИ РАЗРУШЕНИИ

И.П. МАРТЫШИНА¹, А.С. БУЯКОВ^{1,2,3}, Д.А. ТКАЧЕВ¹

¹Томский государственный университет

²Томский политехнический университет

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: irinaerofeva1995@mail.ru

Керамические материалы находят широкое применение в различных областях науки и техники. Большинство керамик на основе оксидов, боридов и карбидов металлов существенно превосходят конструкционные стали по прочности и стойкости к высоким температурам и химически-агрессивным средам. Тем не менее, низкая вязкость разрушения и сопротивление распространению трещин ограничивают применение керамических материалов в условиях ударных, или циклических нагрузок.

Основным подходом к увеличению трещиностойкости керамик является их армирование высокомодульными частицами, например углеродными нанотрубками. Прирост трещиностойкости в данном случае происходит за счет затрат энергии распространяющейся трещины на работу трения при вытягивании нанотрубок, возникающих на её пути.

Иным способом повышения вязкости разрушения керамической матрицы является организация условий реализации так называемого механизма Кука-Гордона, заключающегося в рассеивании энергии фронта трещины на относительно слабых межфазных границах матрица-включение. Основным условием реализации этого механизма является пятикратная разница, между модулем упругости матрицы, и низко модульного включения [1]. В работах [2, 3] было показано, что введение низко модульных частиц

гексагонального нитрида бора (h -BN) в матрицу стабилизированного оксидом иттрия диоксида циркония (Y-TZP) в количестве 0.25 мас. % приводят к существенному приросту трещиностойкости.

Однако остается открытым вопрос вклада трансформационного упрочнения Y-TZP на трещиностойкость композита. Известно, что стабилизированный в тетрагональной модификации диоксид циркония способен испытывать мартенситное превращение в моноклинную модификацию под действием напряжений, в том числе, возникающих во фронте распространяющейся трещины. Моноклинная модификация диоксида циркония обладает меньшей прочностью и модулем упругости, чем тетрагональная, что приводит к рассеиванию энергии трещины и постепенной её остановке.

Целью данной работы являлось оценить влияние частиц MWCNT и h -BN на реализацию мартенситного тетрагонально-моноклинного превращения в Y-TZP керамике.

В работе исследованы керамические композиционные материалы на основе Y-TZP с армирующими включениями h -BN, MWCNT и h -BN и MWCNT одновременно в количестве до 5 мас. %. Керамики получены путем смешивания исходных порошковых составов в шаровой мельнице в среде этанола и последующего горячего прессования при температуре 1800 °C в защитной атмосфере аргона. Давление прессования составляло 40 МПа.

Для исследования реализации мартенситного тетрагонально-моноклинного превращения в композите на основе Y-TZP керамические образцы подвергались сжатию до разрушения в универсальной испытательной машине DevotransGP. Доля моноклинной фазы оценена с помощью рентгеноструктурного анализа по интенсивности рефлексов тетрагональной и моноклинной фаз диоксида циркония.

На рисунке 1 показаны зависимости процентного содержания моноклинной фазы на поверхности разрушения керамического композита. Поскольку анализ фазового состава полированной поверхности образцов керамики Y-TZP не выявил присутствия моноклинной модификации диоксида циркония, то следует считать, что вся моноклинная фаза на поверхности разрушения является результатом мартенситного превращения во фронтальной зоне распространяющейся трещины.

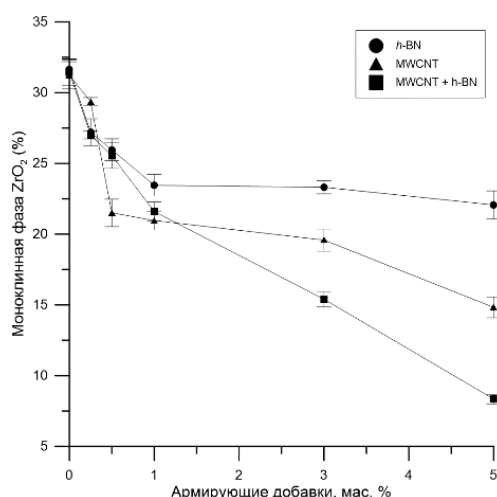


Рисунок 1 – Зависимость доли моноклинной фазы ZrO₂ на поверхности разрушения от количества армирующих включений h -BN и MWCNT

Согласно полученным данным, мартенситное превращение ZrO₂ имело место как в керамике Y-TZP, так и в керамике, содержащей включения h -BN и MWCNT. Однако объемная доля моноклинной фазы диоксида циркония в керамике уменьшалась с увеличением объемной доли армирующих включений. Уменьшение объемной доли моноклинной фазы диоксида циркония, образовавшейся при разрушении, может быть

связано с наблюдаемым для Y-TZP композитов уменьшением размера зерна тетрагональной фазы диоксида циркония [4].

Таким образом, показано, что введение армирующих частиц *h*-BN и MWCNT в Y-TZP матрицу позволяет создать условия для возникновения эффекта трансформационного упрочнения путем тетрагонально-моноклинного фазового превращения, что одновременно с реализацией механизма Кука-Гордона и упрочнения с помощью высокомолекулярных углеродных нанотрубок может стать основной для создания толерантных к дефектам структур в керамиках и получить принципиально новый класс материалов, способных к длительной эксплуатации в экстремальных условиях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00304

Список литературы

1. Cook J., Gordon J.E., Evans C.C., Marsh D.M. A Mechanism for the Control of Crack Propagation in All-Brittle Systems. Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci, The Royal Society, 1964, T. 282, № 1391, С. 508–520.
2. Буяков А. С., Мировой Ю. А., Буякова С. П. Влияние низкомолекулярных включений BN на свойства Y-TZP керамики //Перспективные материалы. – 2019. – №. 4. – С. 49-56.
3. Lei Chen, Yihe Huang, Yujin Wang, Haifeng Shen, Jiancun Rao, Yu Zhou // Effect of ZrO₂ content on microstructure, mechanical properties and thermal shock resistance of (ZrB₂3Y-ZrO₂)/BN composites. Materials Science & Engineering. 2013, no. 573, pp. 106–110.
4. Mazaheri M., Simchi A., Golestani-Fard F. // Densification and grain growth of nanocrystalline 3Y-TZP during two-step sintering. Journal of the European Ceramic Society. 2008, T. 28, №. 15, pp. 2933-2939.

МЕТОД ПРЯМОГО ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ДИОКСИДА ТИТАНА

Д.А. НАНЗАНОВ, Ю.Н. ВЫМПИНА

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: dnanzanov@yandex.ru

В наши дни диоксид титана TiO₂ является широко известным сорбентом и фотокатализатором. Помимо таких свойств, как низкая стоимость, химическая стабильность и механическая устойчивость, диоксид титана обладает каталитической активностью и нетоксичностью. Порошок диоксида титана используется в радиоэлектронной промышленности, медицине, в частности, для очистки воды и воздуха.

В последнее время возрос интерес к получению наноразмерных порошков диоксида титана. Уменьшение размера частиц позволяет увеличить площадь удельной поверхности материала и уменьшает расстояние до зоны поверхностной реакции [1-3]. Это позволяет увеличить число реакций, происходящих на поверхности частиц, и ведет к лучшему разделению электронно-дырочных пар [4].

В данной работе рассмотрен новый способ получения ультрадисперсного порошка диоксида титана методом плазмодинамического синтеза (ПДС). Преимуществами представленного метода является его быстроедействие (время протекания процесса 10⁻³с), отсутствие необходимости в предварительной подготовке материала и его одностадийность. Помимо этого, метод является безопасным и экологически чистым.

Процесс синтеза основан на генерации высокоскоростной низкотемпературной электроэрозионной плазмы с использованием импульсного сильноточного высоковольтного

коаксиального магнитоплазменного ускорителя (КМПУ). Источником питания является система конденсаторных батарей, объединенных в один секционированный емкостной накопитель энергии (ЕНЭ) с максимальной емкостью $C_{зар}=28,8$ мФ и зарядным напряжением до $U_{зар}=5$ кВ.

Принцип проведения эксперимента заключается в следующем. Производится зарядка ЕНЭ до необходимого значения напряжения, затем при замыкании силовых ключей по контуру установки начинает протекать нарастающий ток, который при достижении своего критического значения создает дуговой разряд, в основании ускорительного канала (УК) происходит формирование плазменной структуры. По мере движения плазмы происходит электроэрозионный износ поверхности УК, что ведет к наработке основного материала – титана. Полученный эродированный материал поступает в герметичный объем камеры-реактора, наполненного смесью газа кислород/аргон (O_2 / Ar). Эксперимент проводился при следующих параметрах установки: $C_{зар}=28,8$ мФ, $U_{зар}=5$ кВ, длина и диаметр ствола $l_{ук} = 230$ мм, $d_{ук} = 12$ мм, давление в камере $P=1$ атм, соотношение $O_2/Ar - 1:1$.

Исследование синтезированного продукта было произведено методом рентгеновской дифрактометрии с помощью дифрактометра Shumadzu XRD 7000S, (CuK_{α} -излучение). Кристаллические фазы диоксида титана были определены с помощью программы «PowderCell2.4». Полученные результаты были сопоставлены с карточками из базы данных «PDF4+».

Синтезированный материал представляет собой порошок, содержащий 2 структурные модификации диоксида титана: анатаз и рутил с тетрагональной сингонией. Небольшое отклонение параметров решетки структурных фаз от данных указанных в базе данных «PDF4+» можно объяснить высокой динамикой процесса плазодинамического синтеза. Из рентгенофазового анализа видно, что в продукте преобладает фаза анатаза с процентным содержанием 61,7%, в рутиле же - 38,3%. Подробные данные представлены в таблице 1.

По данным дифрактометрии можно наблюдать небольшое уширение пика в зоне 53,8-54,5 град. Тем не менее, разделение на 2 фазы прослеживается довольно отчетливо.

Таблица 1 – Данные рентгенофазовой дифрактометрии

Фаза	Содержание, % (масс.)	$\Delta d/d \cdot 10_3$	Параметры решетки, Å
$aTiO_2$ (анатаз)	61,7	1,347	a:3,7844/3,7852 c:9,5024/9,5139
$rTiO_2$ (рутил)	38,3	0,269	a:4,5920/4,5933 c:2,9578/2,9592

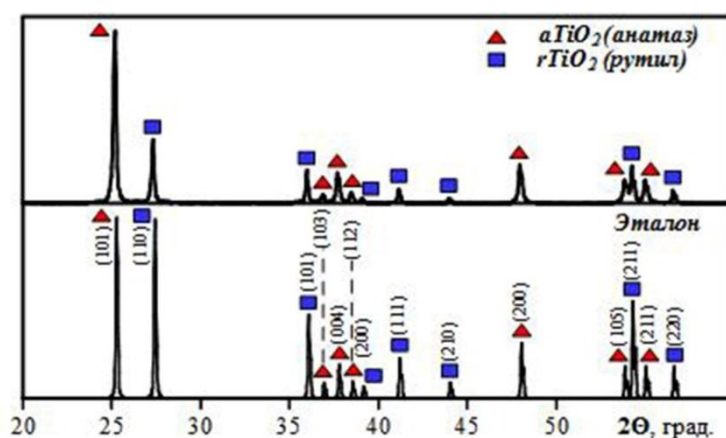


Рисунок 1 – XRD-картина продукта ПДС и эталоны карточек

Дополнительно было произведено исследование продукта ПДС посредством сканирующей электронной микроскопии (SEM). Выявлено, что в основном частицы имеют сферическую форму, при этом большая часть из них имеет размеры менее 100 нм, что может свидетельствовать о наноразмерности продукта.

Результаты данной работы позволяют подтвердить возможность получения мелкодисперсного порошка диоксида титана методом прямого плазмодинамического синтеза. В синтезированном продукте было выявлено наличие двух структурных модификаций TiO_2 . Получены частицы размером менее 100 нм, что подтверждает наноразмерность синтезируемого материала. Неравновесность и высокая динамичность процесса прямого плазмодинамического синтеза приводит к формированию дефектов в кристаллической структуре частиц, о чем свидетельствуют отличия в параметрах решетки идентифицированных фаз от стандартных значений.

Список литературы:

1. Lee B. et al. All-solid-state dye-sensitized solar cells with high efficiency // Nature. – 2012. – Vol. 485. – №. 7399. – P. 486.
2. Huang H. H. et al. Osteoblast-like cell initial adhesion onto a networkstructured titanium oxide layer // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 51. – №. 11. – P. 1017-1021.
3. Lilja M. et al. Photocatalytic and antimicrobial properties of surgical implant coatings of titanium dioxide deposited though cathodic arc evaporation // Biotechnology letters. – 2012. – Vol. 34. – №. 12. – P. 2299-2305.
4. Anandan S., Ikuma Y., Niwa K. An overview of semi-conductor photocatalysis: modification of TiO_2 nanomaterials // Solid State Phenomena. – Trans Tech Publications. – 2010. – Vol. 162. – P. 239-260.

ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ ПЛАСТИФИКАТОРОВ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА РЕЗИН НА ОСНОВЕ БУТАДИЕН-НИТРИЛЬНОГО КАУЧУКА

В.В. ПАВЛОВА, М.Д. СОКОЛОВА

Институт проблем нефти и газа СО РАН ФГБУН ФИЦ ЯНЦ СО РАН

E-mail: pavvaleriya-55@mail.ru

Одним из важнейших методов модификации полимеров является пластификация. Суть ее состоит в изменении свойств полимеров путем введения в них добавок низкомолекулярных веществ – пластификаторов, изменяющих вязкость системы, гибкость молекул, подвижность надмолекулярных структур.

В Российской промышленности долгое время самыми распространенными пластификаторами были сложные эфиры на основе спиртов и фталевой кислоты - фталаты. Типичный представитель из этого класса – диоктилфталат (ДОФ). Он занимает ведущую позицию на российском рынке среди промышленных пластификаторов. Хорошо совмещается с каучуками, и обеспечивает необходимые физико-механические и диэлектрические свойства резинам. Однако он имеет повышенную летучесть и ухудшает огнестойкость резин. Морозостойкость резин обеспечивается лишь до -40°C [1].

В настоящее время применение ДОФ в Европе снижено в связи с негативным влиянием на организм человека. Поэтому одной из актуальных задач является поиск альтернативы данному пластификатору. В связи с этим, представляет интерес заменить ДОФ в рецептуре стандартной резиновой смеси на диоктилтерефталат (ДОТФ) и исследовать его влияние на эксплуатационные свойства резин.

Правильный выбор типа и марки каучука в значительной мере определяет срок эксплуатации изделия. Одним из каучуков специального назначения, который сочетает высокую маслбензостойкость и удовлетворительную морозостойкость является бутадиен-

нитрильный каучук марки БНКС-18 АМН. Содержание пластификаторов варьировали от 0 до 20 масс.ч на 100 масс.ч каучука.

Данные таблицы 1 показывают, что все исследуемые пластификаторы обеспечивают необходимые физико-механические свойства резины. С увеличением содержания пластификатора в резинах наблюдается снижение прочностных показателей. Предполагается [2], что при введении небольших количеств пластификатора возникает упорядоченность молекул, что и вызывает повышение жесткости полимера. Дальнейшее увеличение количества пластификатора не приводит к упорядочению структуры полимера: жесткость уменьшается, прочность снижается. Также, на изменение прочности влияет химическое строение пластификатора (ДОФ и ДОТФ являются структурными изомерами), что обуславливает меньшую разницу в значениях прочности резин. Показано, что резины, пластифицированные ДОТФ, имеют более высокие значения относительного удлинения, чем резины, пластифицированные ДОФ.

Одним из основных назначений пластификаторов является улучшение низкотемпературных свойств, которые можно оценить с помощью коэффициента морозостойкости. Так, коэффициент морозостойкости при -30°C и -40°C у резин с пластификаторами значительно выше по сравнению с резиной без содержания пластификатора. При -40°C коэффициент морозостойкости снижается ниже нормативного значения ($K_m=0,2$) у всех резин, кроме резин, содержащих 20 масс.ч. ДОФ и ДОТФ.

При использовании резино-технических изделий в углеводородных средах негативное влияние оказывают диффузионные процессы, в результате которых происходит вымывание пластификаторов из изделий. Наличие в составе резин пластификаторов с более высокой молекулярной массой ($M=390$ г/моль), чем молекулярная масса рабочей жидкости СЖР-3 ($M\sim 266$ г/моль), препятствует набуханию резин, что и показано в табл. 1: степень набухания резин с пластификаторами ниже, чем у резины, в котором не был введен пластификатор. С увеличением содержания пластификатора у резин наблюдается незначительное снижение показателя степени набухания.

Таблица 1 - Физико-механические и эксплуатационные свойства резин на основе БНКС-18АМН с различным содержанием пластификаторов ДОФ и ДОТФ

Материал	f_{100} , МПа	f_p , МПа	ϵ_p , %	K_m при -30°C	K_m при -40°C	Q в среде СЖР-3, %	H, усл. ед.
БНКС-18АМН	4,5	20,0	402	0,22	0,06	12,57	69
БНКС-18АМН +ДОФ 10 м.ч.	1,9	19,4	576	0,27	0,14	6,69	59
БНКС-18АМН +ДОФ 15 м.ч.	1,7	17,1	609	0,32	0,14	6,24	58
БНКС-18АМН +ДОФ 20 м.ч.	1,7	16,9	690	0,35	0,20	4,77	55
БНКС-18АМН +ДОТФ 10 м.ч.	2,2	19,8	633	0,33	0,12	8,37	62
БНКС-18АМН +ДОТФ 15 м.ч.	2,1	17,6	652	0,35	0,13	8,73	61
БНКС-18АМН +ДОТФ 20 м.ч.	1,5	15,7	703	0,38	0,20	4,53	56

f_{100} , МПа – условное напряжение при 100% удлинении; f_p , МПа – условная прочность; ϵ_p , % - относительное удлинение; K_m – коэффициент морозостойкости при растяжении; Q, % - степень набухания в среде СЖР-3 при 70°C в течении 72 часов; H, усл.ед. – твердость по Шору А.

Сравнивая результаты исследований, можно сказать, что ДОТФ являясь структурным изомером ДОФ, обеспечивает более высокие физико-механические и низкотемпературные

свойства, чем ДОФ и может быть рекомендован для его замены. Тем более, ДОТФ считается наиболее экологичным пластификатором.

Список литературы:

1. Барштейн Р.С., Кирилович В.И., Носовский Ю.Е. Пластификаторы для полимеров. – М.: Химия, 1982. – 200 с., ил.
2. Козлов П.В., Папков С.П. Физико-механические основы пластификации полимеров. – М.: Химия, 1982. – 224 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТА В ВИДЕ РАССЛОЕНИЯ НА РЕСУРС МНОГОСЛОЙНОГО КОМПОЗИТНОГО ОБРАЗЦА

А.Н. АНОШКИН¹, П.В. ПИСАРЕВ¹, Д.А. ЕРМАКОВ¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: pisarev85@live.ru

Композиционные материалы находят широкое применение при создании конструкций авиационного назначения. Использование композитов позволяет снизить массу, повысить технологичность и, в некоторых случаях, снизить себестоимость. В процессе эксплуатации детали и узлы самолета подвергаются различного рода динамическим нагрузкам. В результате длительного воздействия динамических нагрузок в композитных конструкциях накапливаются повреждения, которые, в дальнейшем, могут привести к усталостному разрушению [1]. Поскольку существующие методики прогнозирования усталостной прочности разработаны недостаточно [2-3], то разработка методик прогнозирования ресурса многослойных композитных конструкций и исследование факторов, влияющих на долговечность, является актуальной задачей.

Объектом настоящего исследования является многослойный композитный образец, рисунок 1, изготовленный методом автоклавного формования. Состоит из 33 армирующих слоев углепластика со схемой армирования (0/45). Количество слоев в образце выбрано на основании существующих композитных фланцевых соединений в авиационных изделиях. Геометрические размеры образца следующие: длина 170 мм, ширина 35 мм, высота 6,5 мм.



Рисунок 1 - Внешний вид многослойного композитного образца

Для прогнозирования ресурса многослойного образца из ПКМ используется алгоритм, представленный в работе [4]. Алгоритм основан на методе конечных элементов с использованием кинетических уравнений со скалярной функцией поврежденности. Исследуемая многослойная композитная конструкция представляется таким образом, что между каждым ортотропным силовым слоем содержится изотропная клеевая прослойка. Отсюда следует, что в рассматриваемом композитном образце находятся 32 клеевых слоя. Толщина клеевой прослойки равна 10 % от толщины силового слоя. При этом предполагается, что в процессе накопления повреждений разрушение конструкции будет происходить только в клеевых слоях.

Одним из частых типов дефектов при изготовлении слоистых композиционных материалов является расслоение. В работе проводится исследование влияния расположения дефекта в виде расслоения на ресурс многослойного композитного образца. Дефект

располагается в клеевом слое, между армирующими слоями. Рассматривается численное прогнозирование ресурса в программном комплексе ANSYS Mechanical с помощью разработанной авторами программы на APDL.

Задача решалась в упругой трехмерной постановке. Использовалась аналогия консольного закрепления. С одного торца на расстоянии 35 мм выделялись узлы, которым задавалось от краю против Схема гранич:

$$\begin{aligned} U_x &= 0, \\ U_y &= 0, \\ U_z &= 0 \end{aligned}$$

перемещений в направлении осей X, Y, Z: $U_x = 0, U_y = 0, U_z = 0$. К торца задавалось амплитудная знакопеременная нагрузка $U_z = U_z^0$. ий представлена на рисунке 2.

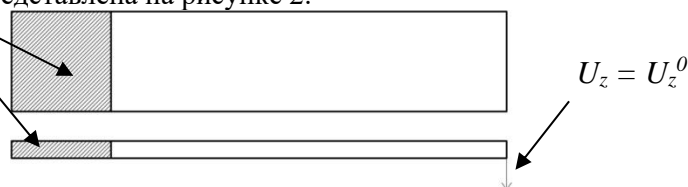


Рисунок 2 - Схема граничных условий

В представленной работе выбран такой способ моделирования расслоения, при котором дефект строится путем редуцирования свойств для группы конечных элементов клевого слоя симметрично относительно ширины образца. При исследовании влияния расположения дефекта на ресурс рассматривается дефект в виде расслоения с длиной 10 мм, шириной 15 мм и высотой, равной толщине клевого слоя. На рисунке 3 представлена конечно-элементная модель и расположение дефекта в клеивом слое.

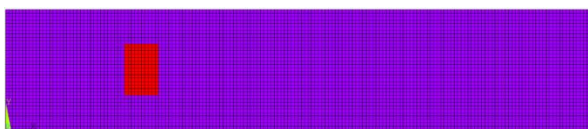


Рисунок 3 - Расположение дефекта в конечно-элементной модели многослойного композитного образца

В качестве параметров исследования выступали расстояние расположения дефекта от торца образца (l) и номер клевого слоя (t). Параметр l принимал следующие значения: 25, 35, 45, 55, 65, 75, 85 (мм). Рассматривались номера клеевых слоев (t): 1, 4, 7, 10, 13, 16, 17, 20, 23, 26, 29, 32. Исходя из количества исследуемых параметров план численных экспериментов включал 91 расчет. В ходе каждого численного расчета определялось количество циклов до разрушения на первом шаге нагружения.

Таким образом, в результате проведенного исследования была получена зависимость ресурса многослойного композитного образца от расположения дефекта в виде расслоения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-48-590129 p_a)

Список литературы

1. Потрахов Н.Н., Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Осокин В.М., Писарев П.В., Пеленев К.А. Расчетно-экспериментальная оценка прочности сегмента композитного шпангоута с применением метода in-situ рентгеновского контроля // Вестник ПНИПУ. Механика. - 2017. - №1.
2. Стрижиус В. Е. Методы приближенных оценок усталостной долговечности типовых элементов композитных авиаконструкций // Научный вестник МГТУ ГА. - 2015. - №211 (1). - с. 23-28.
3. Димитриенко Ю.И., Дубровина А. Ю., Соколов А. П. Моделирование усталостных характеристик композиционных материалов на основе метода асимптотического осреднения и "химического" критерия длительной прочности // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия «Естественные науки». - 2011. - № S3. - с. 34-49.

4. Anoshkin A.N., Pisarev P.V., Ermakov D.A. Numerical prediction of the residual life of a multilayered PCM structure // AIP Conference Proceedings. - 2018. - № 2053. - 040007. - doi:10.1063/1.5084445.

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТА В ВИДЕ РАССЛОЕНИЯ НА РЕСУРС ЗВУКОПОГЛОЩАЮЩЕЙ КОНСТРУКЦИИ С СОТОВЫМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ

А.Н. АНОШКИН¹, П.В. ПИСАРЕВ¹, Д.А. ЕРМАКОВ¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: pisarev85@live.ru

С каждым годом наблюдается расширение областей применения полимерных композиционных материалов. Композиционные материалы активно используются в высоконагруженных узлах авиационной техники. Их использование, по сравнению с металлическими изделиями, позволяет снизить массу, сохраняя параметры прочности и жесткости конструкции.[1] Для снижения уровня шума, возникающего при работе самолета, применяются звукопоглощающие конструкции (ЗПК), изготовленные из полимерных композиционных материалов. В процессе эксплуатации на ЗПК действуют различного рода динамические нагрузки, которые, благодаря подверженности полимерных композиционных материалов к образованию и накоплению межслойных дефектов, могут привести к усталостному разрушению[2]. Поэтому разработка численных методик по прогнозированию ресурса и процесса разрушения композитных конструкций является актуальной задачей.

В данной работе проводится исследование влияния дефекта в виде расслоения на ресурс. Объектом исследования является многослойный ЗПК с сотовым наполнителем, представленный на рисунке 1. ЗПК состоит из двух закрытых обшивок, между которыми расположен сотовый наполнитель. Геометрические размеры следующие: длина 168 мм, ширина 57 мм, высота 20,8 мм. Обшивка состоит из двух армирующих слоев углепластика со схемой армирования (0). Сотовый наполнитель изготовлен из стеклопластика толщиной 0,23 мм и его высота составляет 20 мм.

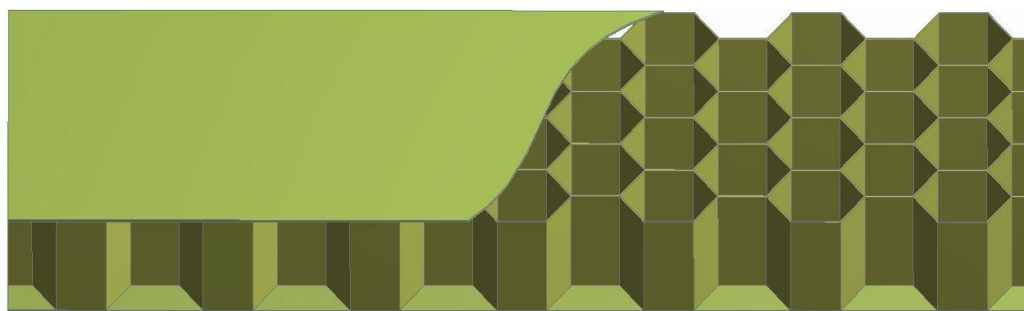


Рисунок 1 - ЗПК с сотовым наполнителем

Для прогнозирования ресурса ЗПК с сотовым наполнителем используется алгоритм, представленный в работе [3]. Алгоритм основан на методе конечных элементов с использованием кинетических уравнений со скалярной функцией поврежденности. Исследуемая многослойная композитная конструкция представляется таким образом, что между обшивкой и сотовым наполнителем содержится изотропная клеевая прослойка. Толщина клеевой прослойки принимается равной 10 % от толщины армирующего слоя углепластика. При этом предполагается, что в процессе накопления повреждений разрушение конструкции будет происходить только в клеевых слоях.

Усталостное разрушение моделировалось в виде разрушения связующего в клеевых слоях. Таким образом моделировалось развитие повреждения типа «расслоение», которое является типичным и характерным видом разрушения данных конструкций, как при эксплуатационной нагрузке, так и при лабораторных испытаниях. Зависимость прочности связующего от уровня циклических нагрузок принималась по экспериментальным данным известным в литературе. Предварительная оценка ресурса работы проводилась по критерию наислабейшего звена.

В работе проводится исследование влияния дефекта в виде расслоения на ресурс ЗПК с сотовым наполнителем. Выполняются численные итерационные расчеты на геометрических моделях ЗПК без дефекта и с наличием дефекта в виде расслоения. Дефект прямоугольной формы располагается в клеевом слое между обшивкой и сотовым наполнителем, рисунок 2. Между обшивкой, клеевым слоем, дефектом и наполнителем идеальный контакт. Численное прогнозирование ресурса проводится в программном комплексе ANSYS Mechanical с помощью разработанной авторами программы на APDL.

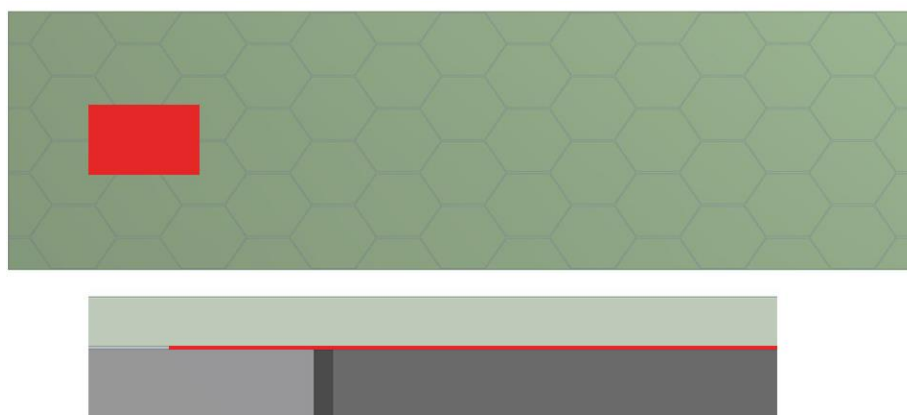


Рисунок 2 - Расположение дефекта в ЗПК с сотовым наполнителем

Численные итерационные задачи решаются в трехмерной постановке. Используется консольное закрепление одного торца ЗПК с сотовым наполнителем. К противоположному торцу задается знакопеременная нагрузка, перпендикулярная плоскости укладки сотового наполнителя. Рассматривается такой способ моделирования расслоения, когда дефект строится путем редуцирования свойств для группы конечных элементов клеевого слоя.

В результате проведенного исследования был определен ресурс для ЗПК с сотовым наполнителем. Выявлено влияние дефекта в виде расслоения на ресурс ЗПК с сотовым наполнителем. Получено описание процессов накопления повреждений и разрушения в структуре рассматриваемой конструкции при циклическом нагружении. Построена и описана кинетика разрушения ЗПК с сотовым наполнителем.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (проект № 18-79-00295).

Список литературы

1. Аношкин А.Н., Захаров А.Г., Городкова Н.А., Чурсин В.А. Расчетно-Экспериментальные исследования резонансных многослойных звукопоглощающих конструкций // Вестник ПНИПУ. Механика. - 2015. - №1. -С.5-20.
2. Anoshkin A.N., Osokin V.M., Tretyakov A.A., Pelenev K.A., Salnikov A.F.. Implication of x-ray diffraction method for non-destructive testing while conducting mechanical laboratory tests // AIP Conference Proceedings. - 2019. - № 2089. - 020002. - doi:10.1063/1.5095731.
3. Anoshkin A.N., Pisarev P.V., Ermakov D.A. Numerical prediction of the residual life of a multilayered PCM structure // AIP Conference Proceedings. - 2018. - № 2053. - 040007. - doi:10.1063/1.5084445.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ФОРМИРОВАНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ И УСКОРЕННЫМИ АТОМАМИ

А.И. ПРИМА*, Р.В. ЗЫРЯНОВА

Томский политехнический университет

* E-mail: aip17@tpu.ru

Развитие космической и атомной промышленности невозможно без конструкционных материалов, способных в течении долгого времени сохранять свои характеристики в условиях высокоэнергетических воздействий. Повреждение кристаллической структуры материалов сопровождается образованием радиационных дефектов (РД), дальнейшая диффузия, миграция и отжиг которых влияет на устойчивость конструкционного материала к высокоэнергетическим воздействиям. Для получения РД в материалах используется высокоинтенсивное облучение, формируемое в ядерных реакторах, или имитационное облучение: электронные, ионные пучки и пучки ускоренных атомов [1]. Целью данной работы является сравнение формирования радиационных дефектов в металлах при облучении ионами и ускоренными атомами.

1. Анализ баланса энергии

При облучении металлической мишени ионами основная часть их кинетической энергии (75-80%) расходуется на возбуждение электронной подсистемы металлической мишени (electronic stopping), а не на формирование радиационных дефектов [2]. В таблице 1 приведены результаты расчета потерь энергии на электронное торможение и образование фононов для иона углерода с энергией 250 кэВ. Расчеты проводили при использовании пакета программ SRIM [3], предназначенного для моделирования формирования РД ионами.

Таблица 1 - Расчет потерь энергии атома углерода с энергией 250 кэВ в разных мишенях

Материал мишени	Потери энергии	
	Эл. торможение	Фононы
Ti	84%	12%
Fe	81%	16%
Zn	77%	19%
Латунь	77%	19%
Cu	78%	19%

Ускоренные атомы не имеют заряда, их энергия расходуется при упругом столкновении с атомами мишени, а не на электронное торможение.

2. Анализ спектра энергии атома отдачи

При упругом столкновении двух атомов – ускоренного атома и атома мишени сохраняются суммарные импульс и энергия сталкивающихся частиц. Энергия, которую получил атом отдачи после столкновения, равна:

$$E_2 = E_0 \frac{4m_1 \cdot m_2}{(m_1 + m_2)^2} \cdot \cos^2 \alpha$$

где m_1 и m_2 – масса ускоренного атома и масса атома мишени. α -угол рассеяния атома мишени, E_0 – начальная энергия ускоренного атома.

Спектр энергии атомов отдачи при облучении мишени моноэнергетичным пучком быстрых атомов будет иметь экстремум, обусловленный снижением энергии атома отдачи с ростом прицельного параметра и ростом при этом вероятности рассеяния. Энергия, которую получил атом отдачи после столкновения с ускоренным атомом, равна:

$$E_2 = E_0 \frac{8\pi m_1 \cdot m_2 \cdot (R_1 + R_2)}{(m_1 + m_2)^2} \cos^2 \alpha \cdot \sin \alpha$$

где R_1 и R_2 – радиусы атома мишени и ускоренного атома.

На рисунке 1 показан энергетический спектр атомов отдачи после поглощения в железной мишени разных атомов с энергией 200 кэВ.

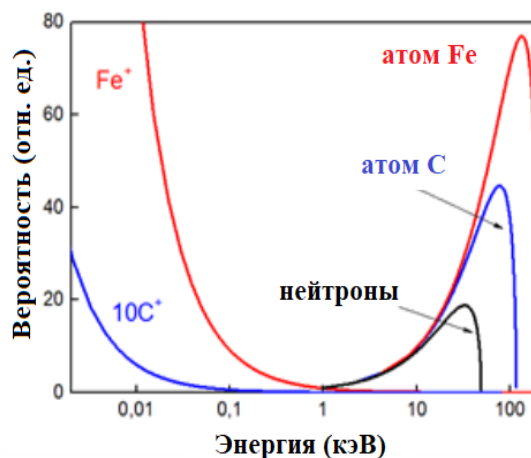


Рисунок 1 - Энергетический спектр атомов отдачи после поглощения различных ионов и атомов с энергией 200 кэВ и нейтронов с энергией 0.71 МэВ в железной мишени

Образование радиационных дефектов ионами происходит при малоугловом рассеянии на атомах мишени за счет их кулоновского взаимодействия, которое отличается от механизма образования дефектов быстрыми атомами. Вероятность рассеяния иона на атомах мишени описывается формулой Резерфорда. Энергия, которую получил атом отдачи после столкновения с ионом, равна:

$$E_2 = \frac{4K}{1 - \cos \theta}; K = \frac{4m_1 \cdot m_2 (4Z_1 \cdot Z_2 \cdot e^2)^2}{E_0 (m_1 + m_2)^2},$$

где Z_1, Z_2 – заряд иона и ядра атома мишени, e – заряд электрона, θ – угол рассеяния иона.

На рисунке показан энергетический спектр атомов отдачи после поглощения в железной мишени разных ионов с энергией 200 кэВ.

При облучении ионами азота с энергией 200 кэВ железной мишени 60% атомов отдачи имеют энергию менее 1 кэВ, при этом в 28% актов рассеяния эта энергия не превышает порог формирования радиационных дефектов. В тоже время, при облучении ускоренными атомами азота железной мишени, энергия первично выбитого атома мишени превышает 10 кэВ (при энергии ускоренного атома 200 кэВ) и более 80% энергии пучка ускоренных атомов расходуется на формирование радиационных дефектов. Поэтому облучение ускоренными атомами при исследовании радиационной стойкости материалов более полно имитирует прямое облучение нейтронами в ядерном реакторе.

Список литературы

1. Григорьев И., Калинин Б.А., Якушин В.Л. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов. М. 2001. 528 с.
2. James Ziegler - SRIM & TRIM. URL: <http://www.srim.org/>
3. Прима А.И., Р.В. Зырянова, Ф.Т. Бакиев. Моделирование формирования радиационных дефектов в металлах при облучении ионами углерода // XVI Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Перспективы развития фундаментальных наук» 23 – 26 апреля 2019 г.

КАВИТАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННЫХ СПЛАВОВ С АУСТЕНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Х.Л. АЛВАН¹, Н.Н. СОБОЛЕВА², Д.А. ПРОКОПЬЕВ³, С.Х. ЭСТЕМИРОВА⁴

¹Технологический университет, Багдад Ирак

²Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

⁴ИМЕТ РАН, Екатеринбург, Россия

E-mail: danilprkopyev@mail.ru

Борьба с кавитацией является весьма актуальной задачей, однако возможности повышения кавитационной стойкости деталей недостаточно используются в промышленности [1, 2]. В частности, такие прогрессивные методы защиты рабочей поверхности деталей машин от характерного для кавитации разрушения, как наплавка и напыление, применительно к кавитационной эрозии не получили достаточного развития при изготовлении и ремонте машин и агрегатов.

Цель данной работы состоит в сравнительном изучении кинетики фазовых и структурных превращений и упрочнения рабочей поверхности образцов после их наплавки рядом малоуглеродистых аустенитных сталей системы легирования Fe-Cr-Ni, с разным соотношением хрома и никеля. В таких сталях при наплавке на рабочей поверхности формируется структура, содержащая аустенит с низкой энергией дефектов упаковки и различной стабильностью, и способностью к упрочнению под воздействием кавитационной эрозии, в котором при микроударном нагружении развиваются мартенситные превращения по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$. В качестве эталона выбрана сталь 08X18H10T.

Образцы диаметром 16 мм для испытаний были изготовлены в соответствии со стандартом ASTM G32-10. Перед испытанием на магнитострикционном вибраторе с мощностью ультразвукового генератора с частотой колебаний 50 Кгц и амплитудой 50 мкм образцы шлифовали для получения низкой шероховатости поверхности. Исходную перед кавитационным воздействием поверхность образцов готовили электрополировкой для снятия наклёпа. В процессе испытания на магнитострикционном вибраторе оценивалась стойкость металла по изменению массы, твёрдость, микрорельеф и рентгенографически изменение фазового состава поверхности образцов, а также металлографическая картина разрушения.

Кинетика изменения микрорельефа хорошо коррелирует с развитием потерь массы исследуемых сталей, т.е. с кавитационной стойкостью сталей. Изучение микроструктурной картины кавитационного воздействия для образцов стали 08X18H10T показало, что уже после 5 минут в микрообъемах обнаружены следы пластической деформации в виде образования пограничного микрорельефа, чётко выявляется полиэдрическая структура и происходит наклеп. Микродеформационная картина выявляется как на травленных, так и на нетравленных шлифах в виде линий сдвигов, двойников и образования питтинга.

Разрушение аустенита чаще всего начинается с границ зерен или по границам карбидов, которые становятся окружёнными микротрещинами, а при наличии в структуре двойников разрушение развивается, по-видимому, и по их границам. Кроме того, выявляются и внутризёрненное питтинговое разрушение.

Микроструктура поверхности стали типа 08X18H10T после 60-ти минутного кавитационного воздействия показывает, что разрушение охватило всю центральную область образцов в виде сплошной разветвлённой сетки по границам металла.

Проанализировано влияние величины исходного зерна аустенита, кинетики упрочнения и интенсивности развития мартенситных превращений в наплавленных сталях типа 08X18H10T на разрушение и стойкость при микроударном воздействии в процессе кавитации (рис. 1).

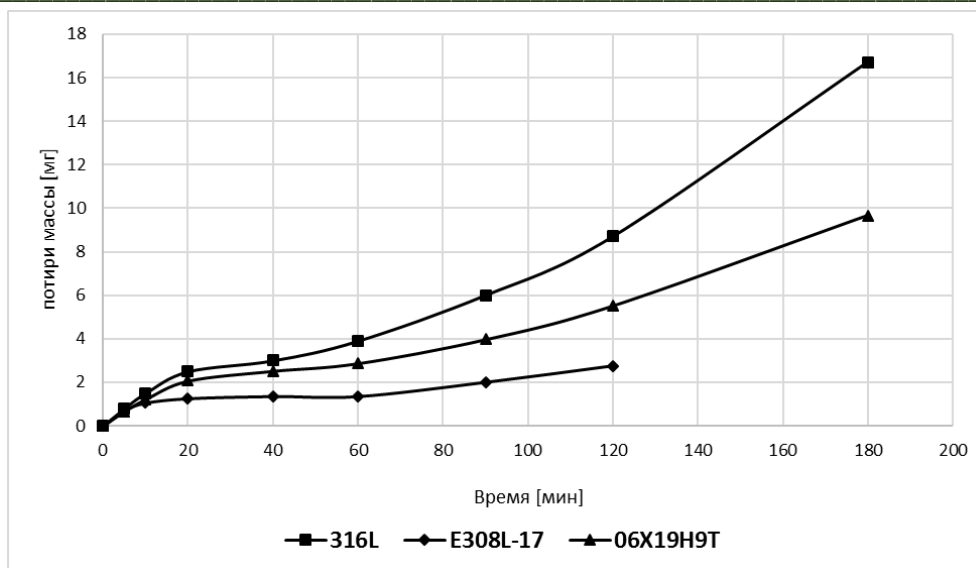


Рисунок 1 – Потери массы образцов сталей 08X18H10T (1), 06X19H9T (2) и 04X18H8Б (3) в процессе кавитационного воздействия на магнитоэстрикционном вибраторе в течение 120-180 мин

Наибольшей кавитационной стойкостью обладают образцы стали 3 с меньшим содержанием никеля, по-видимому, с активной кинетикой деформационного мартенситного превращения, учитывая влияние никеля на стабильность аустенита [3].

Список литературы

1. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение и кавитационно-стойкие стали. М.: Металлургия, 1972, 190 с.
2. Фомин В.В. Гидроэрозия металлов. М.: Машиностроение, 1977. 280 с.
3. Березовская В.В. Диссертация: Изучение особенностей коррозионно-эрозионного разрушения и разработка кавитационно-стойкой нержавеющей стали. 1985, Свердловск

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ОРГАНИЧЕСКИХ РАСТВОРИТЕЛЕЙ В КАЧЕСТВЕ ЭКСТРАГЕНТОВ ВТОРИЧНЫХ МЕТАБОЛИТОВ EVERNIA PRUNASTRI ДЛЯ СТАБИЛИЗАЦИИ ПОЛИЭТИЛЕНА

Е.Л. ПРИХОДЬКО, Е.В. ВОРОБЬЕВА

Гомельский государственный университет им. Франциска Скорины

E-mail: himulika@gmail.com

В настоящее время для полимерных материалов, используемых в пищевой и медицинской сферах, ограничено использование промышленных антиоксидантов – добавок замедляющих процессы окисления или старения полимера. По этой причине актуальным является изучение возможности использования природных антиоксидантов для стабилизации полимерных материалов. Установлено, что экстракты лишайников обладают заметной антиоксидантной активностью при введении их в полимер [1]. Антиокислительная активность лишайников связана с наличием вторичных метаболитов, ряд из которых являются соединениями фенольного типа (атранорин, лекановая, усниновая, физодовая кислоты) [1, 2]. Обычно, указанные вещества извлекают из слоевищ лишайников путем

экстракции, при этом используют органические растворители, так как большинство лишайниковых веществ плохо растворимы в воде. Целью настоящей работы явилось изучение эффективности органических растворителей (этанол, изопропанол и ацетон) в качестве экстрагентов для вторичных метаболитов лишайника *Evernia prunastri*, обладающих антиоксидантной активностью, для стабилизации полиэтилена.

В качестве основных объектов исследований использовали полиэтилен низкого давления ГОСТ 16338-85 (марка 005, размер частиц порошка не более 50 мкм) и биологический материал лишайника эвернии сливовой (или дубовый мох) *Evernia prunastri* (семейство Parmeliaceae отдел Ascomycota). Сбор материала проводили в летний период (июнь) на территории Кореневского лесничества Гомельского района Гомельской области. Подготовку лишайникового материала проводили следующим образом. Слоевище лишайника высушивали до постоянного веса при температуре 30 °С, затем измельчали, просеивали через сито (диаметр ячеек 0,25 мм). Экстракцию лишайниковых веществ проводили путем мацерации (настаивания) в течение 24 часов при массовом соотношении компонентов 1:6 (лишайник:растворитель). В качестве экстрагентов использовали полярные органические растворители: изопропиловый спирт (пропанол-2) ГОСТ 9805-84, этанол ГОСТ 5962-67 и ацетон ГОСТ 2603-79. В отличие от спиртов, которые относят к протондонорным растворителям, ацетон является полярным апротонным растворителем. Полученные экстракты фильтровали, затем добавляли к порошку полиэтилена (1 мл экстракта на 500 мг полиэтилена). Далее полученные суспензии высушивали на воздухе при комнатной температуре. Методом термического прессования получали образцы пленок полиэтилена толщиной 100 мкм (температура пресса 150 °С, время выдержки в прессе 30-90 секунд). Термоиспытания пленок осуществляли в термошкафах при свободном доступе кислорода при температуре 150°С на инертных подложках – кристаллах КВг (материал прозрачный в ИК-области спектра [3, 4]). Степень окисления полимерных образцов контролировали через каждый час термоокисления. Для этого образцы извлекали из термошкафа, охлаждали на воздухе и снимали ИК-спектры на ИК-Фурье-спектрометре Vertex-70 (фирма Brüker, Германия). По полученным спектрам определяли оптическую плотность полосы поглощения 1715 см⁻¹, относящуюся к карбонильным группам [4], рассчитывали относительную оптическую плотность этой полосы $D_{1715/1465}$. Степень извлечения вторичных метаболитов, обладающих антиокислительной активностью, оценивали по продолжительности индукционного периода окисления (ИПО) полимерных пленок. За окончание ИПО образцов принимали время, необходимое для изменения показателя $D_{1715/1465}$ на 0,4-0,5 ед. от исходного в ИК-спектрах экспериментальных пленок.

Результаты исследований представлены на рисунке 1. Как мы видим, ИПО пленки чистого полиэтилена (кривая 1) составляет всего 1,5 часа, после этого в образце начался интенсивный процесс накопления карбонильных групп. Введение спиртовых экстрактов (этанольного и изопропанольного) лишайника *Evernia prunastri* в полиэтилен замедлило процесс окисления образца, ИПО экспериментальных образцов пленок составил 6 и 8 часов, соответственно (рис.1, кривые 2, 3). Самой высокой термоокислительной устойчивостью обладали пленки полиэтилена, содержащие ацетоновый экстракт лишайника *Evernia prunastri*. ИПО такого типа образцов составил 15 часов (рис.1, кривая 4), что в 10,7 раз больше, по сравнению с ИПО чистого полиэтилена без экстракта. Такой результат по эффективности стабилизирующего действия сравним с действием некоторых промышленных антиоксидантов.

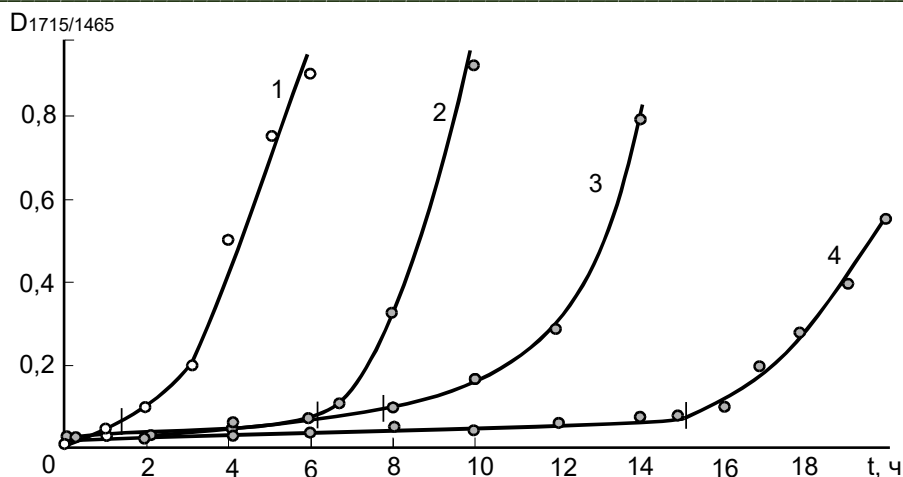


Рисунок 1 – Изменение относительной оптической плотности полосы поглощения 1715 см^{-1} ($D_{1715/1465}$) в ИК-спектрах полиэтиленовых пленок (1-4) толщиной 100 мкм содержащих этанольный (2), изопропанольный (3), ацетоновый (4) экстракт лишайника *Evernia prunastri* при их термоокислении при температуре $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ на кристаллах KBr (окончание ИПО отмечено отсечками на кривых)

Результаты эксперимента показали, что все изучаемые растворители являются пригодными для извлечения вторичных метаболитов, обладающих антиокислительной активностью лишайника. Введение полученных экстрактов в полиэтилен приводит к стабилизации структуры полимерного материала при термоокислении, что значительно увеличивает ИПО полимера. Установлено, наиболее эффективным экстрагентом для извлечения вторичных метаболитов из лишайника *Evernia prunastri* являлся апротонный полярный растворитель ацетон.

Список литературы

1. Воробьева, Е. В. Стабилизация полиэтилена природными наполнителями и их экстрактами / Е.В. Воробьева, Е.Л. Приходько // Химия растительного сырья, 2019. – № 2. С. 213 – 223. DOI: 10.14258/jcprm.2019024291.
2. Leopoldini, M. The molecular basis of working mechanism of natural polyphenolic antioxidants / M. Leopoldini // Food Chemistry. – 2011. – Vol. 125, № 5. – P. 288 – 306.
3. Тарутина, Л.И. Спектральный анализ полимеров / Л.И. Тарутина, Ф.О. Позднякова.– Л.: Химия, 1986.– 248 с.
4. Гордон, А. Спутник химика / А. Гордон, Р. Форд. – М.: Мир, 1976. – 542 с.

УСЛОВИЯ ВОЗНИКНОВЕНИЯ БЛОЧНОЙ СТРУКТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВЫСОКОПОРИСТОЙ КОРУНДОВОЙ КЕРАМИКИ

М.П. СЕНАТОРОВ¹, М. В. ГРИГОРЬЕВ², Л. Н. РЫЖОВА²

¹ Томский политехнический университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: mps4@tpu.ru

Пористые керамические материалы на сегодняшний день имеют ряд применений (имплантаты, фильтры, опоры катализаторов [1]), в которых ключевую роль играют не столько механические свойства, сколько способность сохранять устойчивость к дефектам

под воздействием сжимающих, изгибающих и сдвиговых напряжений и эффективно рассеивать приложенную энергию без катастрофического разрушения.

В литературе подробно описано деформационное поведение пористых хрупких сред, в которых формируется пористость двух типов: межчастичная, сопоставимая по масштабу с размерами зерен, и крупная, которая достигается применением различных технологий: химического порообразования, выгорающих добавок, вспенивания и др. Вместе с тем, особый интерес представляют материалы с многоуровневой поровой структурой, которая может обеспечить особый характер деформирования по сравнению с традиционными пористыми материалами. К примеру, в работе М. Carlesso [2] показано, что материалы, изготовленные путем сборки из отдельных сегментов макроскопического масштаба [2], способны лучше противостоять распространению магистральных трещин, которые приводят к разрушению монолитной пористой конструкции, но в блочных изделиях могут вывести из строя только отдельные элементы (рисунок 1, а). В работе Григорьева М. В. [3] была получена корундовая керамика с многоуровневой пористостью, изображенная на рисунке 1, б. В исследуемом материале, помимо описанных выше типов пор, присутствуют также протяженные микроканалы, которые формируют вместе с крупными порами систему блоков.

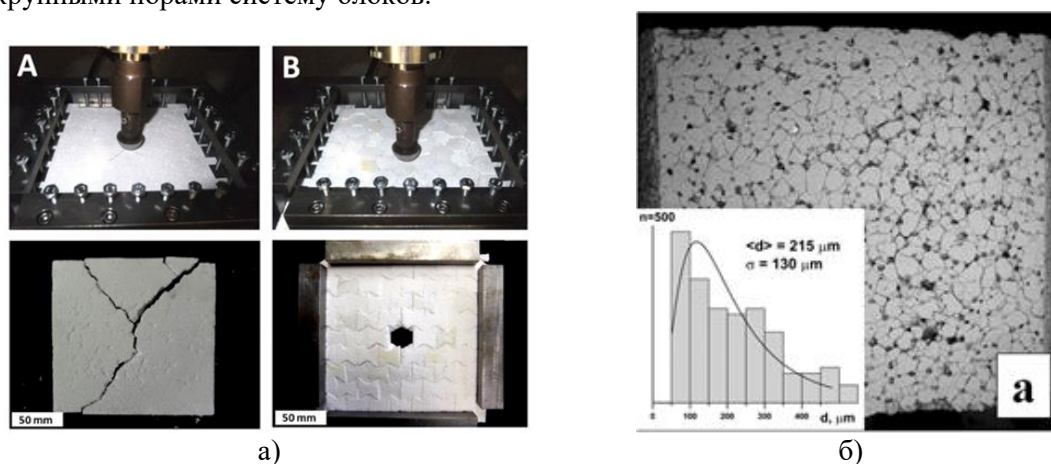


Рисунок 1 – а) Сравнение трещиностойкости монолитного (А) и сегментированного материала (Б) [2], б) Блочная структура корундовой керамики с распределением блоков по размерам [3]

Целью данной работы является установить условия формирования поровых каналов, а также изучить влияние геометрических особенностей поровых каналов и остальных элементов структуры (блоков, крупных и мелких пор) на деформационное поведение керамики. Образцы корундовой керамики (ВК95) изготовлены методом шликерного литья (12,5% парафиновой связки) с утильным отжигом в засыпке из MgO до 1100 °С и скоростью нагрева – 0,5 град/мин до 600 °С. В качестве порообразователя в шликер добавлены гранулы СВМПЭ размером 100 мкм в количестве 10, 15, 20 и 25%. Обжиг образцов проводился при температурах 1200-1600 °С с шагом в 100 °С.

Исследование микроструктуры методом РЭМ показало, что блочная структура заметно деградирует в образцах с температурами спекания 1500 и 1600 °С. С увеличением объема СВМПЭ в образцах, спеченных при одной температуре, наблюдается заметное снижение ширины поровых каналов и их объемного соотношения в общем объеме порового пространства в пользу крупных пор, в то время как размеры других элементов блочной структуры существенно не изменяются.

Результаты испытаний на сжатие до полного разрушения (рисунок 2), позволяют сделать вывод, что наиболее оптимальными с точки зрения сочетания рассматриваемых структурных особенностей и прочностных свойств являются образцы с 10% СВМПЭ, у

которых ширина поровых каналов максимальна, а изменение соотношения крупной и мелкой пористости – минимально.

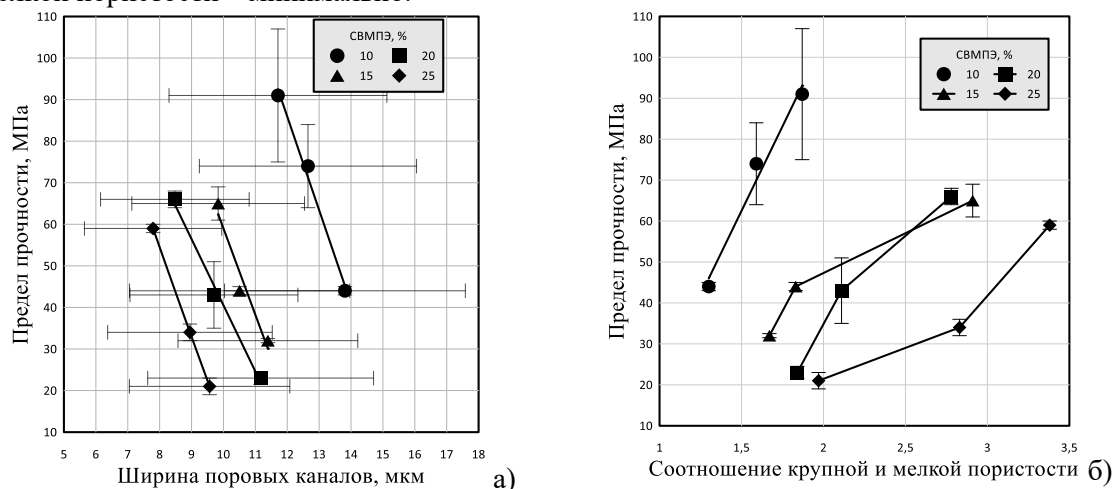


Рисунок 2 – Зависимость предела прочности образцов, спеченных при 1200-1400 °С: а) от ширины поровых каналов, б) от соотношения крупной и мелкой пористости

Испытания сжатием с циклической нагрузкой по 300 Н позволяют предположить, что в процессе нагружения происходит «подстройка» образцов с блочной структурой к возрастающей нагрузке путем изменения модуля упругости, вызванная перемещением локальных объемов материала в пространство, образованное поровыми каналами.

Список литературы

1. Hammel E. C., Ighodaro O. L.-R., Okoli O. I., Processing and properties of advanced porous ceramics: An application based review // *Ceramics International*. 2014 Vol. 40. P. 15351–15370
2. Carlesso M., Giacomelli R., Krause T., Molotnikov A., Koch D., Kroll S., Tushtev K., Estrin Y., Rezwan K., Improvement of sound absorption and flexural compliance of porous alumina-mullite ceramics by engineering the microstructure and segmentation into topologically interlocked blocks // *Journal of the European Ceramic Society*. 2013. Vol. 33. P. 2549–2558
3. Григорьев, М. В., Савченко, Н. Л., Буякова, С. П., Кульков, С. Н. Неупругое поведение при сжатии керамики с иерархической поровой структурой // *Письма в ЖТФ*. – 2017. – Т. 43. – № 15. – С. 79–86.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ 304-L

А.А. СКИПИН, ЮЙ СЯОЛИНЬ, И.Э. ВАСИЛЬЕВА, О.Ю. ВАУЛИНА

Томский политехнический университет

E-mail: askipper99@mail.ru

Нержавеющая сталь AISI 304-L обладает превосходной коррозионной стойкостью и формруемостью и, следовательно, широко используется в промышленности в качестве важного конструкционного материала, а также в качестве деталей двигателя в аэрокосмической промышленности [1]. Изделия, изготавливаемые технологией порошковой металлургии, рассматриваются в настоящее время в качестве перспективных конструкционных материалов в области материаловедения [2-3].

В работе исследовали сталь 304-L (Российский аналог 03X18H11), полученную с помощью порошковой металлургии. Порошковую смесь смешивали в механическом смесителе со смещенной осью в течение 24 часов. Формовали образцы методом холодного одноосного прессования при давлении 255 МПа. Спекание проводили при температуре 1300 °С в течение 2 часа в вакууме. Пористость образцов определяли с помощью «Анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700™». Металлографический анализ проводили на лабораторном микроскопе «ЛабoМет-И». Рентгеноструктурный анализ проводили с помощью дифрактометра типа ДРОН. Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Исследование нетравленной полированной поверхности образцов позволяют оценить наличие пор, их количество, размер, форму и распределение в объеме изделия (образца). На рисунке 1а видно, что образец имеет определенную остаточную пористость после спекания. Распределение пор в спеченных образцах довольно равномерное, встречается скопление пор. Гистограмма распределения размеров пор по внешнему диаметру представлена на рисунке 1б. Видно, что 80 % имеет размер до 20 мкм. Средняя пористость образцов после спекания при температуре 1300 °С в течение 2 часов – $(11 \pm 1,5) \%$.

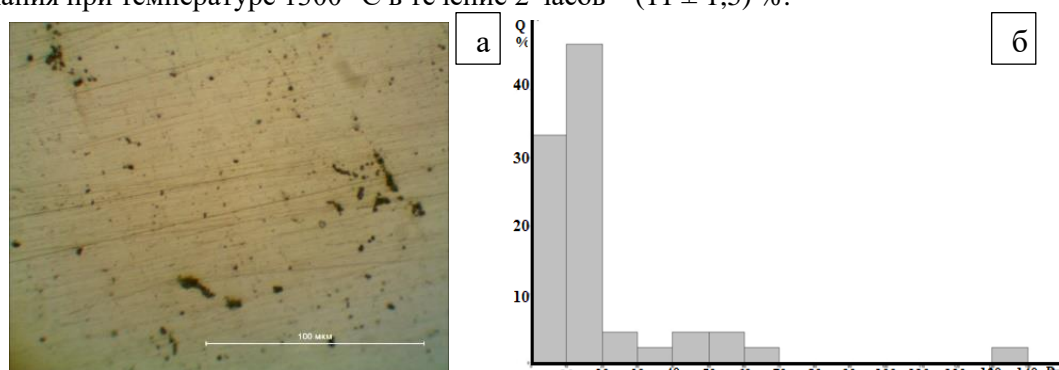


Рисунок 1 – а) Оптическое изображение нетравленной поверхности порошковой стали 304-L; б) гистограмма распределения размеров пор по внешнему диаметру

На травленной поверхности, рисунок 2, наблюдаются аустенитные зерна с большим количеством двойников и светлые ферритные зерна. Ферритных зерен намного меньше, чем аустенитных. Методом случайных секущих определили средний размер зерна - (62 ± 10) мкм.

На рентгенограмме образца порошковой стали 304-L, рисунок 2, наблюдаются пики аустенитной γ -фазы, образованной железом, и ферритной α -фаза, образованной хромом. Рассчитаны значения параметра решетки образца: γ -фазы – 3,524 Å, α -фаза – 2,87 Å.

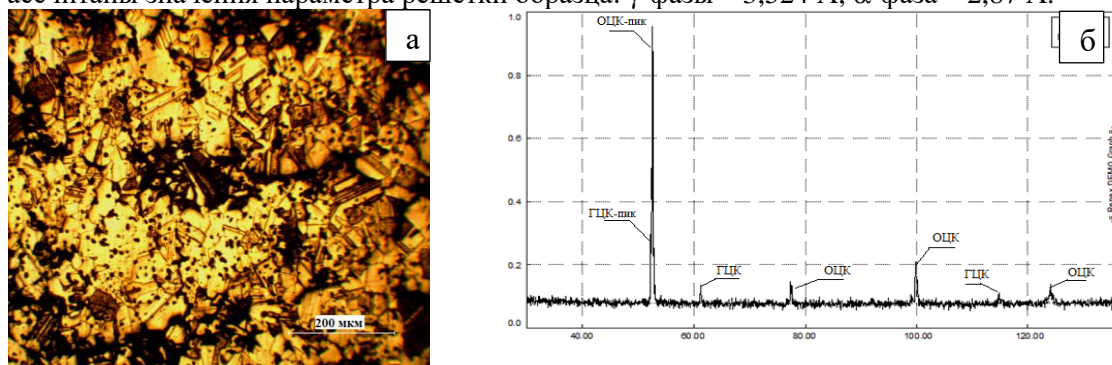


Рисунок 2 – а) Микроструктура травленных образцов порошковой стали 304-L; б) Рентгенограмма образца порошковой стали 304L

Для оценки механических свойств спеченных образцов проводили измерение их микротвердости с нагрузкой 50 г. Микротвердость составила (1506 ± 386) МПа, что

соответствует 1520 НВ (по Бринеллю). Это несколько ниже табличного значения литой стали 304-L (1700 МПа). Скорее всего, это связано с пористостью порошкового образца.

Список литературы

1. Peng Wang, Jinzan Zhang, Yang Zhang, Haitao Wang, Wentao Hu, Dongli Yu. Preparation of high-performance ultrafine-grained AISI 304L stainless steel under high temperature and pressure. *Progress in Natural Science: Materials International*, Volume 26, Issue 4, 2016, p. 404-410.
2. Либенсон Г.А. Процессы порошковой металлургии: учеб. Пособие в 2-х т. Т. 1. / Г.А. Либенсон, В.Ю. Лопатин, Г.В. Комарницкий. – М.: «МИСИС», 2001. – 368 с.
3. Structure and properties of steel produced by metal injection molding / Yu. V. Myachin [et al.] // *Inorganic Materials: Applied Research*. - 2017. - Vol. 8, iss. 2. — [P. 331–334].

ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ КОМПОЗИТНОГО ФИЛАМЕНТА ДЛЯ 3D-ПЕЧАТИ НА ЕГО ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В ТГц ДИАПАЗОНЕ

А.В. БАДЬИН, П.П. СМЫГАЛИНА, Д.А. ПИДОТОВА, Е.А. ТРОФИМОВ

Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: thzlab@mail.tsu.ru

В связи с возрастающим интересом к использованию ТГц диапазона возникает задача исследования материалов, которые могли бы быть пригодны для использования на этих частотах. В представленной работе для того, чтобы создать пригодный для ТГц исследований образец, используется 3D принтер, основанный на методе послойного наплавления [1]. Одним из простых способов получения филамента для печати является технология бесшнековой горячей экструзии [2]. Данная технология критична к исходному сырью, наличие неоднородностей в котором сказывается на конечном качестве филамента. Основной проблемой при изготовлении филамента является пористость структуры, которая влияет на электрофизические свойства материала. Таким образом, актуальным является исследовать влияние пористости и плотности на диэлектрические свойства филамента в ТГц диапазоне.

Первым этапом работы было создание методом горячего экструдирования композитного филамента на основе АБС-пластика и 2% многостенных углеродных нанотрубок со средним диаметром 18,6 нм [3]. Для исследования были изготовлены прутки филамента с различным количеством итераций экструдирования. Минимизирование неоднородностей достигается с помощью многократной экструзии.

Далее была определена корреляция плотности и пористости. Измерения плотности проводились для шести тестовых образцов каждого филамента, таблица 1. С ростом числа итераций от 1 до 24 происходит увеличение плотности от 0,7039 до 0,9956 г/см³, рисунок 1. Для определения пористости материала срез прутка наблюдался под микроскопом, а затем по полученной фотографии в фоторедакторе определялось процентное соотношение пор к общей площади среза. Для каждого образца было рассмотрено шесть срезов. С ростом числа итераций от 1 до 24 происходит уменьшение пористости от 39,33% до 14,17%. Зависимость пористости от порядка итераций экструдирования представлена на графиках, рисунок 3. По графику зависимости пористости от плотности наблюдается прямая зависимость этих величин, рисунок 2.

Следующим этапом была произведена печать шайб толщиной от 0,37 мм до 1,17 мм для исследования диэлектрических свойств материалов на спектрометре СТД-21 в диапазоне частот 115-258 ГГц. Приведенные в таблице 1 значения диэлектрической

проницаемости определены при частоте 210 ГГц. По ним же построены графики зависимостей действительной и мнимой частей диэлектрической проницаемости от порядка итераций экструдирования, рисунок 3. Филаменты, подвергнутые одной итерации экструдирования, были непригодны для печати, поэтому данных о них не представлено.

Таблица 1 – Соотношение порядка итераций экструдирования, средней плотности, пористости и комплексной диэлектрической проницаемости филамента

Порядок итераций экструдирования	Средняя плотность, г/см ³	Среднее значение пористости, %	ϵ' , отн. ед.	ϵ'' , отн. ед.
1	0,7039	37,33	—	—
3	0,7976	26,67	2,36	1,30
6	0,864	24,33	4,31	2,12
12	0,908	21,50	4,87	2,67
18	0,9385	21,17	5,12	2,77
24	0,9956	14,17	4,82	2,13

Было установлено, что с увеличением итераций экструдирования пористость композитного филамента уменьшается, а плотность и диэлектрическая проницаемость увеличиваются. Последняя зависимость наблюдается вследствие уменьшения объема воздуха в порах. Также стоит отметить, что диэлектрическая проницаемость и пористость имеют нелинейную обратную зависимость (рисунок 3).

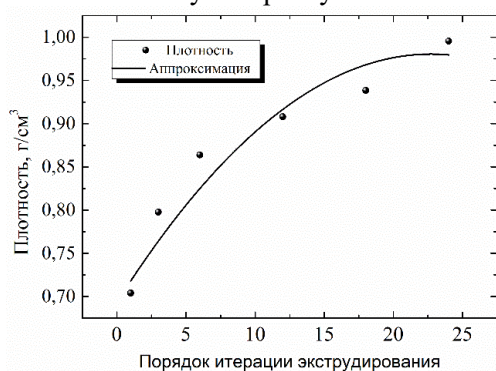


Рисунок 1 – Зависимость плотности материала от порядка итераций экструдирования

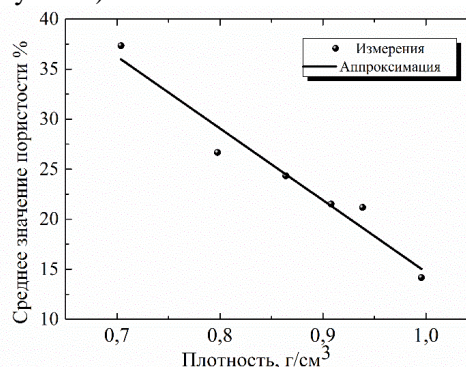


Рисунок 2 – Зависимость пористости материала от плотности

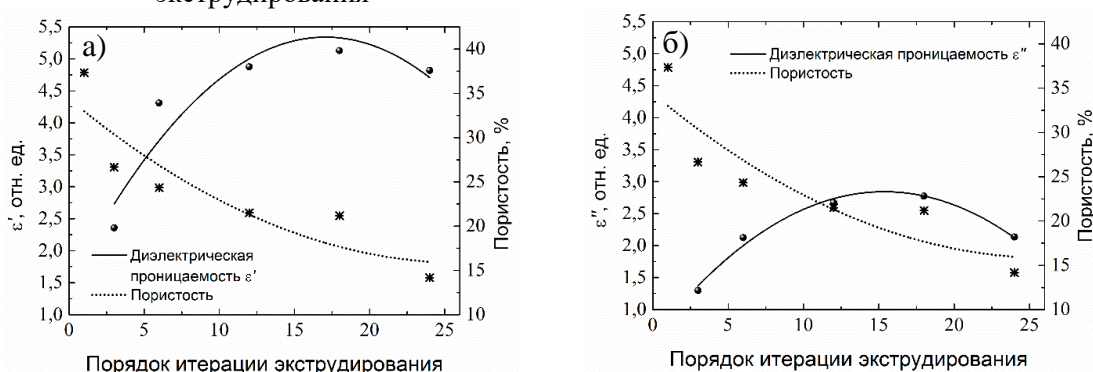


Рисунок 3 – Зависимость действительной (а) и мнимой (б) частей диэлектрической проницаемости, пористости от порядка итераций экструдирования

Для получения композитного филамента со стабильными значениями диэлектрической проницаемости следует осуществить не менее 12 итераций экструдирования. Причем для создания достаточно плотной структуры необходимо произвести всего 18 итераций.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-32-00810.

Список литературы

1. Wu Y., Isakov D., Grant P.S. Fabrication of composite filaments with high dielectric permittivity for fused deposition 3D printing // *Materials (Basel)*. 2017. Vol. 10. № 10. P. 1218 (1-10).
2. Зубцов С.С., Кремзер Р.А., Бадьин А.В., Дорожкин К.В. Экструдер филамента для 3d-принтера // *Труды пятнадцатой всероссийской конференции студенческих научно-исследовательских инкубаторов*. 2018. С. 137-139.
3. Gonzalez G. et al. Development of 3D printable formulations containing CNT with enhanced electrical properties // *Polym. (United Kingdom)*. Elsevier Ltd, 2017. Vol. 109. P. 246–253.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ 03X18H11 ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

ЮЙ СЯОЛИНЬ, И.Э. ВАСИЛЬЕВА, О.Ю. ВАУЛИНА

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

kolgay@tpu.ru

Изделия, изготавливаемые технологией порошковой металлургии, рассматриваются в настоящее время в качестве перспективных конструкционных материалов в области материаловедения. [1, 2]. Известно, что механическая активация приводит к увеличению запаса свободной энергии, что влияет на ускорение реакций между частицами и повышение свойств порошка. Активация измельчением, как новый способ ускорения физико-химических процессов, находит все более широкое применение [1]. Целью работы является – исследовать влияние механической активации на свойства порошковой стали 03X18H11.

Механическая активация порошков проводили в планетарной шаровой мельнице центробежного типа АГО-2. Порошковую смесь смешивали в механическом смесителе типа «пьяная бочка» течение 24 часов. Формовали образцы методом холодного одноосного прессования при давлении 255 МПа. Спекание проводили при температуре 1300°С в течение 2 часов в вакууме. Пористость образцов определяли с помощью «Анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел SIAMS 700тм». Металлографический анализ проводили на лабораторном микроскопе «ЛабoМет-И». Микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Исследования нетравленной поверхности образцов позволяют оценить наличие пор, их количество, размер, форму и распределение в объеме образца [2, 3]. Нетравленная структура образца представлены на рисунке 1. На данных рисунках видно, что все образцы имеют определенную остаточную пористость после спекания. Распределение пор в спеченных образцах довольно неравномерное, однако средний размер пор практически не меняется, разброс значений в пределах ошибки, и равно 3,02 мкм, 4,61 мкм, 3,90 мкм для образцов без механической активации, с механоактивацией в течение 1 и 5 минут соответственно, таблица 1.

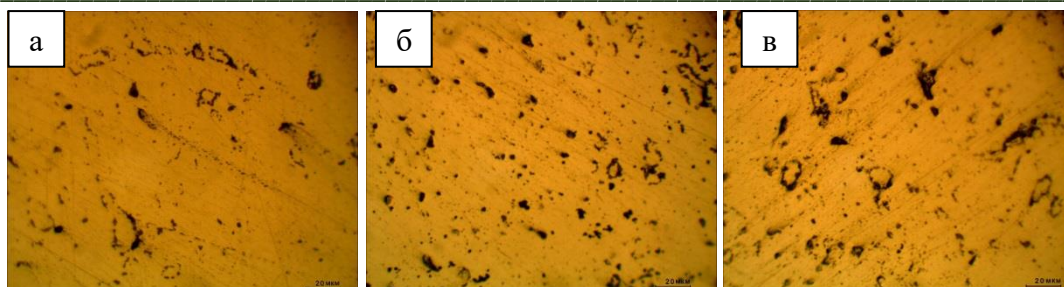


Рисунок 1 - Структуры поверхности нетравленных спеченных образцов:
а – без активации, б – активация на 1 минуту, в – активация на 5 минут

Из рисунка 1 видно, что с увеличением времени механической активации количество и качество пор меняется. Для образцов без механической активации поры сгруппированы, для образцов с механоактивацией в течение 1 минуты – поры более равномерно распределены по всей поверхности. Для образцов с механоактивацией в течение 5 минуты – поры, как и для образцов без активации, сгруппированы, но размер и количество их стало больше. Большинство пор имеют размер от 1 до 7 мкм, 2% всех пор имеют размер меньше 1 мкм, также встречаются поры и большого размера до 20 мкм, таблица 1. Следовательно, нет явной зависимости количества, размера и формы пор от времени механоактивации.

Таблица 1 – Сводная таблица параметров исследуемых образцов

Время механической активации, мин	0	1	5
Усадка по объему, %	23,18±1,00	18,74±1,09	20,68±1,01
Пористость, %	3,02±0,09	4,61±0,13	3,90±0,11
Средний диаметр пор, мкм	3,86±0,60	3,43±0,45	3,08±0,88
Средний диаметр зерна, мкм	14,67±0,10	17,79±0,13	16,28±0,21
Микротвердость, МПа	2567±25	2733±17	4094±15

Для металлографического исследования поверхность образцов подвергли травлению царской водкой. Изображения травленных поверхностей спеченных образцов приведены на рисунке 2.

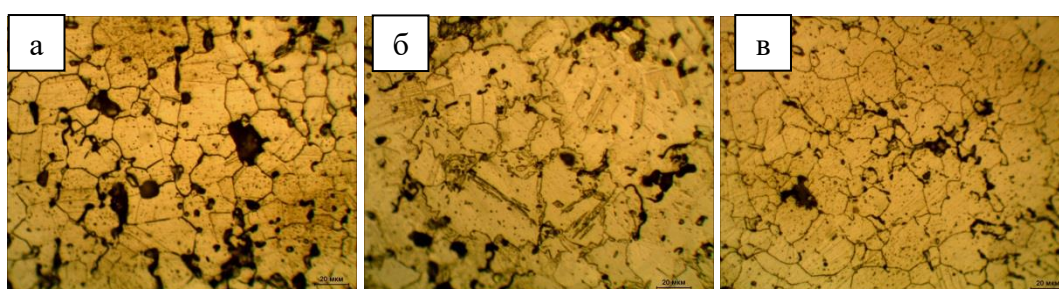


Рисунок 2 - Структура поверхности травленных спеченных образцов:
а – без активации, б – активация на 1 минуту, в – активация на 5 минут

На рисунке 3 видна аустенитная структура. Больше всего двойников наблюдаются для образцов, спеченные из порошковой смеси после 1 минуты механоактивации. Зерна не равномерные, встречаются зерна и большие и совсем мелкие. С помощью метода случайных секущих был найден средний размер зерен в образцах: (14,67 ± 0,10) мкм, (17,79 ± 0,13) мкм, (16,28 ± 0,21) мкм для образцов без механической активации, с механоактивацией в течение 1 и 5 минут соответственно, таблица 1. Видно, что средний

размер зерна несколько увеличился после предварительной механической активации (на 10-20%).

Для оценки механических свойств спеченных образцов проводили измерение их микротвердости. Микротвердость образцов после 1 минуты механической активации не изменилась в сравнении с исходной микротвердостью. Однако для образцов после более продолжительной обработки (5 минут) микротвердость увеличилась в 1,5 раза. Очевидно, это связано с большим наклепом исходных частиц порошковой смеси во время длительной механической активации.

Список литературы

1. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации химических процессов. Новосибирск: Наука. 1986. 305 с.
2. Хань Лян, Ваулина О. Ю. Влияние механической активации на свойства и морфологию порошка инвара // VIII Всероссийская научно-практическая конференция «Научная инициатива иностранных студентов и аспирантов российских вузов» г. Томск, мая 2018г. - Томск: Изд-во ТПУ, 2018. - С. 108-112.
3. Influence of mechanical activation of steel powder on its properties [Electronic resource] / O. Yu. Vaulina [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. - 2017. - Vol. 175: Competitive Materials and Technology Processes (IC-CMTP4). - [012038, 4 p.].

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ

Н.В. ТЕРЮКАЛОВА^{1,2}, О.В. СИЗОВА²

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: natali.teryukalova@gmail.com

Бериллиевые бронзы в связи с высокими показателями прочностных и антифрикционных свойств, а так же коррозионной стойкостью, все чаще применяют для изготовления деталей узлов трения ответственного назначения в различных областях машиностроения: для производства опор скольжения тяжело нагруженных агрегатов и устройств, в авиакосмической отрасли. Оптимальными эксплуатационными свойствами при этом обладают сплавы, содержащие около 2—2,5 % Be. Влияние режимов термообработки бериллиевых бронз на структуру и прочностные свойства бериллиевых бронз исследованы достаточно подробно, однако, структурные аспекты износостойкости бериллиевых бронз, к сожалению, обсуждаются недостаточно [1].

В настоящей работе исследовали трибологические характеристики бериллиевой бронзы БрБ2 в зависимости от ее структурного состояния. Исследования проводились в условиях сухого трения скольжения на цилиндрических образцах высотой 8,0 мм, нарезанных из горячекатаного прутка промышленного сплава диаметром 5,0 мм, подвергнутых далее закалке с 800⁰С в воду и закалке с последующим старением при 315⁰С в течение 2 часов. Микротвердость образцов после закалки составила 79,6 HV, после закалки и старения – 293 HV. Металлографические исследования проводили на лазерно-конфокальном микроскопе «LEXTECH OLS4000», частицы износа анализировали с помощью растрового электронного микроскопа Philips SEM 515 с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «Genesis». Триботехнические испытания образцов в закаленном и состаренном состоянии проводили на триботестере фирмы «TRIBOTechnic» при нагрузке 20Н и скорости вращения образца 100 мм/с. Время испытания составило 4 часа, контртелом служил высокохромистый сплав 95Х18.

На рисунке 1 приведена зависимость коэффициента трения от времени испытания исследованных образцов.

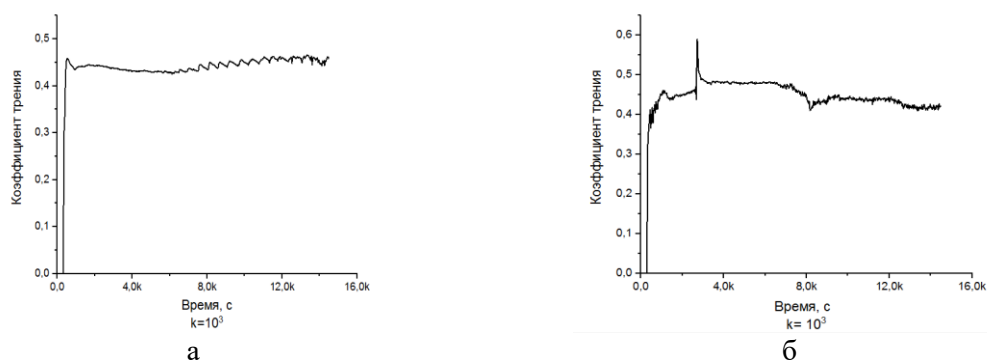


Рисунок 1 - Изменение коэффициента трения образцов бериллиевой бронзы (а – закаленной) и (б – закаленной и состаренной) в зависимости от времени испытания

Анализ полученных кривых поведения коэффициента трения и результаты металлографических исследований показали, что в случае закаленных образцов изнашивание реализовалось по механо-химическому механизму, т.е. имело место окисление поверхности трения с последующим отделением продуктов износа в виде ультрадисперсных частиц. Изменение поведения коэффициента трения при испытании образца после старения и смена механизма изнашивания с механо-химического на абразивный было обусловлено структурными изменениями поверхностного слоя образцов в процессе старения: обеднением твердого раствора бериллием и образованием твердых дисперсных частиц фазы Cu_2Be . При этом абсолютная величина коэффициента трения у обоих видов образцов была практически одинакова.

На рисунке 2 представлены металлографические изображения структуры поверхности изнашивания исследованных образцов и микрофотографии частиц износа, иллюстрирующие влияние исходной структуры образцов на характер изнашивания. Как следует из рисунка 2а, трение скольжения закаленных образцов вызвало интенсивную пластическую деформацию поверхностного слоя бронзы, что иллюстрируется образованием на некоторой глубине от поверхности трения многочисленных двойников. При разрушении в процессе трения наблюдалось отделение материала в виде чрезвычайно дисперсных частиц преимущественно сферической формы, рисунок 2б. Воздействие трения практически не повлияло на структуру поверхностного слоя закаленных и состаренных образцов, поверхностный слой разрушался путем отрыва различного размера конгломератов зерен и выделений Cu_2Be , рисунок 2в. По-видимому, присутствие в структуре состаренной бронзы твердых частиц фазы старения является важным фактором, снижающим сопротивление деформационному упрочнению в процессе трения и износу.

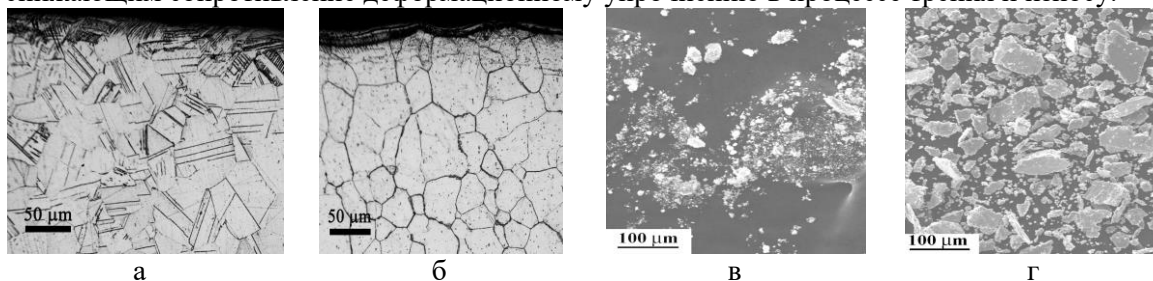


Рисунок 2 - Микрофотографии структуры поперечного сечения образцов бериллиевой бронзы БрБ2 и вид частиц износа после испытаний на трение: а,в – закаленный образец; б,г – образец после закалки и старения

Сравнение интенсивности изнашивания по потере массы образцов за один и тот же период времени испытаний показало, что, несмотря на более высокий уровень твердости, образец в состоянии «закалка+старение» изнашивался интенсивнее закаленного, таблица 1. Таблица 1 - Результаты сравнительного исследования интенсивности изнашивания образцов бронзы БрБ2

Закалка			Закалка + старение		
Масса образца, г					
Исходная	После трения	Δm	Исходная	После трения	Δm
1,5330	1,5317	0,0013	1,4996	1,4412	0,0584

Список литературы

1. Коршунов Л.Г., Корзников А.В., Черненко Н.Л. Влияние интенсивности пластической деформации и температуры старения на упрочнение, структуру и износостойкость бериллиевой бронзы//Физика металлов и металловедение. – 2011. - Т.111. - №4. - С.413-420.

КВАЗИОПТИЧЕСКАЯ СВЧ ДЕФЕКТОСКОПИЯ ФИЛАМЕНТОВ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ

Д.Д. ТЕТЕРИНА, А.В. БАДЬИН, И.О. ДОРОФЕЕВ

Национальный Исследовательский Томский Государственный Университет

E-mail: teterinadar@gmail.com

В настоящее время в различных областях промышленности особое значение приобретают технологии, позволяющие повышать технологичность и эксплуатационные свойства материалов. Важными факторами при этом являются экологичность и низкая себестоимость производства.

Большим потенциалом для решения подобных задач обладает технология 3D-печати, позволяющая создавать объекты сложной формы из различных материалов. Сейчас аддитивные технологии применяются при создании архитектурных макетов, строительстве зданий и сооружений [1]. Аддитивные технологии используются даже в медицине, например, при изготовлении имплантов и протезов (фрагментов челюсти, хрящевых тканей, костей, скелета) [2].

Технология 3D-печати методом послойного наплавления заключается в создании слоёв из быстрозастывающего материала в виде тонкой струи. Данный метод является наиболее распространённым и обладает обширным спектром используемых материалов (филаментов). Как правило, в качестве материалов для печати используются различные виды термопластика, включая пластик на основе акрилбутадиенстирола (АБС) и различные композиционные материалы на основе углеродных наноструктур, таких, как нанотрубки и графен [3].

АБС-пластик широко применяется при изготовлении деталей автомобилей, корпусов устройств, контейнеров и др. Популярность АБС-пластика обусловлена хорошими механическими характеристиками (устойчивость к влаге, кислотам, маслу, ударопрочен, термоустойчив).

Изготовление филаментов происходит путём экструзии материала. Полимерное сырьё перерабатывается в однородный расплав, гомогенизируется и под давлением продавливается через формирующую головку. В дальнейшем охлаждается и полимеризуется, принимая в итоге необходимые конфигурации готового изделия. Однако данный метод не обеспечивает полную однородность материала. Неоднородность материала сказывается на качестве напечатанного изделия. Поэтому существует необходимость непрерывного контроля изготавливаемой нити. Сегодня в качестве датчиков

контроля используются механические и оптические толщиномеры, но с их помощью невозможно определить дефекты, находящиеся внутри нити.

К контролю тонких протяженных диэлектрических цилиндров предъявляются следующие требования: он должен быть непрерывным, быстрым, бесконтактным. В СВЧ-диапазоне широкое применение находят резонаторные методы. Наиболее удачным с точки зрения чувствительности является метод дефектоскопии нитевидных объектов с использованием квазиоптического открытого резонатора (ОР) СВЧ диапазона [4]. ОР обладают обширным рядом преимуществ: таких, как удобство размещения исследуемого объекта, разреженный спектр основных типов колебания и простота селекции высших мод. Квазиоптический резонатор представляет собой два сферических отражателя диаметром $d=16$ см и радиусов вогнутости $R=20$ см разнесенные на расстояние $L=10$ см, между которыми могут существовать СВЧ колебания, возбуждаемые узкой щелью в одном из зеркал. Важным преимуществом данного метода является высокая чувствительность к объектам, толщина которых $d \ll \lambda$ (длины волны в резонаторе). На рисунке 1 представлена схема квазиоптического резонатора с диэлектрическим филаментом.

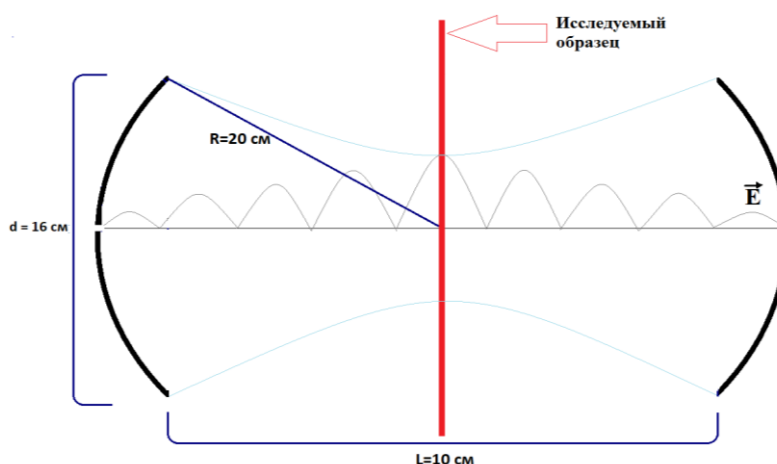


Рисунок 1 - Схема квазиоптического резонатора с диэлектрическим филаментом

При внесении тонкого цилиндрического образца материала в пространство между зеркалами резонатора происходит снижение добротности Q и сдвиг резонансной частоты Δf [5]. При этом характер неоднородности (воздушные полости, включения с высокими диэлектрическими потерями) будет значительно сказываться на амплитудно-частотной характеристике ОР. Для контроля неоднородностей наиболее распространенных филаментов 3D-принтеров диаметром 1,75 мм предлагается использовать открытый резонатор на частоте 10 ГГц.

Таким образом, предлагаемый метод квазиоптической СВЧ дефектоскопии филаментов для 3D печати позволяет различать и обнаруживать неоднородности путём измерения частотных характеристик.

Список литературы

1. Иноземцев А.С., Королев Е.В., Зыонг Тхань Куй Анализ существующих технологических решений 3D-печати в строительстве // Вестник МГСУ. – 2018. – № 7. – Т. 13. – С. 863-876.
2. Сафонов М. Г., Строгий В. В. Применение 3d-печати в медицине //Международный студенческий научный вестник. – 2015. – №. 3-3. – С. 394-395.
3. Михеенко Д. Ю., Михеенко В. М. Расходные материалы для 3d печати методом послойного наплавления (fdm/fff) //Знание. – 2016. – №. 11-1. – С. 37-43.

4. Черепанов В. И. Резонансные методы исследования вещества // Соросовский образовательный журнал. – 1997. – №. 9. – С. 86-90.
5. Badin A.V., Bessonov V.V., Dorozhkin K.V., Dorofeev I.O., Le Ba Hiu, Dunaevskii G. E. Terahertz Resonator Diagnostics of Filamentary Dielectric Objects // 43th International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves. – 2018. – pp. 1-2.

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА, МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ

И.А. ТУМБУСОВА^{1,2}, Г.Г. МАЙЕР², М.Ю. ПАНЧЕНКО², Е.Г. АСТАФУРОВА²

¹ Томский политехнический университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: tumbusovairina@outlook.com

Стали аустенитного класса сочетают комплекс физико-механических и служебных характеристик, таких как хорошая пластичность, повышенная ударная вязкость, способность к интенсивному деформационному упрочнению и ряд других. Однако они обладают относительно низким пределом текучести и твердости, что ограничивает их применение в качестве конструкционных материалов, работающих в условиях больших нагрузок. Система легирования, азот и марганец, обеспечивает стабильность аустенита к фазовым превращениям и позволяет полностью исключить из состава сталей дорогостоящий никель [1,2]. Одним из эффективных способов повышения прочностных характеристик сталей, наряду с холодной пластической деформацией, фазовым наклепом, обусловленный прямым и обратным фазовым превращением ($\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$), является старение. Основной сложностью данного метода является выбор оптимального режима термической обработки для повышения механических свойств стали [1,2].

В работе исследовали влияния продолжительности и температуры старения на фазовый состав, микроструктуру и механические свойства высокоазотистой аустенитной стали Fe-23Cr-17Mn-0,18Ni-0,04V-0,1C-0,6N, мас. % (X23AG17). Старение образцов проводили при температурах 600°C и 700°C с продолжительностью от 30 мин до 50 часов в среде гелия с последующей закалкой в воду комнатной температуры. Методом рентгеноструктурного анализа показано, что исходная структура исследуемой стали состоит из зерен азотистого аустенита ($\gamma_{\text{N1-Fe}}$) с параметром решетки $a=3,629 \text{ \AA}$ и δ -феррита с параметром решетки $a=2,88 \text{ \AA}$ (рис. 1а, б). Старение при температуре 600°C до 5 часов не приводит к изменению фазового состава стали. После 5 часов выдержки наблюдали появление рентгеновских линий от σ -фазы, свидетельствующее о распаде δ -феррита (рис.1а). В процессе старения δ -феррит претерпевает распад с образованием σ -фазы и обедненного аустенита $\gamma_{\text{N2-Fe}}$. Так же на рентгенограмме наблюдали смещение и уширение (111) рентгеновской линии $\gamma_{\text{N1-Fe}}$ и появления отражений от нитридов хрома Cr_2N . Смещение (111) линии $\gamma_{\text{N1-Fe}}$ в сторону меньших углов дифракции, свидетельствует о появлении аустенитной фазы $\gamma'_{\text{N1-Fe}}$. Параметры решеток аустенита $\gamma_{\text{N1-Fe}}$ и $\gamma'_{\text{N1-Fe}}$ близки. Уширение у основания рентгеновской (111) линии $\gamma_{\text{N1-Fe}}$ связано с появлением обедненного аустенита $\gamma_{\text{N2-Fe}}$, в результате выделения нитридов хрома Cr_2N из зерен $\gamma_{\text{N1-Fe}}$. При повышении температуры старения до 700°C распад δ -феррита, появления частиц Cr_2N и $\gamma_{\text{N2-Fe}}$, происходил уже после 0,5 ч. старения (рис.1б).

Методом световой микроскопии обнаружены светлые и темные зерна (рис.2). Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что светлые соответствуют аустенитной фазе ($\gamma_{\text{N1-Fe}}$), а темные – σ -фазе, аустениту $\gamma_{\text{N2-Fe}}$ и частицам Cr_2N . При

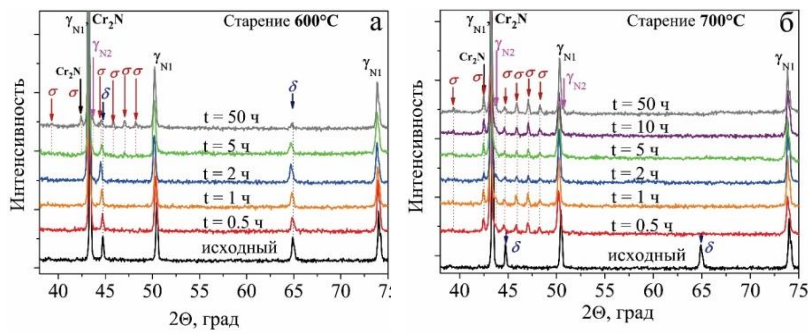


Рисунок 1 – Рентгенограммы стали X23AG17 после старения при температурах 600°C (а) и 700°C (б)

температуре 600°C темные зерна содержат еще остаточный δ-феррит. Объемная доля δ-феррита после закалки составляла 25%. При температуре старения 600°C распад протекает медленно: объемная доля зерен (V), претерпевших фазовый распад, увеличилась с 25% (0,5 ч.) до 32% (50 ч.). При температуре 700°C скорость распада зерен δ-феррита и аустенита, увеличилась, V возросла от 33% после выдержки в течение 0,5 ч. до 54% после старения в течение 50 ч. (рис 2 в).

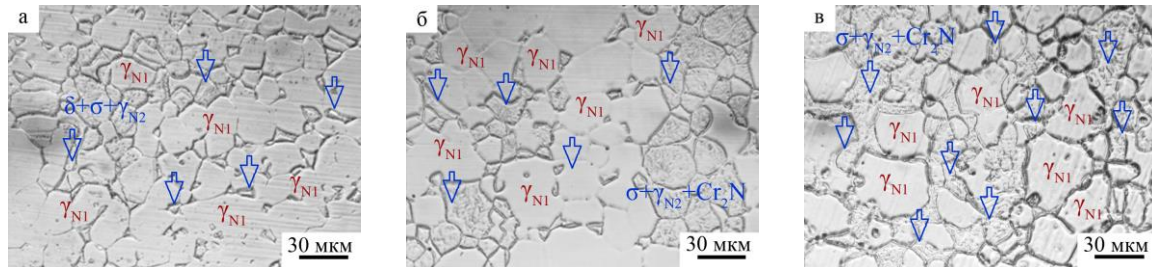


Рисунок 2 – Изображения протравленных поверхностей образцов, полученные методом световой микроскопии для образцов стали X23AG17 после старения: а) 600°C, 5ч.; б) 700°C, 0,5ч; в) 700°C, 50ч

В исходном состоянии микротвердость стали составляла $3,09 \pm 0,08$ ГПа. После старения по режимам 600°C, 5 ч. и 700°C, 0,5 ч., когда в стали происходят заметные фазовые преобразования, микротвердость зерен, в которых произошел распад, и зерен, не претерпевших распад, различна. При этом в зернах, претерпевших фазовый распад после старения при температурах 600°C, 10 ч. и 700°C, 0,5 ч., наблюдали резкое возрастание значений микротвердости в результате выделения интерметаллидной σ-фазы и дисперсионного твердения. После старения при температуре 700°C, в течение времени 2 – 50 часов уменьшение микротвердости вызвано процессами огрубления и коагуляции дисперсных фаз.

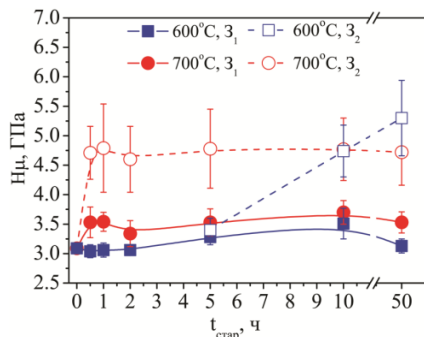


Рисунок 3 – Значения микротвердости в зависимости от температуры и продолжительности старения образцов стали X23AG17: З₁ – зерна аустенита, не претерпевшие фазовый распад (γ_{N1}-Fe); З₂ – зерна, претерпевшие фазовый распад (σ-фазы, γ_{N2}-Fe, Cr₂N)

В результате старения стали X23AG17 при температурах 600°C и 700°C происходит изменение фазового состава стали: протекает фазовый распад аустенита и δ-феррита с выделением Cr₂N и σ-фазы. Независимо от температуры старения структура стали носит смешанный характер. С увеличением продолжительности старения обнаружен рост

объемной доли зерен, претерпевший фазовый распад. При этом микротвердость таких зерен значительно выше, в сравнении с зернами, не претерпевшими распад.

Список литературы

1. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Мурадян С.О. О возможности применения в российском арматуростроении аустенитных азотистых сталей // Материалы в машиностроении – 2014.– С. 67-75.
2. Shi F., Wang L.J. Cui W.F., Liu C.M. Precipitation behavior of M_2N in a high-nitrogen austenitic stainless steel during // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2007. – Vol. 20. – No.2 – P. 95-101.

RESEARCH OF WEAR RESISTANCE OF POLYCRYSTALLINE DIAMOND COATINGS ON HARD ALLOYS BASED ON WC-Co

R.D. KHALAFOV, S.A. LINNIK

National Research Tomsk Polytechnic University

Email: rus.khalafov@gmail.com

Nowadays the high hardness and wear resistance qualify diamond coatings for tool applications are investigated. CVD diamond coated hardmetal tools have similar properties to PCD (sintered high-pressure diamond) but the production costs of CVD diamond are significantly lower. Diamond coated tools have proven themselves to be suitable for this machining task due to their high hardness and excellent thermal conductivity. Wear-resistance coatings for cutting tools are used for improving performance and increasing productivity [1]. They can reduce friction on the contact surfaces of the tool, increase the hardness and wear-resistance of the tool's surface layer, to increase thermal insulation and reduce the flow of the heat into the depth of the tool.

This research is mainly focused on investigating and creating AC glow discharge CVD reactor, figure 1.

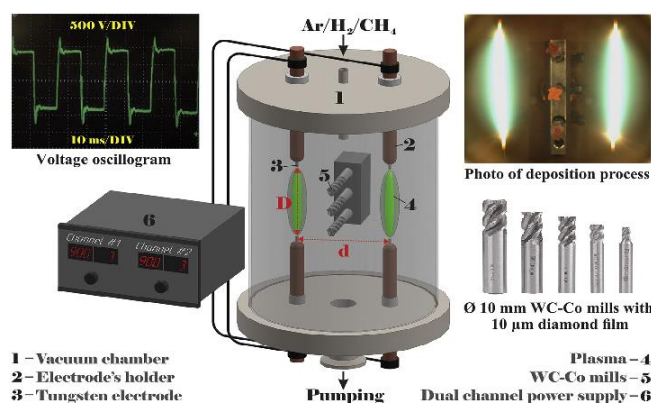


Figure 1 – AC glow discharge CVD reactor

We obtained microcrystalline diamond coating on WC-Co end mills with thickness $\sim 10 \mu\text{m}$, figure 2. XRD, Raman spectroscopy, nanoindentation and SEM analyses were carried out for proving of obtaining diamond coatings on cutting tools.

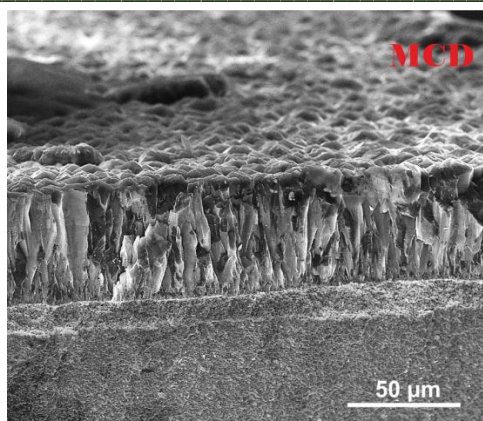


Figure 2 – SEM micrograph of microcrystalline diamond coating on WC-Co end mill

Investigation of tool wear-resistance of uncoated and diamond coated end mills had done during dry machining conditions. Experiments were carried out at same feed rates. A tool criterion based on flank wear width was found to be approximately 191 μm for uncoated and 45 μm for DC end mills. Tool life was found to be around 12 m length of cut for uncoated and 92 m length of cut for diamond coating on end mills based on flank wear failure criterion. Consequently, wear resistance of end mills was increased more than 7 times due to using polycrystalline diamond coating, figure 3.

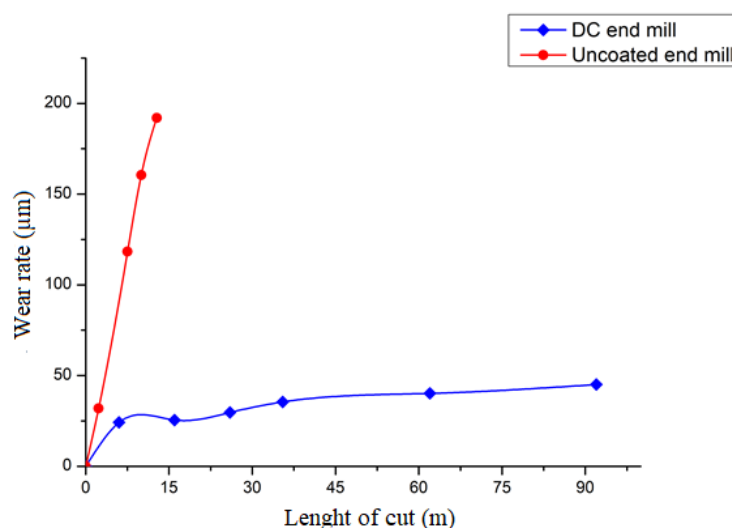


Figure 3 – Comparison of wear between diamond coated and uncoated end mills

References

1. S.A. Linnik,* , A.V. Gaydaychuk , V.V. Okhotnikov , R. Khalafov , S.E. Kunashenko High-speed deposition of uniform diamond coatings on WC-Co milling cutters in AC glow discharge plasma\ Elsevier journal \ Surface and Coatings Technology\ on processing in Elsevier Editorial System.
2. Gaydaychuk, A. V., Linnik, S. A., Kabyshev, A. V., Konusov, F. V., & Remnev, G. E. (2015). Synthesis of Polycrystalline Diamond Films in Abnormal Glow Discharge and their Properties. Journal of Physics: Conference Series, 652, 012029.

3. Kabyshev, A. V., Konusov, F. V., Linnik, S. A., & Remnev, G. E. (2015). The Effect of Doping on the Electrophysical Properties of Polycrystalline Diamond Films Deposited from an Abnormal Glow Discharge. *Journal of Physics: Conference Series*, 652, 012030.

РАЗРАБОТКА МОРОЗОСТОЙКИХ РЕЗИН УПЛОТНИТЕЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ЭПИХЛОРИДРИНОВОГО КАУЧУКА

А.Р. ХАЛДЕЕВА, М.Л. ДАВЫДОВА, М.Д. СОКОЛОВА

Институт проблем нефти и газа СО РАН ФГБУН ФИЦ ЯНЦ СО РАН

E-mail: haldeeva-anna@mail.ru

В арктических регионах России начинается процесс активного промышленного освоения и развитие базовых отраслей промышленности (горнодобывающей, нефтяной и газовой) с созданием соответствующей инфраструктуры, транспорта, связи, которые не способны функционировать без резинотехнических изделий (РТИ). Под действием низких температур в резинах замедляются релаксационные процессы, снижается эластичность, восстанавливаемость и контактное напряжение при сжатии, увеличивается жесткость, статический и динамический модули [1]. В связи с этим, в последнее время перед исследователями стоит задача существенного расширения температурной границы применения эластомеров за счет грамотного выбора полимерной основы и новых эффективных ингредиентов.

Одним из методов решения проблемы повышения долговечности эластомерных изделий в арктических условиях является повышение морозостойкости резин за счет выбора морозостойкого каучука с температурой стеклования не ниже минус 55°C и введения пластификатора. Пластификатор добавляют в резиновую смесь для улучшения высокоэластических свойств и морозостойкости, а также технологических свойств за счет снижения вязкости резиновых смесей, увеличения гибкости молекул и подвижности надмолекулярных структур в готовом РТИ [2, 3].

При производстве уплотнений, предназначенных для работы в области низких температур и масел, на сегодняшний день перспективны эпихлоридриновые каучуки (ЭХГК). Из всего ассортимента ЭХГК выпускаемых фирмой «Zeon Chemicals L.P.» для создания морозостойких резин уплотнительного назначения выделяется каучук марки Hydrin T6000 с температурой стеклования минус 60°C, благодаря сочетанию таких свойств как масло-, термо-, озоно- и морозостойкость, высокая эластичность [2, 4].

В представляемой работе исследовали резины на основе Hydrin T6000. В состав резиновых смесей входили следующие ингредиенты: наполнители (технический углерод марок N774 и N550), вулканизирующий агент (сера), ускорители вулканизации (каптакс, альтакс, тиурам, дифенилгуанидин, сульфенамид Ц), активаторы вулканизации (оксид цинка, оксид магния), стабилизаторы (6PPD, 4010, дибутилдитиокарбамат цинка), мягчитель (стеариновая кислота), пластификатор (дибутилсебацинат).

В ходе выполнения работы составлены рецептуры резиновых смесей с целенаправленным подбором компонентов (наполнителя, противостарителей, ускорителей вулканизации) на базе рекомендованной стандартной смеси (резина 1) [2]. Основным отличием исследованных резиновых смесей является различное содержание технического углерода, ускорителей вулканизации и противостарителей (резины 2-6). Смешение производили в закрытом резиносмесителе «Пластикордер PL 2200-3» фирмы Brabender. Из готовых резиновых смесей формовали образцы и вулканизировали их при температуре 155°C в течение 20 мин. Исследования свойств резин на основе ЭХГК марки Hydrin T6000 осуществлялось по стандартным методикам.

Физико-механические свойства резин на основе эпихлоргидринового каучука марки Hydrin T6000 приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Физико-механические свойства резин

Показатели	Резины					
	1	2	3	4	5	6
Условная прочность при растяжении, МПа	9,6	8,8	9,3	11,0	10,6	10,2
Условное напряжение при 100% удлинении, МПа	3,1	3,9	4,8	5,2	7,3	4,5
Относительное удлинение при разрыве, %	370	281	230	270	198	436
Твердость, у.е.	69	70	74	73	82	70
ОДС при сжатии в теч. 24 ч при 125°C, %	64	58	61	80	69	75
Степень набухания, при 70°C в теч. 24 ч, %	15,7	2,8	1,6	2,9	3,0	3,6
Коэффициент морозостойкости при растяжении при -55°C	0,12	0,50	0,44	0,40	0,28	0,24
Температурный предел хрупкости, °C	-	-56	-56	-55	-56	-56
Коэффициент морозостойкости по эластическому восстановлению						
при -40°C	0,80	0,79	0,72	0,71	0,66	0,78
при -50°C	0,48	0,70	0,65	0,63	0,53	0,60
при -55°C	0,13	0,43	0,47	0,39	0,18	0,34
при -60°C	-	0,11	0,10	0,08	0,07	0,07

Видно, что разработанные резины 2-6 на основе Hydrin T6000 обладают высокой масло- и морозостойкостью при удовлетворительном уровне остаточной деформации после сжатия и прочностных характеристик. Резкое увеличение твердости и снижение относительного удлинения в случае резины 5 можно объяснить заменой технического углерода (ТУ) марки N774 на N550. Это обусловлено влиянием типа ТУ на формирование структуры и плотности вулканизационной сетки: ТУ марки N550 обладает более высокой структурной активностью по сравнению ТУ марки N774. По норме стойкости к воздействию агрессивных сред резины 2-6 попадают в группу стойкости 1н, а резина 1 по стандартной рецептуре относится к группе стойкости 2н из-за меньшей густоты пространственной сетки, обусловленной пониженным содержанием в рецептуре вулканизирующего агента и ускорителей вулканизации по сравнению с разработанными резинами 2-6. Наибольшим коэффициентом морозостойкости при растяжении и по эластическому восстановлению обладают резины 2 и 3. Температурный предел хрупкости резиновых смесей на основе Hydrin T6000 находятся на одном уровне.

Таким образом, каучук Hydrin T6000 можно рекомендовать для изготовления морозостойких резин уплотнительного назначения с повышенной надежностью и долговечностью эксплуатации техники в экстремальных условиях холодного климата.

Работа выполнена в рамках государственного задания №0377-2018-0001.

Список литературы

1. Большой справочник резинщика. Том 2. Резины и резинотехнические изделия / Под ред. С.В. Резниченко, Ю.Л. Морозова. – М.: ООО «Издательский центр «Техинформ» МАИ», 2012. – 648 с.

2. Корнев А.Е., Буканов А.М., Шевердяев О.Н. Технология эластомерных материалов: Учебник для вузов. – М.: НППА «Истек», 2009. – 504 с.
3. Тагер А.А. Физико-химия полимеров. – М.: Научный мир, 2007. – 576 с.
4. Осошник И.А., Шутилин Ю.Ф., Карманов О.В. Производство резиновых технических изделий: Учебное пособие. – Воронеж: Воронеж. гос. технол. акад., 2007. – 972 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ИНВАРНОГО ТИПА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

ХАНЬ ЛЯН^{1,2}, Е.В. АБДУЛЬМЕНОВА¹, М.А. КОНОВАЛОВА¹, О.Ю. ВАУЛИНА¹

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Шэньянский политехнический университет

E-mail: 676610469@qq.com

Изделия, изготавливаемые технологией порошковой металлургии, рассматриваются в настоящее время в качестве перспективных конструкционных материалов в области материаловедения. Инвар обладает уникальным свойством – низким коэффициентом термического расширения (КТР) в интервале температур от -100 до $+100$ °С. Однако механические свойства литого инвара достаточно низкие. Повысить свойства порошкового инвара можно путем упрочнения исходных частиц (например, механической активацией) или путем введения в порошковую смесь упрочняющих частиц [1-2].

В работе исследовали порошковый инвар - сплав, состоящий из никеля (Ni, 36 %) и железа (Fe, 64%). Порошковая смесь предварительно была подвергнута механической активацией в течение 1 и 5 минут в планетарной мельнице.

Все порошки (и без механической активации, и с механической активацией) неоднородны по размеру и по форме частиц. Встречаются как крупные, так и мелкие частицы. Порошок после механической активации меняет свою морфологию, рисунок 1. Большинство порошинок без механоактивации, рисунок 1 а, имеют сферическую форму, размер порошинок колеблется от 1 до 10 мкм. После механической активации в течение 1 минуты, рисунок 1б, также наблюдаются частицы округлой формы, однако встречаются и большие частицы, а также конгломераты, состоящие из нескольких порошинок и имеющих размер до 70 мкм. После механоактивации в течение 5 минут, рисунок 1в, большое количество частиц имеют неправильную вытянутую форму. Также наблюдаются большие плоские, сплюснутые частицы, а также крупные конгломераты размером до 90 мкм.

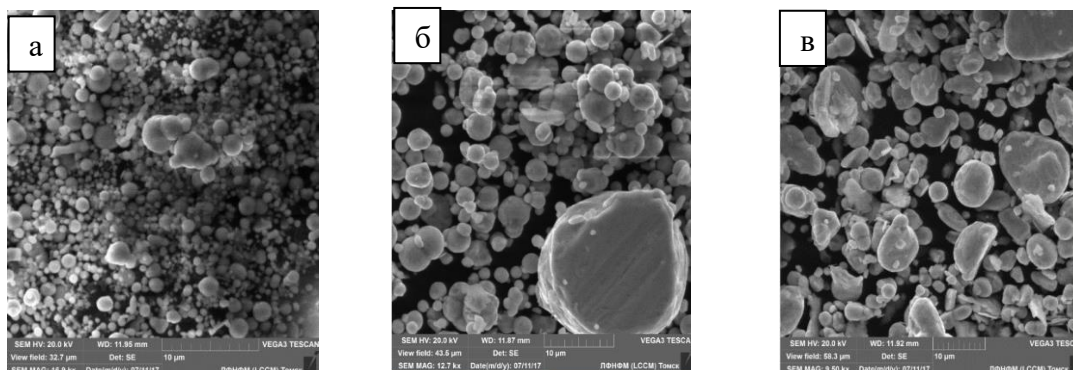


Рисунок 1 – Электронно-растровая микроскопия порошков инвара: а - порошок инвара без механической активации; б - порошок инвара после механической активации в течение 1 минуты; в - порошок инвара после механической активации в течение 5 минут

На рисунке 2а представлены фрагменты рентгенограмм порошка инвара до и после механической активации. Видно, что после механической активации фазовый состав не изменился. Исходный порошок состоит из Fe и Ni. Fe имеет ОЦК структуру с параметром кристаллической решётки ($2,8605 \cdot 10^{-10}$ м), что соответствует параметру ОЦК структуры Fe равным ($2,86 \cdot 10^{-10}$ м). Ni имеет ГЦК структуру с параметром кристаллической решётки ($3,5164 \cdot 10^{-10}$ м), что соответствует параметру ГЦК структуры Ni равным ($3,514 \cdot 10^{-10}$ м).

При увеличении времени механической активации параметры решёток Fe и Ni увеличиваются до ($2,8638 \cdot 10^{-10}$ м) и ($3,5198 \cdot 10^{-10}$ м), соответственно. По-видимому, увеличение параметров кристаллической структуры может быть связано с накоплением дефектов, которые зарождаются в процессе механической активации.

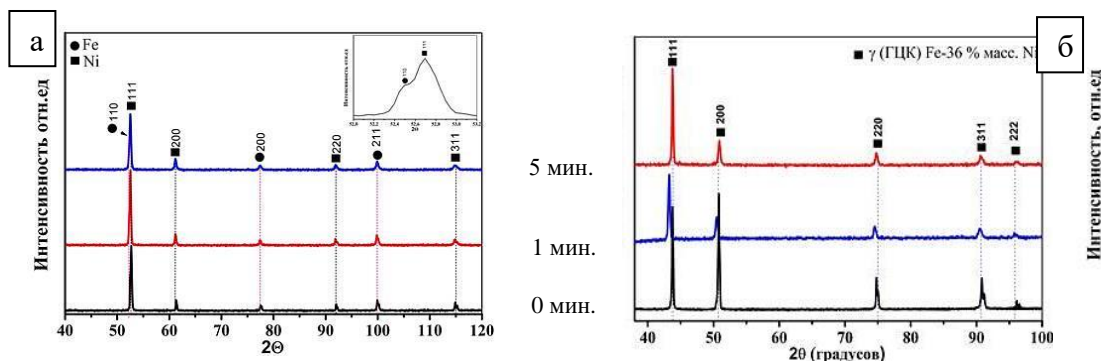


Рисунок 2 – Фрагменты рентгенограмм порошка (а) и спеченных образцов (б) состава Fe–36 % масс. Ni до и после механоактивации в течение 1 и 5 минут.: Рисунок в правом верхнем углу – увеличенный первый пик

Металлографический анализ спеченных образцов показал, что структуры всех исследуемых образцов имеют феррито-аустенитную структуру, рисунок 3. Это подтверждается рентгеноструктурным анализом, рисунок 2б. Из рисунка 3 видно, что структуры спеченных образцов отличаются размерами и формой зерен. В зернах аустенита наблюдаются двойники.

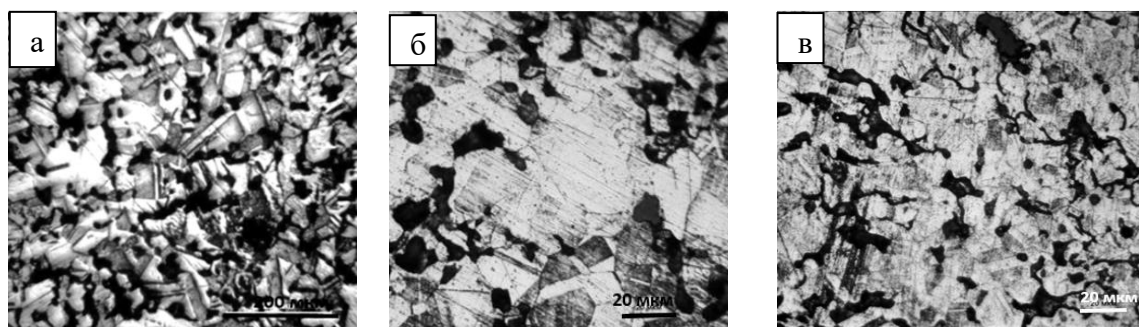


Рисунок 3 – Структура поверхности травленных спеченных образцов, а - без механической активации, б - при 1 минут, в - при 5 минут

Для определения механических свойств была измерена микротвердость. Микротвердость образцов после предварительной механоактивации в течение 1 (600 ± 29 МПа) и 5 минут (572 ± 34 МПа) снизилась примерно в 1,5 раз (на 30%) в сравнении с образцами из исходных порошков (876 ± 47 МПа).

В заключении можно сказать, что предварительная механическая активация исходных порошков не приводит к увеличению твердости спечённых образцов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-48-700039 р_а.

Список литературы

1. Hidalgo J., Jiménez-Morales A., Barriere T. et al. Mechanical and functional properties of Invar alloy for μ -MIM // Powder Metallurgy. – 2014. – № 2. – P. 127-136.
2. Оглезнева С. А., Саенков К. Л., Гревнов Л. М. Исследование физико-механических свойств и температур фазовых превращений порошковых Fe–Ni-сплавов // Вестник ПНИПУ. – 2017. – № 3. – С. 34 – 48.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 10Г2ФБЮ

Н.А. ХИСАМЕТДИНОВ¹, Ю.И. ПОЧИВАЛОВ², А.С. СМИРНОВА²

¹ Томский политехнический университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: chicharito_96@mail.ru

Одним из главных недостатков существующих технологий обработки металла давлением (ОМД) является большие энергозатраты. Возникают они из-за промежуточных отжигов и высокого сопротивления металла деформированию. Для уменьшения затрат на энергию, увеличения показателей эффективности процессов производства и повышения качества продукции металлургической отрасли применяется технология электропластической деформации [1].

В настоящей работе исследовали влияние электропластической деформации при прокатке на структуру и механические свойства низколегированной стали 10Г2ФБЮ. Сталь класса прочности К60 типа 10Г2ФБЮ используется для строительства труб большого диаметра в газонефтепроводах [2].

Образцы для исследования получали прокаткой в валках с кольцевыми проточками по режиму – с 10 мм до 3 мм в плоских валках, с 3 мм до 1,6 мм в валках с проточками, с 1,6 мм до 1 мм в плоских валках.

Поверхность образцов стали 10Г2ФБЮ исследовали на оптическом микроскопе ЛабoМет-И, рисунок 1.

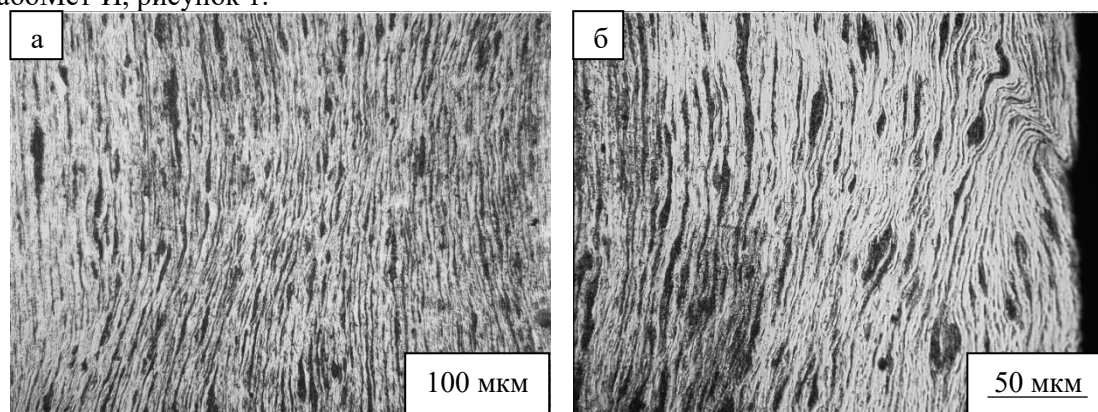


Рисунок 1 – Структура стали 10Г2ФБЮ после прокатки:
а) при увеличении в 200 раз; б) при увеличении в 500 раз

Фрактографические исследования разрушенных образцов были проведены методом растровой электронной микроскопии на Tesla BS-300, рисунок 2.

На панораме образца стали 10Г2ФБЮ после прокатки, рисунок 2а, наблюдается слоистый характер разрушения с квази-вязким типом рельефа, что подтверждает снижение пластичности, относительно исходного материала. При испытаниях на растяжение

происходит расщепление металла с образованием впадин глубиной до нескольких миллиметров, рисунок 2б, параллельных плоскости прокатки, расположенных перпендикулярно поверхности излома.

Размер ямок при изломе образца составил от 0,3 до 10 мкм, рисунок 2в. Видно, что стенки глубокой впадины имеют хрупкий характер разрушения – видны фасетки с характерным ручьистым узором, рисунок 2г.

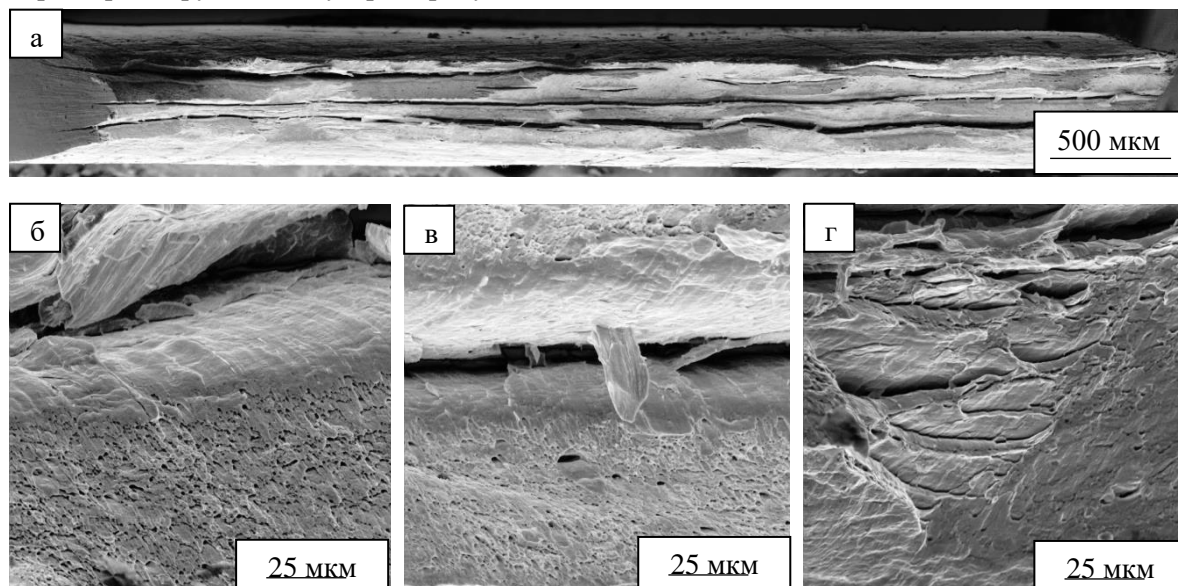


Рисунок 2 – Фрактограммы поверхности разрушения образцов стали 10Г2ФБЮ после прокатки и испытания на растяжение: а) панорама образца; б), в), г) области разрушения

Механические испытания выполнены путем растяжения на универсальной испытательной машине “Instron-5582”, рисунок 3

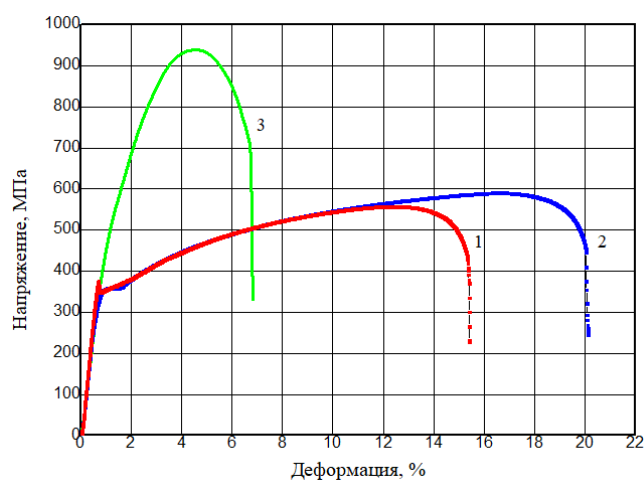


Рисунок 3 – Диаграммы растяжения стали 10Г2ФБЮ:
1, 2 – в состоянии поставки; 3 – после прокатки

Список литературы

1. Троицкий О.А. Энергосберегающая электропластическая деформация металлов // НПП «Институт ЭПДМ», 2010.
2. Якушев Е. В. Исследование и разработка экономнолегированной трубной стали класса прочности К60 для стана 2800 - М.: ОАО «Уральская сталь», 2014. - С. 18-19.

ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2С МЕТОДОМ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

*А.В. ЯКОВЛЕВ¹, И.В. ВЛАСОВ², Н.С. СУРИКОВА²,
А.С. СМЕРНОВА², И.П. МИШИН², С.В. ПАНИН^{1,2}*

¹ Томский политехнический университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: alexandryakov1@gmail.com

Магистральные трубопроводы являются стратегическими промышленными объектами, а контроль их технического состояния, а также исследование способов сохранения/повышения эксплуатационных характеристик являются актуальными научно-техническими задачами [1]. В то же время, основными факторами, приводящими к выходу из строя элементов трубопровода, являются коррозионный износ в процессе эксплуатации, деформационное старение [2], вызванное продолжительным воздействием статической нагрузки, низкие температуры, приводящие к резкому снижению ударной вязкости [3].

Для решения проблемы повышения ударной вязкости в работе предложен метод поперечно винтовой прокатки (ПВП), заключающийся в прокате цилиндрической заготовки тремя валками, вращающимися в одном направлении и установленными под углом друг другу. При этом происходит вращение заготовки относительно собственной оси таким образом, что любая точка поверхности движется по винтовой траектории. Предварительно подобранные температурно-деформационные режимы воздействия позволяют создавать в объёме материала многоуровневую структуру с высокими диссипативными свойствами (за счет реализации эффекта кривизны кристаллической решетки и формирования двухфазной ламеллярной мезоскопической структуры), обеспечивающие эффективное демпфирование быстроподводимой механической энергии (при ударных испытаниях), а также подавляющие локализацию пластического течения и эффективно сдерживающие зарождение и распространения трещин при динамических нагружениях [4].

В качестве объекта исследования была выбрана конструкционная низколегированная сталь 09Г2С, широко применяемая как в строительстве трубопроводных систем, так и для элементов несущих конструкций различного назначения. ПВП проводили на трёхвалковом стане. Было выполнено 5 проходов от температуры 850° С с закалкой в воду после каждого прохода ($E_{\text{сумм}}=73,77\%$). Целью данного исследования является изучение влияния поперечно-винтовой прокатки на структуру и ударную вязкость стали 09Г2С. После ПВП в продольном и поперечном направлении в поверхностном слое формируется мелкодисперсная структура, состоящая из феррита и разрушенных пластин перлитной фазы (рисунок 1, а).

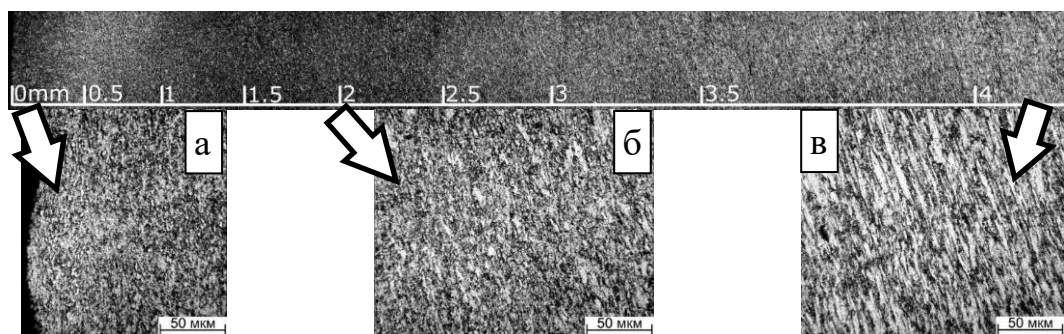


Рисунок 1 - Фотографии микроструктуры образца после поперечно винтовой прокатки

На глубине более 1 мм в продольном направлении становятся различимы отдельные вытянутые ферритные зёрна, рисунок 1, б, в, сохранившиеся после деформации. В

поперечном направлении такие зёрна выглядят как равноосные светлые фазы. При дальнейшем перемещении к центру прутка фиксируется увеличение размера и количества различных вытянутых ферритных зёрен, а на расстоянии от 4 мм хорошо заметна сформированная текстура. В поперечном направлении на данной глубине различимы фазы феррита и перлита. В результате деформации при ПВП «размываются» перлитные прослойки между ферритными зёрнами (в отличие от образцов в состоянии поставки), а границы фаз выглядят более «рваными».

В результате пятиступенчатой прокатки удалось повысить ударную вязкость на всём исследуемом температурном интервале (до -70°C), рисунок 2, а. Рассчитана величина энергии, потраченной на зарождение и распространение трещины, рисунок 2, б, в. Показано, что основной причиной повышения ударной вязкости после прокатки является эффективное сопротивление распространению трещины, что видно по отношению затраченной энергии на данном этапе, рисунок 2, в, в то время как на этапе зарождения трещины значения энергий для обоих типов образцов достаточно близки, рисунок 2, б.

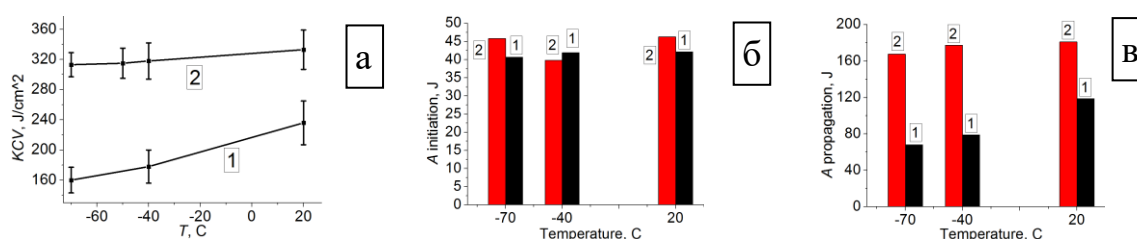


Рисунок 2 - а) график ударной вязкости; б) работа зарождения трещины; в) работа распространения трещины; 1 - исходное состояние; 2 - образец после ПВП

В процессе поперечно винтовой прокатки стали 09Г2С развиваются эффекты деформационного упрочнения, что сопровождается уменьшением размера зерна, формированием текстуры с градиентным изменением по сечению прутка, а также в продольном направлении. Тем самым, образец Шарпи характеризуется более прочным поверхностным слоем и более вязким материалом в сердцевине. Такое сочетание позволяет эффективно сопротивляться распространению трещины и приводит к практически двукратному повышению ударной вязкости при отрицательных температурах.

Благодарности: Работа выполнена в рамках плана фундаментальных научных исследований государственных академий наук 2013-2020 гг. Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 18-38-00679 и 18-08-00516, а также грантов президента НШ-5875.2018.8 и СП-2456.2019.1.

Список литературы

1. Панин В.Е., Деревягина Л.С., Лебедев М.П., и др. Научные основы хладноломкости конструкционных сталей с ОЦК кристаллической решеткой и деградации их структуры при эксплуатации в условиях отрицательных температур // Физ. мезомех. - 2016. - Т. 19. - № 2. - С. 5-14
2. Syromyatnikova A. S. Degradation of physical and mechanical condition of the main gas pipeline metal at long operation in the conditions of the cryolitozone // Phys. Mesom. - 2014. - Vol. 17. - Issue 2. - P. 85-91 (in Russian).
3. Nastich S. Yu., et. al. Effect of temperature for the start of finish rolling on coiled steel X70 microstructure and cold resistance 2012, Volume 56, Issue 7, pp 519–525.
4. Пищулова А.А., Гордиенко А.И., Деревягина Л.С. Влияние температурных режимов поперечно-винтовой прокатки на особенности формирования структуры и механические свойства низкоуглеродистой трубной стали // Труды конференции: Перспективные материалы конструкционного и медицинского назначения. - 2018. - С. 76-77.

SIMULATION AND EXPERIMENTAL VERIFICATION OF DAMAGE DETECTION USING ULTRASONIC LAMB WAVES

M.V. BURKOV^{1,2}, A.V. EREMIN¹

¹Institute of strength physics and materials science,

²Tomsk Polytechnic University

Today there is a rapid development of structural health monitoring (SHM) which is based on the evaluation of various structural parameters using embedded sensor system. The registered data after digital processing can provide useful information about the presence of damages, material degradation, etc. Recent papers show the increasing interest to ultrasonic guided waves for SHM. But in order to design robust SHM systems sophisticated algorithms of damage detection are to be developed. One of the powerful methods of data processing is using of artificial neural networks which should be trained for exact structural application. For extensive training one should perform large amount of experimental testing with different location, type and severity of damages that is very time consuming and expensive. These experiments can be replaced with simulation using computer models. But in order to provide reliable data the models should be carefully tuned and verified. The paper present the results of finite element method simulation of Lamb wave testing of aluminum panel.

The aluminum panel with a size of 500x500 mm and 3 mm thick was simulated using ABAQUS software and explicit solver. The maximum size of the element was 1 mm resulting in the formation of the mesh with 3-elements through thickness. The network of actuator-sensor system consisted of 4x4 transducers which are modeled as a set of elements on the surface of the panel. Each set can be used either an actuator or a sensor resulting in 132 actuator-sensor pairs obtained for the 4x4 network. Hanning window-modulated 5-cycle sine wave was used as a testing signal; there were 3 frequencies: 50, 100 and 200 kHz. The sensor response was measured as a plot of ε_{zz} stress component by time. After the simulation of the pristine aluminum panel the damaged one was simulated as well. The damages were 1 mm wide cracks with the length of 5, 15 and 25 mm. Then the obtained signals were analyzed using previously developed software based on the analysis of attenuation of ultrasonic waves due to emergence of damage. In order to assess the state of tested object one should compare registered signals for initial (baseline) and damaged states for each actuator-sensor pair using following parameters: dA – difference of envelopes and dP – difference of Fourier spectrum energy.

Baseline and damaged states are compared in the software to calculate location and severity of damage. For each actuator-sensor pair dA and dP are calculated and sorted in ascending order thus the pairs with the highest decrease of amplitude or energy are in the upper part of the list. Then N pairs (paths) are selected from the top of the list and used for damage location procedure. After the paths are chosen the intersection points are found. For each pair of paths there is no more than one intersection point having its weight equal to product of dA or dP of two paths producing this intersection. Damage location is calculated as mean of the obtained intersection points: $r = \sum r_i \cdot w_i / \sum w_i$, where r_i and w_i are coordinates and weight of i -th intersection point. Damage index $DI = \sum w_i / n$, where n is a number of intersection points, describes the severity of the damage: the higher the index the more the damage is severe.

The results of location of the crack are presented and discussed in terms of accuracy of detection and sensitivity to the damage severity.

Acknowledgements

This work was performed within the frame of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013-2020, line of research III.23 and with a partial support of RF President Council Grant for the support of leading research schools NSh-5875.2018.8.

INVESTIGATION OF PROPERTIES OF HYBRID CFRP/SWCNT COMPOSITES

M.V. BURKOV^{1,2}, A.V. EREMIN¹

¹ Institute of strength physics and materials science,

² Tomsk Polytechnic University

Composites are widely used in aerospace offering the engineer a possibility to create lightweight parts suitable for exact loading conditions: polymer matrix composites are used for mechanically loaded aircraft structures, ceramic matrix composites applied for engine parts can withstand high temperature and corrosive environment, etc. However aerospace demands specific properties: the skins should be electrically conductive to ensure that high-voltage impact during lightning strike would not damage the aircraft. Metal structures do not require any additional solutions due to good electrical conductivity but in CFRP designs the engineers need to use special techniques which however modify only the surface of CFRP making the production technology more complicated. The enhancing of the bulk properties of CFRP is a promising way to improve both electrical conductivity and thermal one, which is also quite important.

Naturally carbon fibers are conductors but the epoxy is an insulator. The carbon fiber/epoxy composite due to high anisotropy demonstrate insufficient electrical conductivity, which can be improved by additives establishing cross-links between the layers of carbon fiber by an addition of carbon nanofibers, carbon nanotubes or graphene. Such materials have affinity with carbon fiber fabrics and epoxy binder resulting in high adhesion thus CFRPs can be upgraded to hybrid composites with great electrical and thermal conductivity along with high mechanical properties.

The aim of the present work is to investigate the electrical properties and quasi-static fracture behavior of hybrid carbon fiber reinforced polymers modified with single-wall carbon nanotubes (SWCNT). The resistivity of both modified and non-modified CFRP specimens were measured. The mechanical behavior of CFRP was evaluated via three point bending tests and static tension.

The specimens are produced using carbon fabrics, VATI basalt fabrics with densities of 200 g/m² both and epoxy binder resulting in a 2.1 mm thick 12-ply orthotropic laminate. The basalt layers allow avoiding the contact between neighboring carbon fiber layers and helping to investigate directly the effect of modification by CNTs. Hand lay-up with hot pressing using Gotech 7014-R (pressure 0.48 MPa, heating of plates to 60 °C, 12 hours) was used to fabricate blanks which were cut into specimens using milling machine. The SWCNTs by OCSiAl were used to modify CFRP and were added into epoxy. In order to obtain a uniform distribution and deagglomeration the mixture was subjected to ultrasonication during 20 min. Then modified epoxy was manually mixed with hardener. The specimens were tested using Instron 5582 universal testing machine. Quasi static tension was performed at the rate of 1.5 mm/min with gage length of 70 mm. Three-point bending was conducted with the span of 60 mm at 10 mm/min rate. Three specimens were tested for each CNT content and testing method.

In order to perform conductivity measurement the CFRP and epoxy the specimens were coated with silver conductive paint. The epoxy specimens were tested only in one configuration: between the ends of cylindrical specimen. While for CFRP specimens there were 3 configurations: in-plane surface measurement, out-of-plane diagonal and out-of-plane through thickness. For each CNTs content the conductivity measurements were conducted for 3 epoxy and 2 CFRP samples.

Tensile tests. The failure mode of all specimens was lateral crack at the grip. Table 1 presents the summarized results of tensile tests. Ultimate strength and modulus are not significantly affected by addition of CNTs. The result is agreed with theoretical assumptions: tensile strength and modulus depends mainly on the longitude oriented fibers while the impact of a binder is small.

Bending tests. In bending tests the strength and stiffness of matrix greatly influences the final properties of CFRP/SWCNT hybrid composites. The shearing stresses occurring in

interlayers of bended specimen are held by binder. Thus modification of matrix should improve flexural mechanical properties.

Table 1 - Results of mechanical testing

Specimen	CNT, wt. %	UTS, MPa	Strain at fracture, %	Modulus, GPa	Flexural strength, MPa	Deflection at fracture, mm	Flexural modulus, GPa
CNT-0	0	601.7±18.8	6.9±0.6	9.81±0.25	493.1±1.7	2.9±0.05	48.1±1.01
CNT-1	0.1	590.8±13.5	6.6±0.2	9.84±0.18	510.4±59	3.1±0.2	49.4±1.57
CNT-2	0.2	583.5±17.2	6.4±0.1	9.58±0.36	585.1±58	3.4±0.4	52.3±1.13
CNT-3	0.3	604.6±15.3	6.3±0.3	9.71±0.23	604.9±29	3.3±0.3	55.9±2.16

Table 1 present the results of 3-point bending test. It can be seen that both flexural strength and modulus were increased by 23% and 16% correspondingly for 0.3 wt.% of SWCNT. The modification increases the flexural strength of hybrid composite, but the scatter is quite high for CNT-1 and CNT-2. Flexural modulus with increase of CNTs demonstrates a uniform growth with average scatter. The increase of flexure properties is attributed to higher shear strength of binder and adhesion between the layers after modification.

Conductivity measurements. The results of conductivity measurements are presented in Table 2. Non-modified epoxy has very low electrical conductivity: less than 10^{-7} S/m. The addition of 0.1% of CNTs increases its conductivity to 0.012 S/m. Larger CNTs content results in nonlinear drastic rise of conductivity to 0.063 S/m for specimen CNT-3. The scatter for CNT-1 is about 6% while for CNT-2 – 27%. The results demonstrate the possibility of enhancing the conductivity of materials using CNTs: the dielectric epoxy after modification acquired conductive properties.

The in-plane conductivity of CFRP (Fig. 5b) depends only on the surface fiber layer thus in-plane conductivity demonstrates slight increase with addition of CNTs however the CNT-0 specimen is conductive as well: 564 S/m. Quite identical results of out-of-plane through thickness and diagonal measurements along with null conductivity for CNT-0 are showing that the final electrical conductivity of hybrid CFRP in out-of-plane mode is dictated by epoxy matrix. Thus an addition of CNTs enhances conductivity in final hybrid CFRP even if it was zero. Table 4 shows electrical properties for modified and non-modified specimens measured in three directions.

Table 2 - Electrical conductivity of the specimens.

Specimen	Electrical conductivity, S/m			
	epoxy specimen	CFRP in-plane surface	CFRP out-of-plane diagonal	CFRP out-of-plane thickness
CNT-0	$<10^{-7}$	564±319	$<10^{-5}$	$<10^{-5}$
CNT-1	0.012±0.0007 (±6%)	514±252	6.8±1.5	7±1.18
CNT-2	0.03±0.0083 (±27%)	702±228	16.1±1.5	16.3±1.02
CNT-3	0.063±0.0025 (±4%)	865±184	65.3±11.1	66.2±9.9

The investigation of CFRP modified by SWCNT was performed. The experiments were focused on the evaluation of electrical conductivity and mechanical properties. It has been shown that tensile properties are less affected by addition of SWCNT while flexural were improved. Addition of 0.3 wt.% SWCNTs results in improvement of flexural strength and modulus on 22% and 16% correspondingly. Electrical conductivity after the addition of SWCNT raised both for epoxy and CFRP. The effect of CNTs on CFRP conductivity is much higher for out-of-plane path provided by interlayer connections in epoxy binder while in-plane conductivity determined by carbon fibers and therefore it shows an ambiguous increase with large scatter. Addition 0.3 wt.% of SWCNT increases out-of-plane conductivity up to ~66 S/m while unmodified CFRP was dielectric. The proposed method for producing of hybrid composites has good potential and future

research is to be linked to the development of reliable and inexpensive preparation and mixing technique and investigation of fatigue properties which are quite important for industrial application.

Acknowledgements. This work was performed with the support Russian Science Foundation, grant 19-79-10148.

ВЛИЯНИЕ ДИНАМИКИ НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

ТЯНЬ ДЭФАН, Н.З.МАДАМИНОВ, А.А.КОНДРАТЮК

Томский политехнический университет

E-mail: 1132076105@qq.com

В настоящее время к конструкционным материалам предъявляются очень высокие эксплуатационные требования. Полимерные композиционные материалы не являются исключением. Для выполнения этих требований, использование термопластичных полимеров в качестве основы при создании композиционных материалов является одним из эффективных решений. Благодаря своим уникальным сочетанием свойств, сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) находится в числе перспективных материалов [1]. Следует особо отметить, что на конечные функциональные свойства полимерных композитов на основе СВМПЭ могут оказывать вводимые в состав шихты наполнители-модификаторы. Установлено, что влияние оказывает как их количество, так и дисперсность. Кроме того влияет их «происхождение», то есть металлические они или органические.

В работе было исследовано влияния динамики нагружения на механические характеристики композитов СВМПЭ+УНТ.

Исходными компонентами для композитной шихты использовали порошок СВМПЭ производства ООО "ТНХК", в качестве основного материала (матрицы); а в роли наполнителя – углеродные нанотрубки (УНТ), полученные из органического природного материала (сфагнума) методом поролиза и диспергированные на технологических режимах отработанных авторами. Их характеристики приведены в таблице 1.

Таблица 1- Основные характеристики используемых материалов

Характеристика	СВМПЭ	УНТ
молекулярная масса, г/моль	$6.5 \cdot 10^6$	-
Размеры частиц, мкм	70-110	0,01-0,07
Насыпная плотность, г/см ³	0,35	0,4

В ходе смешивания были подготовлены композиции СВМПЭ+УНТ с количественным содержанием наполнителя 1;3;5;10 и 15% (вес.). Композиты были изготовлены методом компрессионного горячего прессования на оригинальной установке, базирующаяся на основе прессы Р-20 [2,3].

Исследования механических свойств композитов при растяжении проводили на универсальных испытательных машинах «UGT-7001-НС6» и «Instron-5582», скорость нагружения (растяжения) 10 и 2 мм/мин., соответственно. Графическая интерпретация полученных численных значений отображена на рисунках 1,2.

Вышеприведенные исследования реализовывались на стандартных образцах, в соответствии с ГОСТ 11262-80. Результаты исследования обработаны с помощью Microsoft Excel 2013 [3].

При анализе полученных значений определено, что при скорости нагружения 10 мм/мин. композиты показывают более высокие значения предела текучести, прочности и

деформации чем при 2 мм/мин. С нашей точки зрения это может быть объяснено тем что пятикратное увеличение скорости проведения процесса нагружения испытываемых экспериментальных образцов приводит к тому, что процесс перераспределения локальных деформаций в массе композита неравномерен. Протекающие процессы приводят к нарушению изотропии, и как следствие, созданию на поверхности очага первичной микротрещины приводящей в дальнейшем к преждевременному разрушению изделия.

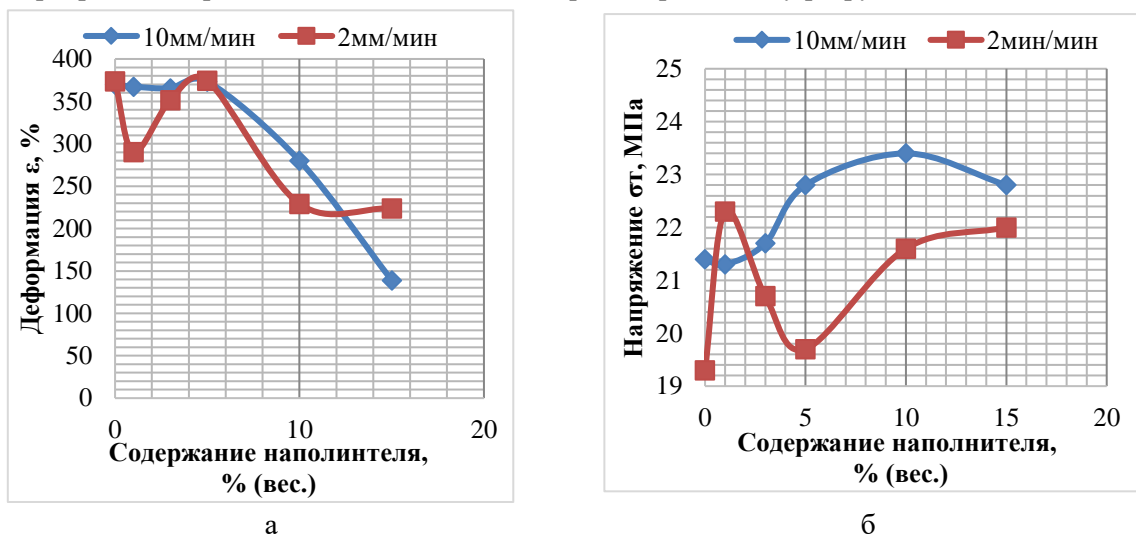


Рисунок 1 – Графики зависимости изменения: а) деформации (относительное удлинение); б) предела текучести

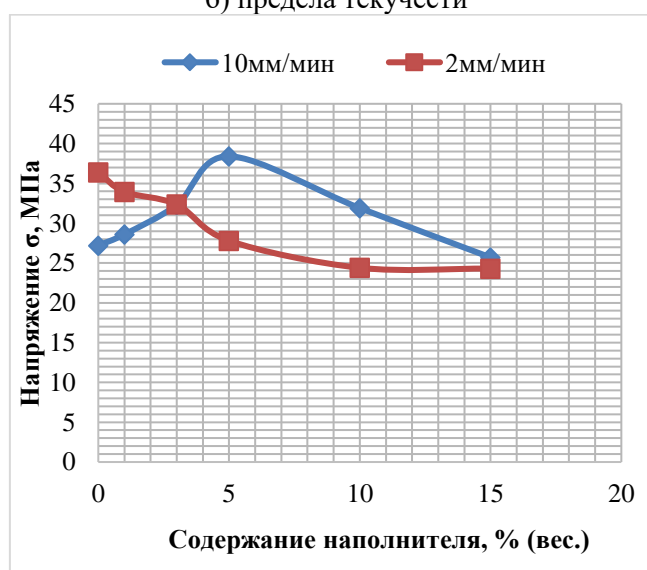


Рисунок 2 – Зависимость изменения предела прочности композитов от количества наполнителя

Список литературы

1. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен высокой плотности/ И. Н. Андреевна, Е. В.
2. Веселовская, Е. И. Наливайко и др. – Л.:Химия, 1982.-80 с.
3. Кондратюк А.А., Клопотов А.А., Муленков А.Н., Заганшин А.Н., Васендина Е.А.// Изв. Вузов. Физика.-2012.- № 5/2. – С. 151-155.
4. Кондратюк А.А., Матренин С.В., Недосекова О.Ю.// Изв. вузов. Физика. - 2014 - №9/3.- С.87-102.

НАНЕСЕНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПОРОШКОМ Б-83 МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

К.В. ТУРДУБАЕВА¹, Б.С. ЗЕНИН¹, Я.В. ПОКИДАЕВ²

¹Томский политехнический университет

²АО «Центр судоремонта «Дальзавод»

E-mail: karinakypchak@gmail.com

В судостроении ремонтно-восстановительные работы подшипников скольжения проводят стационарным способом нанесения антифрикционного покрытия. Материалом для получения антифрикционного покрытия является сплав баббита Б83.

При обычной технологии заливки подшипников расходуется много материала, возможна нестабильность химического состава и отслоение баббита от основы, дается большой припуск на механическую обработку, требуется высокая трудоемкость, также невысокая производительность процесса. Предпочтение отдается тем новым технологиям, которые не оказывают вредного влияния на наносимую металлическую поверхность (термические напряжения, окисление и т.д.). С этой точки зрения неоспоримое преимущество имеет технология сверхзвукового холодного газодинамического напыления (ХГДН) [1]

В качестве объекта исследования была рассмотрена технология холодного газодинамического напыления [2] и исследованы физико-механические свойства антифрикционные покрытия порошка Б-83, полученного данным методом.



Рисунок 1 – Стальная пластина с антифрикционным покрытием, полученным методом ХГДН

Образец с напыленным покрытием показан на рисунке 1. Он имеет неравномерное покрытие с максимальной толщиной $h=4$ мм.

На рисунке 2 представлены изображения поверхности нанесенного слоя, полученного методом ХГДН, при увеличениях: $\times 50$, $\times 100$, $\times 200$.

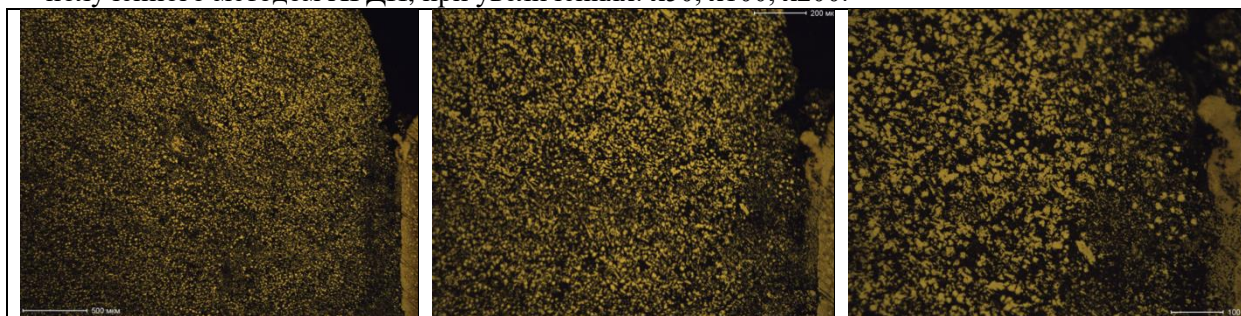


Рисунок 2 - Поверхности антифрикционного покрытия при увеличениях $\times 50$, $\times 100$, $\times 200$

Антифрикционная покрытие, представленное на рисунке 2, имеет малодеформированные частицы порошка в поверхностном слое. Это свидетельствует о том, что частицы порошка в наших условиях не расплавлены. Был проведен сравнительный анализ контрольных испытаний антифрикционных покрытий из порошка Б-83, полученных стационарным методом (стандартным) и нанесенных методом ХГДН. Результаты представлены в Таблице 1.

Таблица 1 – Результаты контрольных испытаний покрытий, полученных методом баббитозаливки и напыленных методом ХГДН

№	Контрольные испытания	Баббитозаливка	ХГДН
1	Твердость	28,4 НВ	26,23 НВ
2	Прочность на отрыв	7,5 кгс/мм ²	4,7 кгс/мм ²
3	Капиллярная дефектоскопия	Отставания баббита от основы не обнаружено	Присутствует отслоение поверхностного слоя
4	Ультразвуковой контроль	Отставания баббитового слоя не зафиксировано	Непоказательный результат

Сравним полученные данные с требованиями РД и ТИ [3] по твердости антифрикционных слоев баббита Б83, которая должна быть в пределах 22.5 – 30 НВ. Полученная твердость при стационарном методе составляет 28,4 НВ, а при ХГДН 26,23 НВ, т.е. можно сделать вывод: нанесенные методом ХГДН антифрикционные слои баббита Б83 соответствуют критериям качества по твердости.

Усилие на отрыв, определенное на образцах напыленных методом ХГДН, равно 4,7 кгс/мм², что меньше, чем усилие полученное при стационарном методе 7,5 кгс/мм², но сопоставимо с результатом прописанного в РД 31.28.09-93, полученным при определении усилия отрыва антифрикционного слоя баббита Б83 залитого по типовой технологии, которое должно быть не меньше 4,2 кгс/мм².

Результаты испытаний методом ультразвуковой дефектоскопии невозможно определить, как «Положительные» или «Отрицательные», так как метод ХГДН не имеет достаточное распространение в производстве, как метод нанесения антифрикционных покрытий на детали судовых механизмов. При проведении капиллярной дефектоскопии присутствует отслоение поверхностного слоя. Данное заключение не может являться определяющим показателем качества, так как в процессе нанесения покрытия методом ХГДН в наших условиях напыляемый материал не образует металлические связи как в объеме напыленного слоя, так и на границе раздела с материалом подложки. Этот недостаток может быть преодолен за счет подбора оптимального режима напыления.

Список литературы

1. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика, А.П. Алхимов, С.В. Клинков, В.Ф. Косарев, В.М. Фомин/ Под редакцией академика В.М. Фомина/ М: Физмалит, 2010 – 536 с.
2. Научные основы технологии холодного газодинамического напыления (ХГДН) и свойства напыленных материалов, А.П. Алхимов, В.Ф. Косарев, А.В. Плохов. – Новосибирск: Издательство НГТУ, 2006. – 280 с.
3. Технологическая инструкция ТИ 1724-073-40707672-2008 Нанесение баббита Б-83 по технологии ДИМЕТ.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИССЛЕДОВАНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Н.З. МАДАМИНОВ¹, ТЯНЬ ДЕФАН¹, Х.Т. ЭРГАШЕВ², А.А. КОНДРАТЮК¹

¹Томский политехнический университет

²ООО «Уз-Донг Янг Компани»

E-mail: nzm1@tpu.ru

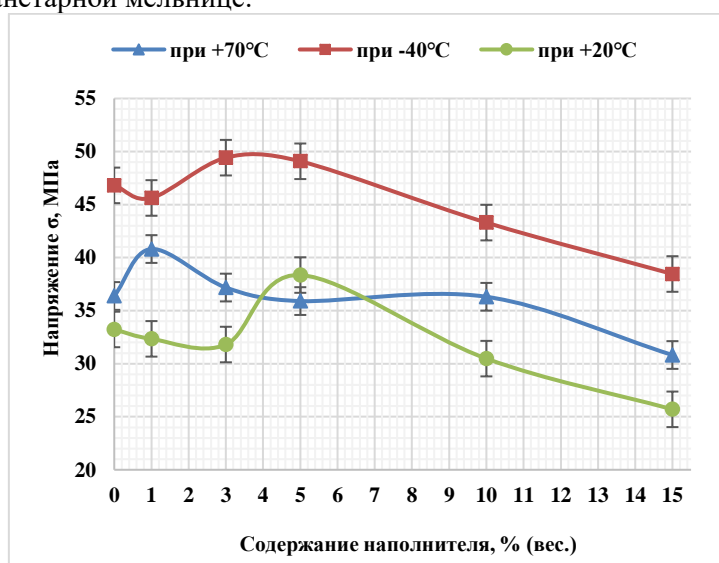
Во всех отраслях промышленности наблюдается тенденция замены металлоконструкций элементами, узлами и покрытиями из полимеров. К числу перспективных материалов в роли термопластичных матриц относят полипропилен и сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ). СВМПЭ обладает высокой износостойкостью, ударной вязкостью, радиционно и морозостойкостью, устойчивостью к химическим веществам, низким коэффициентом трения [1].

В настоящее время, в связи с расширяющимся интересом к развитию Северного морского пути и перспективности увеличения по нему грузоперевозок, а также активным развитием российской части арктической территории, актуальным вопросом является изучение поведения конструкционных материалов при пониженных температурах. Так называемое исполнение механизмов в "северном варианте" предусматривает сохранение их работоспособности при температурах до -40 °С включительно, и ниже. Для большинства марок металлов и сплавов существуют справочные данные об изменении значений ударной вязкости, предельной прочности и так далее, при отрицательных температурах. Однако, этого сказать о полимерных композитах различного типа невозможно.

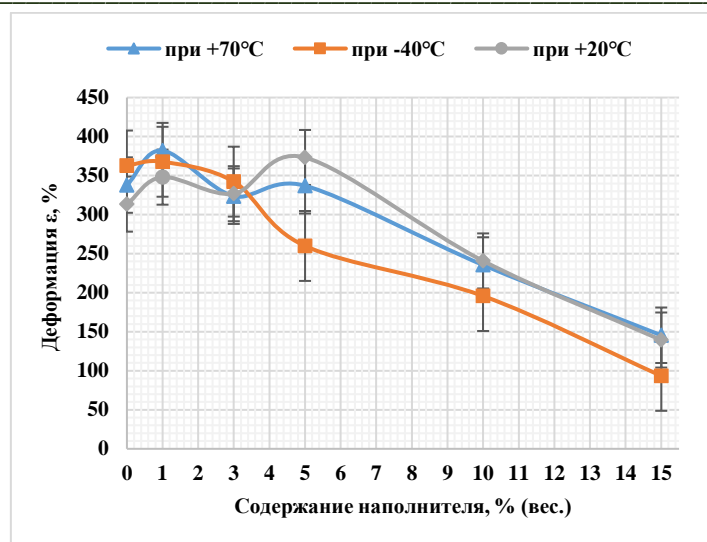
Известно, что на механические характеристики композитов влияет не только количество вводимого наполнителя, но и его дисперсность, конфигурация, технология получения, активен он или инертен и так далее.

В данной работе было проведено изучение влияния температуры исследований на прочностные и деформационные характеристики полимерных композитов СВМПЭ+УНТ.

Исходными материалами для данной работы являлись порошок СВМПЭ, используемый в качестве матричного материала, в роли волокнистого наполнителя углеродные нанотрубки (УНТ), таблица 1. На их основе были подготовлены композиции состава СВМПЭ+УНТ с введением УНТ в количестве 1;3;5;10 и 15 % (весовых). Особо необходимо отметить что УНТ (углеродные нанотрубки) были изготовлены авторами из органического полуфабриката методом пиролиза, и диспергированы до наноразмерного состояния на планетарной мельнице.



а)



б)

Рисунок 1 – Графики зависимости при разных температурах: а) предела прочности; б) деформации (относительное удлинение), от количества вводимого наполнителя

Композиты были изготовлены методом компрессионного горячего прессования на оригинальной установке, базирующаяся на прессе Р-20 [2].

Таблица 1 – Основные характеристики используемых материалов

Характеристика	СВМПЭ	УНТ
Молекулярная масса (ММ), г/моль	$6,5 \cdot 10^6$	-
Размеры частиц (волокон), мкм	71-110	0,01-0,07
Насыпная плотность, г/см ³	0,35	0,4

Исследования пластически характеристик композитов проводилось на универсальных испытательных машинах «UGT-7001-НС6» и «Instron-5582», результаты испытаний приводятся на рисунке 1.

Вышеприведенные исследования проводились на стандартных образцах, в соответствии с ГОСТами. Результаты исследования обработаны с помощью Microsoft Excel [3].

У всех композитов повышение температуры приводит к снижению предела прочности ($\sigma_{пр}$). Общей тенденцией для композитов, при отрицательной и повышенной положительной температуре, является увеличение предельной прочности при возрастании содержания наполнителя до 5%, с дальнейшим его снижении при увеличении вводимого наполнителя.

Список литературы

1. Технические свойства полимерных материалов: Уч.-справ. Пос. /В. К. Крыжановский – СПб., Изд-во «Профессия», 2003. – 240 с.
2. Кондратюк А.А., Клопотов А.А., Муленков А.Н., Зиганшин А.И., Васендина Е.А. // Изв. Вузов. Физика. – 2012. – № 5/2. – С. 151-155.
3. Vitske R.E., Kondratyuk A.A., Nesterenko V.P. Influence of Filling Agent Quantity on Characteristics of Polymeric Composites // Key Engineering Materials. – 2016 – Vol. 685. –р. 548–552.

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТИПА ПРИМЕНЯЕМЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ

СУ ГУАНЬЮЙ¹, ТЯНЬ ДЭФАН¹, А.А КОНДРАТЮК²

¹Шеньянский политехнический университет

²Томский политехнический университет

E-mail : sgy1111ok@gmail.com

Полимерные композиционные материалы и изделия из них играют возрастающую роль в промышленном производстве. Регулирование их прочностных характеристик происходит за счёт наполнителей – модификаторов. Однако влияние морфологии изготовления последних до сих пор изучена не полностью [1,2].



Рисунок 1 - Исследовательская машина «Instron» модель 5582

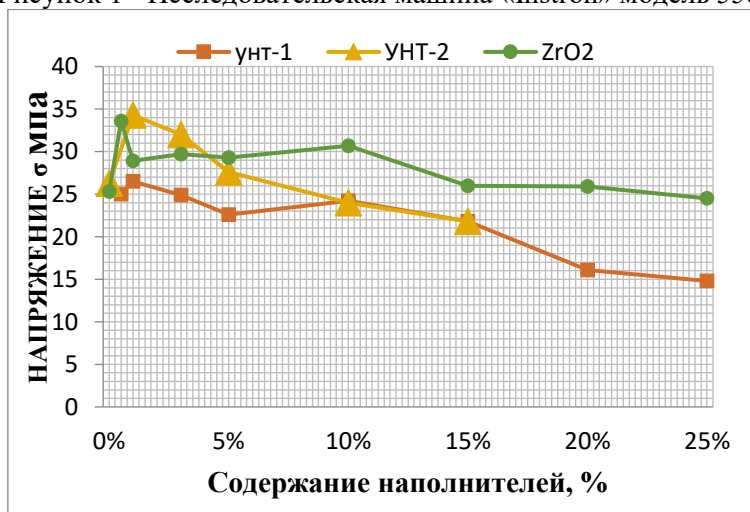


Рисунок 2 - Предельные значения прочности композитов с различными наполнителями

В данной работе исследовались механические характеристики полимерных композитов на основе матрицы из сверхмолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) имеющих в качестве наполнителей - модификаторов мелкодисперсный порошок ZrO_2 и волокнистый углеродный наноразмерный материал УНТ-1 и УНТ-2.

Композиты были изготовлены и исследованы по классической схеме [3].
Результаты представлены на рисунках 2 и 3.

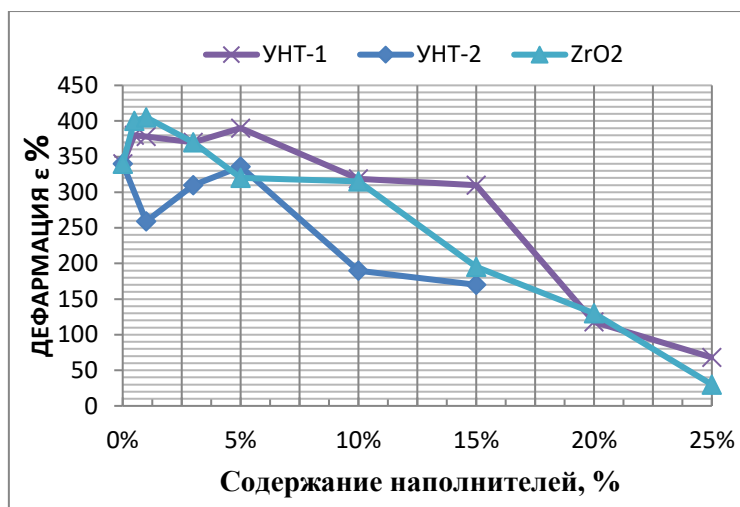


Рисунок 3 - Предельные значения деформации композитов с различными наполнителями

Заключение

Анализ экспериментальных данных приведённых на рисунках 2 и 3 позволяет сделать следующие заключения. Введение наполнителей в количествах до 3-5 % повышает прочность полимерных композитов. При дальнейшем их увеличении прочностные характеристики монотонно понижаются. Численная характеристика пластичности (итоговая деформация), также начинает понижаться, но с большей интенсивностью, в сравнении с прочностью. Следует отметить, что дисперсный ZrO_2 введённый в полимерную матрицу СВМПЭ дает большие значения прочности по сравнению с мелковолокнистыми УНТ-1 и УНТ-2.

Список литературы

1. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен высокой плотности / Под ред. И.Н. Андреевой, Е.В. Веселовской, Е.И. Наливайко и др.-Л.: Издательство Химия, 1982-80 с.
2. Кондратюк А.А. Клопотов АА., Муленков А.Н., Зиганшин А. И., Васендина Е. А. / Изв. Вузов. Физика. - 2012. - №5/2 - С. 151-155.
3. Vitske R.E., Kondratyuk A.A., Besterenko V.P. Influence of Filling Agent Quantity on Characteristics of Polymeric Composites // Key Engineering Materials.-2016-Vol.685.-p.548-552.

СЕКЦИЯ 2

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ НА СТРУКТУРУ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ КЕРАМИК

М.Е. БАШКЕЕВА¹, А. С. НАРУЦКАЯ¹, Ю.А. МИРОВОЙ^{1,2}, А.Г. БУРЛАЧЕНКО², Е.С. ДЕДОВА^{1,2}

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: bashkeeva.maria@yandex.ru

По мере развития техники возрастают требования к материалам. В настоящее время требуются материалы, выдерживающие экстремальные тепловые нагрузки и способные работать в окислительной среде при температурах более 2000 °С. Керамика на основе диборида циркония, входящая в группу высокотемпературных керамических материалов, представляет большой научный и практический интерес в данной области применения. Это обусловлено тем, что борид циркония обладает относительно высокой теплопроводностью и стойкостью к высокотемпературному окислению [1].

Целью данной работы являлось изучение влияния добавки ZrO_2 на структуру и самозалечивание дефектов в гетеромодульных керамиках.

Материалами для исследований служили керамические композиты ZrB_2 - ZrC - SiC с добавкой ZrO_2 от 0, 5, 10, 15 объёмн. %. Композиционные материалы были получены спеканием под давлением 30 МПа при температуре 1900 °С с изотермической выдержкой в течение 10 минут в среде аргона. Фазовый состав композитов анализировался по рентгеновским дифрактограммам, полученным при $CuK\alpha$ излучении.

Зависимость изменения относительной плотности от содержания диоксида циркония представлены на рисунке 1. Видно, что плотность увеличивалась по мере увеличения объемной доли диоксида циркония. Для керамики ZrB_2 - ZrC - SiC относительная плотность составила 0.93, а при содержании диоксида циркония 15 об. % плотность составила 0.95. Высокотемпературные керамики имеют довольно высокие температуры плавления, однако введение оксида циркония способствует образованию эвтектики, что приводит к уменьшению температуры плавления и, как следствие, увеличению плотности композитов [2].

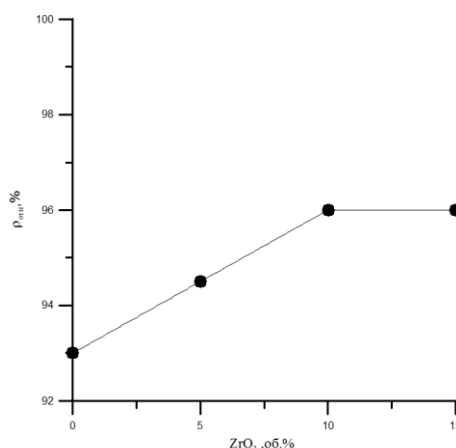
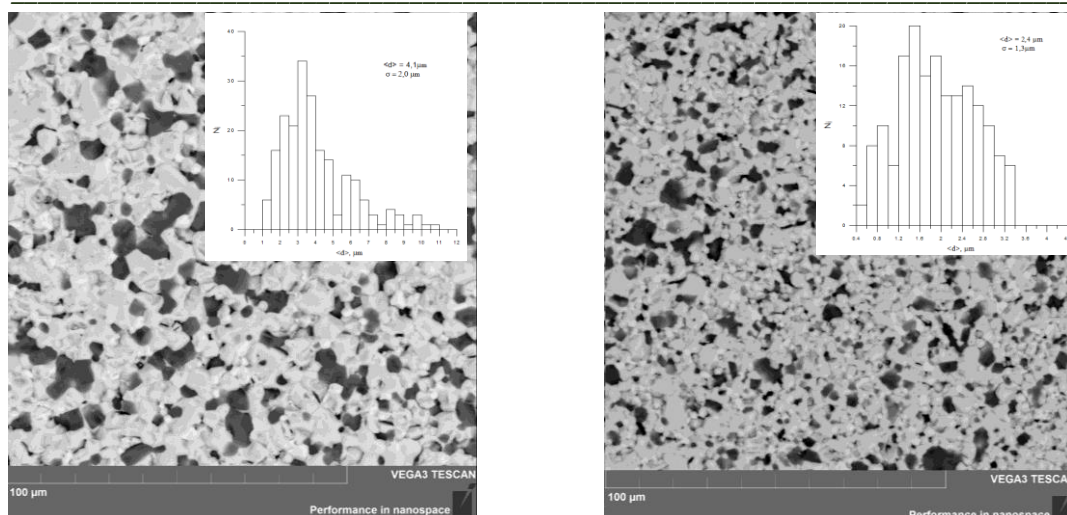


Рисунок 1 – График зависимости относительной плотности керамики ZrB_2 - ZrC - SiC от содержания ZrO_2

На рисунке 2 представлены изображения микроструктуры композитов ZrB_2 - ZrC - SiC , отличных содержанием диоксида циркония. По мере роста добавки диоксида циркония наблюдалось уменьшение среднего размера зерен композитов. Так, средний размер зерен в композите ZrB_2 - ZrC - SiC составил $4 \pm 0,14$ мкм, в композите, с добавкой 15 об. % диоксида циркония, $2,4 \pm 0,1$ мкм. Распределение частиц по размерам носило унимодальный характер для композитов всех составов.



а) $\text{ZrB}_2\text{-ZrC-SiC}$

б) $\text{ZrB}_2\text{-ZrC-SiC -15ob\%ZrO}_2$

Рисунок 2 – Изображение и распределение частиц по размерам композитов на основе $\text{ZrB}_2\text{-ZrC-SiC}$

Рентгенофазовый анализ показал, что композиционные материалы $\text{ZrB}_2\text{-ZrC-SiC}$ были представлены диборидом циркония в гексагональной фазе, карбидом циркония в кубической модификации и карбидом кремния в гексагональной сингонии. Полученные параметры элементарных ячеек компонентов хорошо согласуются с литературными данными. По мере введения диоксида циркония в состав исследуемых композитов, рефлексы тетрагонального диоксида циркония появлялись и их интенсивность росла.

Самозалечивание дефектов, сформированных на поверхности исследуемых композитов путем пропила с помощью лезвия и алмазных паст, изучалось после нагрева на воздухе до температур 1200, 1400 и 1600 °С. Самозалечивание дефектов обусловлено окислительными процессами вследствие химического взаимодействия компонентов керамики с кислородом. В этом случае на поверхности образуется оксидный слой, состоящий из продуктов окисления в виде диоксида циркония и боросиликатного стекла. Присутствие диоксида циркония в составе композитов $\text{ZrB}_2\text{-SiC-ZrC}$ активизирует процесс окисления компонентов керамики из-за их дополнительного окисления проникающим кислородом.

Процент самозалечивания дефектов при температуре 1200 °С увеличивался с 50 до 80 % по мере роста добавки диоксида циркония. Увеличение температуры отжига до 1400 °С не привело к значительному увеличению процента самозалечивания композита $\text{ZrB}_2\text{-ZrC-SiC}$. В композитах с добавкой 15 об % ZrO_2 процент самозалечивания дефектов составил 100 %. При отжиге керамических композитов до температуры 1600 °С произошло полное самозалечивание дефектов для всех составов композитов $\text{ZrB}_2\text{-ZrC-SiC-ZrO}_2$.

Список литературы

1. Justin, J.F. Ultra high temperature ceramics: densification, properties and thermal stability/ J.F. Justin, A. Jankowiak // AerospaceLab Journal. – 2011. – Iss. 3., AL03-08. – P. 1-11.
2. Ryo I. et al. Oxidation of ZrB_2 and its composites: a review// J Mater Sci. 2018. 53. Pp. 14885–14906

Работа выполнена при поддержке проекта Российского научного фонда № 18-72-00057 (30.07.2018 г).

**РАЗРАБОТКА ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ПОЛИМЕР-ПОЛИМЕРНЫХ
КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ СВМПЭ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**

С.В.ПАНИН^{1,2}, Д.Г.БУСЛОВИЧ^{1,2}, Л.А.КОРНИЕНКО¹, Ю.В.ДОНЦОВ²

¹ ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

² ФГАОУ ВО Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: buslovichdg@gmail.com

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ), наиболее важными свойствами которого являются: низкая плотность, высокая молекулярная масса (в диапазоне 2-6 миллионов г/моль), не токсичность, природный химический состав, простая структура, низкое водопоглощение, отличные химические и физические свойства и высокая устойчивость к ионизирующему излучению [1] используется в областях, где требуется прочность, высокая стойкость к истиранию или низкое поверхностное трение [2]. Большая часть СВМПЭ производится в непрерывных реакторах с мешалкой с использованием обычных гетерогенных катализаторов Циглера-Натта [3]. Производимый СВМПЭ при такой высокой молекулярной массе проявляет чрезвычайно высокую вязкость в расплаве, что делает его малопривлекательным для обработки стандартными для полимеров методами (шнековая экструзия, литье под давлением и др.) [4]. Добавление полипропилена (ПП) [5], полиэтиленгликоля (ПЭГ), ПЭ высокого давления (HDPE), альфа-токоферола (витамин Е), гидроксиапатита (ГА) [6] может эффективно улучшить не только технологичность, но и противоизносные и реологические свойства, сохраняя ударную вязкость и стойкость к истиранию СВМПЭ. Однако все они в той или иной мере ухудшают структуру и механические свойства полимер-полимерных композиций.

В настоящей работе исследованы трибомеханические характеристики полимер-полимерных композитов на основе СВМПЭ с различным содержанием полипропилена с целью выбора оптимального состава композиции для использования ее в качестве фидстока в аддитивных технологиях получения изделий узлов трения в машиностроении.

В работе использовали порошок СВМПЭ марки GUR-2122 (Ticona, Германия) молекулярной массой 4,5 млн (в виде агломератов размером до 130 мкм с размером отдельных частиц 5-10 мкм) и порошок полипропилена марки PP21030 (ПТР=3,0 г/10 мин). Смешение порошков для изготовления образцов методом компрессионного спекания (горячего прессования) проводили в планетарной шаровой мельнице MP/0,5*4 (ООО «Техноцентр», г. Рыбинск) с предварительным диспергированием компонентов в ультразвуковой ванне ПСБ-Галс 1335-05 (ЦУО ПСБ-Галс, Москва). С целью эффективного совмещения мелких (размером в десятки мкм) частиц СВМПЭ с крупными (сотни мкм) частицами полипропилена дополнительно проводили их экструзионное жидкофазное смешение (компаундирование) в двухшнековом экструдере «Rondol» (10 mm Twin Screw Extruders, Microlab). Температура на выходе экструзионной головки составляла $T = 210$ °С. Гранулы со средним размером 3-5 мм получали путем последующей механической рубки экструдата. Объемные заготовки полимерных композитов изготавливали: а) компрессионным спеканием двухкомпонентных порошковых смесей при давлении $P = 10$ МПа и температуре $T = 200$ °С в лабораторной установке на базе гидравлического пресса «МС-500» (ООО «НПК ТехМаш»), оборудованного размыкаемой кольцевой печью; скорость охлаждения заготовок без снятия давления составляла 5 °С/мин; б) компрессионным спеканием гранулята двухкомпонентных смесей при тех же условиях; в) методом FDM (Fused Deposition Modeling) из гранул на лабораторном принтере ArmPrint – 2 (НИ ТПУ, Томск) с диаметром сопла микроэкструдера 0,4 мм; температура стола, верхней и нижней областей подачи филамента (гранул) составляла $T = 90, 160$ и 200 °С соответственно; скорость послойного нанесения и толщина наносимого слоя материала составляла 20 мм/с и 0,3 мм соответственно. Из полученных плиток размером 65×70×10 мм с помощью фрезерного станка с числовым программным управлением изготавливали образцы требуемой формы и размеров. Механические характеристики образцов определяли

при разрывных испытаниях на электромеханической испытательной машине «Instron 5582» (Instron, Великобритания) при растяжении образцов в форме двойной лопатки. Объемный износ образцов в режиме сухого трения скольжения определяли по схеме «вал-колодка» на машине трения 2070 СМТ-1 (ПО "Точприбор", г. Иваново). На образец действовала нагрузка $P = 60$ Н (контактное давление $P_{\max} = 9,7$ МПа), а скорость скольжения задавалась равной $V = 0,3$ м/с. Контртело из стали ШХ15 имело форму диска диаметром 35 мм и шириной 11 мм. Температуру контртела измеряли бесконтактным ИК-термометром СЕМ DT-820 (Shenzhen Everbest Machinery Industry Co., Ltd., Китай). Шероховатость поверхности контртела составляла 0,2-0,25 мкм.

Исследованы трибомеханические характеристики полимер-полимерных композитов, полученных различными методами (горячее прессование и послойное экструзионное спекание). На основе проведенного сравнительного анализа показано, что экструдированные СВМПЭ композиты, полученные методом 3D-печати, по трибомеханическим характеристикам (износостойкость, коэффициент трения, модуль упругости, предел текучести, предел прочности, относительное удлинение до разрушения) превосходят композиты, полученные горячим прессованием порошковых смесей, что обусловлено более однородным распределением полипропилена в сверхвысокомолекулярной матрице. Установлено, что наиболее эффективным составом с позиций сохранения трибомеханических характеристик и получения необходимой текучести расплава (ПТР) является композит «СВМПЭ+20 вес.% РР». Полученные характеристики позволяют рекомендовать данный композит в качестве фидстока для получения изделий триботехнического назначения для аддитивных технологий производства изделий сложной формы.

Благодарности. Работа выполнена по плану фундаментальных научных исследований государственных академий наук 2013-2020 гг. и гранту президента РФ государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-5875.2018.8. Авторы выражают благодарность РФФИ за финансирование исследования в рамках проектов № 18-58-00037.

Список литературы

1. Stephens C.P., Benson R.S., Esther Martinez-Pardo Ma., Barker E.D., Walker J.B., Stephens T.P. The effect of dose rate on the crystalline lamellar thickness distribution in gamma-radiation of UHMWPE // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2005. - Volume 236, Issues 1–4. – p. 540-545.
2. S. Kurtz, “High Pressure Crystallized UHMWPEs,” in UHMWPE Biomaterials Handbook: 3-rd Edition, edited by Steven M. Kurtz (William Andrew Publishing, Norwich, NY, 2016), pp. 434-448.
3. Padmanabhan, S., Sarma, K.R., Sharma, S., Synthesis of Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene Using Traditional Heterogeneous Ziegler-Natta Catalyst // Systems Ind. Eng. Chem. Res. – 2009. - №48. – p. 4866–4871.
4. Chen J., Li H. Morphology and Mechanical Properties of Injection-Molded Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene/Polypropylene Blends and Comparison with Compression Molding Meiju // Journal of Applied Polymer Science. – 2009.- №111. – p. 890–898.
5. Dizon J. R. C., Espera A. H., Chen Q., Advincula R. C. Mechanical characterization of 3D-printed polymers // Addit. Manuf. – 2018. - № 20. – p. 44-67.
6. Ansari M. H. B. M., Ibrahim M. H. I. B. Thermal Characteristic Of Waste-Derived Hydroxyapatite (HA) Reinforced Ultra High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) Composites For Fused Deposition Modeling (FDM) Process // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2016. - №165. – p. 012014-1 012014-15.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

А.О. ВОРОБЬЕВ¹, Е.А. ДАРЕНСКАЯ¹, С.С. АРБУЗОВА²,

¹Томский политехнический университет

²ЗАО «МАНЭЛ»

E-mail: bonsoirmonamiaov@gmail.com

В настоящее время широкое применение в промышленности находят методы микроплазменного оксидирования в растворах электролитов при быстромменяющемся (импульсном) энергетическом воздействии, которые позволяют формировать на поверхности алюминия, титана, циркония, магния и их сплавах наноструктурные неметаллические неорганические покрытия.

В процессе микроплазменной обработки поверхности сплавов алюминия и титана на границе металл-покрытие создается переходный слой толщиной 5-20 мкм, который усиливает сцепление покрытия с поверхностью металла и представляет собой беспористый слой, ограничивающий доступ агрессивной среды к границе раздела металл-покрытие и состоящий преимущественно из оксидов алюминия. Внешний слой покрытия толщиной 20-40 мкм помимо оксидов алюминия в своем составе включает компоненты электролита.

Результаты элементного анализа, представленного в таблице 1, свидетельствуют о том, что с увеличением толщины покрытия заметен рост процентного содержания элементов материала основы на поверхности покрытия

Таблица 1 – Данные элементного анализа черного защитно-декоративного покрытия на сплавах алюминия и титана, разной толщины

Сплав	Толщина покрытия, мкм	Содержание элементов, %								
		O	Na	Al	Si	P	Mo	K	Fe	Ti
Д16	20	17,46	0,97	11,16	0,16	18,94	3,12	1,28	46,90	-
	35	17,25	1,11	16,06	0,13	15,76	2,35	0,96	46,38	-
	55	17,55	0,93	19,71	-	13,48	1,63	0,82	45,88	-
АК12	20	17,36	0,90	10,38	1,90	19,65	3,89	1,15	44,76	-
	35	17,19	0,96	13,73	1,68	15,44	2,53	1,08	47,41	-
	55	16,98	0,91	16,04	1,88	13,60	1,99	0,85	47,75	-
АМг2	20	17,68	0,67	11,01	0,20	19,56	3,25	1,05	46,59	-
	35	17,45	1,07	16,08	0,14	16,08	2,55	1,03	45,60	-
	55	17,61	0,84	20,08	-	13,88	1,79	0,79	45,00	-
ВТ1-0	20	21,03	1,14	-	-	21,39	4,01	1,49	32,11	18,83
	35	19,68	0,98	-	-	19,58	2,87	1,25	32,22	22,78
	55	20,82	1,15	-	-	18,83	3,81	1,44	29,93	24,03

Изучение фазового состава покрытия при микроплазменном оксидировании на титановом сплаве ВТ1-0 показало, что при толщине покрытия 20 мкм наблюдаются рефлексы основы-металла α -Ti. Увеличение толщины покрытия приводит к образованию рутильной фазы, которая возникает благодаря интенсивным микродугам на поверхности анода при высоких потенциалах формирования (более 450 В). Наличие размытого рефлекса свидетельствует о наличии аморфно-кристаллической фазы. Черный цвет покрытия на титановой подложке, может быть связан с формированием фазы FeTiO₃, которая по своей природе имеет черный цвет, и образуется аналогично фазе шпинели на подложках алюминия.

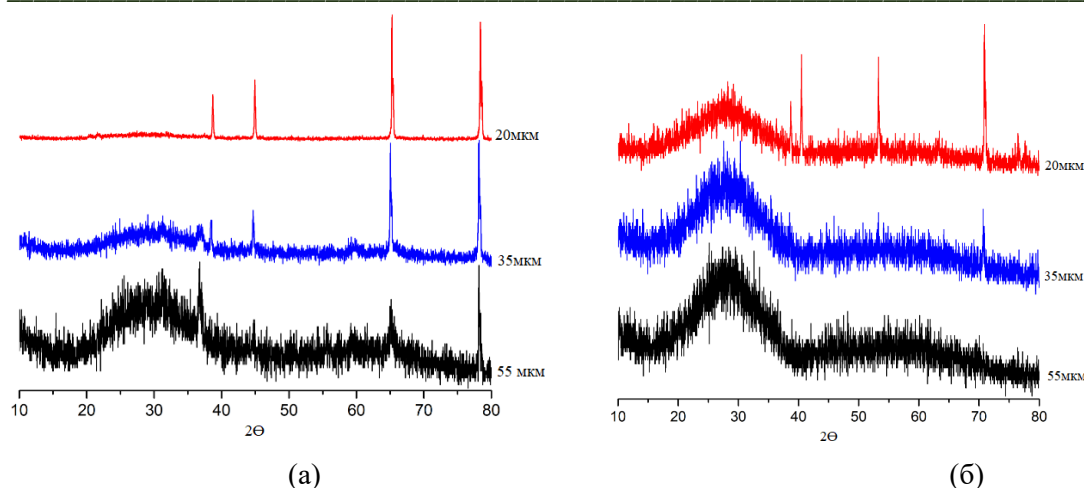


Рисунок 2 – Диффрактограмма покрытия, полученного микроплазменным оксидированием, на сплавах Д16(а) и ВТ 1-0 (б)

С целью определения механических характеристик полученных покрытий использовали метод индентирования. Была подобрана нагрузка $P = 100$ мН, при которой глубина внедрения индентора не превышала более 10% от толщины покрытия, что позволило оценить свойства механические покрытия без влияния подложки. Полученные результаты представлены на рисунке 3.

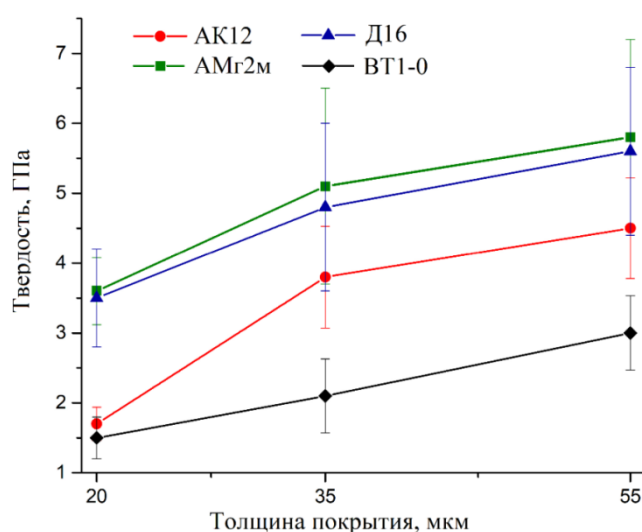


Рисунок 3 – Зависимость твердости от толщины покрытия

Из рисунка 3 видно, что с ростом толщины покрытия наблюдается повышение твердости.

Список литературы

1. Черненко В. И. Получение покрытий анодно-искровым электролизом / В. И. Черненко, Л. А. Снежко, И. И. Папанова. – Ленинград: Химия, 1991. – 128 с.
2. Кинетика изнашивания покрытий, нанесенных методом микродугового оксидирования / А. А. Петросянц [и др.] // Трение и износ. – 1984. – Т. 5. – № 2. – С. 354–358.
3. Анодные оксидные покрытия на металлах и анодная защита / И. Н. Францевич [и др.]. – Киев : Наукова думка, 1985. – 280 с.

ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ ЛАНТАНОИДОСОДЕРЖАЩИХ ДИХАЛЬКОГЕНИДОВ ТАЛЛИЯ И ТОПОЛОГИЧЕСКИХ ИЗОЛЯТОРОВ

А.Ю. ВЯЗОВСКАЯ

Томский государственный университет
Санкт-Петербургский государственный университет
E-mail: alex_vyaz93@mail.ru

Интенсивные исследования последних лет привели к открытию в антиферромагнитных материалах с сильным спин-орбитальным взаимодействием ряда явлений, основывающихся на спин-зависимой электронной структуре [1–5]. Одним из классов материалов, демонстрирующих сосуществование спин-орбитального взаимодействия и магнетизма, являются гетероструктуры на основе лантаноидосодержащих дихалькогенидов таллия $TlLnX_2$ ($Ln = Gd, Eu, X = Se, Te$) и изоструктурных им топологических изоляторов $TlPnX_2$ ($Pn = Bi, Sb, X = Se, Te$). В рамках теории функционала электронной плотности было проведено исследование магнитного упорядочения и электронной структуры объема, а также выявлены эффекты совместного влияния сильного спин-орбитального взаимодействия и магнетизма на электронную структуру тонких пленок одного из соединений этого класса – $[TlBiTe_2]/[TlGdTe_2]$, которое демонстрирует наиболее сильное спин-орбитальное взаимодействие.

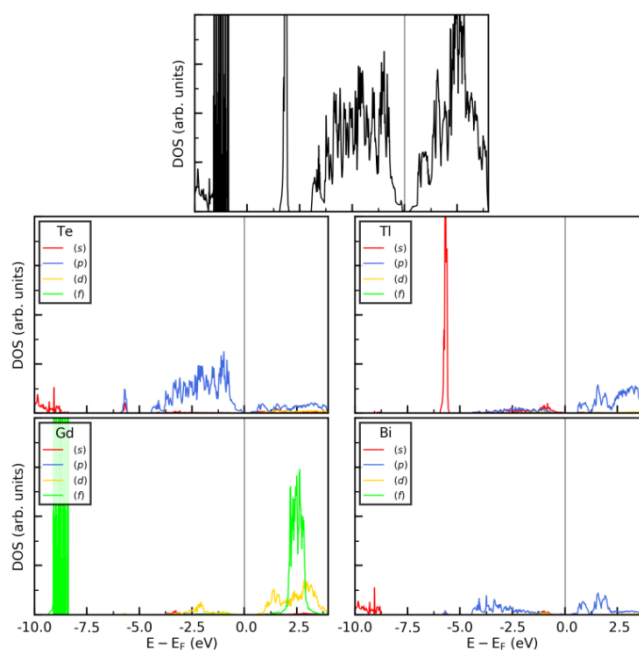


Рисунок 1 – Полные плотности электронных состояний объема $[TlBiTe_2]/[TlGdTe_2]$, а также проектированные в атомные сферы плотности электронных состояний атомов Te, Tl, Gd, Bi в зависимости от энергии

Было проведено исследование внутрислоевого магнитного упорядочения объема соединения $[TlBiTe_2]/[TlGdTe_2]$ посредством сравнения полных энергий двух магнитных конфигураций – неколлинеарной антиферромагнитной и ферромагнитной. Расчеты показали, что выигрыш в энергии первой магнитной конфигурации над второй составляет ~ 3.66 мэВ в расчете на 1 атом Gd. Таким образом, гетероструктура на основе лантаноидосодержащих дихалькогенидов таллия и изоструктурных им топологических изоляторов демонстрирует такое же магнитное упорядочение, как и $TlGdTe_2$. В связи с тем, что обменное взаимодействие атомов Gd в слое значительно сильнее, чем межслоевое

взаимодействие, в пленках гетероструктур также следует ожидать тот же магнитный порядок. Исследования электронной структуры объема гетероструктуры $[\text{TlBiTe}_2]/[\text{TlGdTe}_2]$ показало, что в объеме она имеет полупроводящий спектр со щелью порядка 220 мэВ (рисунок 1). Как видно из рисунка, потолок валентной зоны представлен преимущественно p орбиталями Te, тогда как дно зоны проводимости – p орбиталями Bi.

Исследование электронной структуры тонких пленок гетероструктуры осложнено тем фактом, что соединение $[\text{TlBiTe}_2]/[\text{TlGdTe}_2]$ является полупроводником, вследствие чего в стехиометрических пленках этого соединения (где одна из поверхностей оканчивается слоем атомов Te, а другая – слоем Tl) возникает электрическое поле и, как следствие, наблюдается существенное искажение электронной структуры пленки. Для того, чтобы избавиться от эффектов электрического поля, были проведены расчеты для нестехиометрических, но условно симметричных пленок (имеющих два одинаковых окончания – таллиевые либо теллурические). Несмотря на то, что такое рассмотрение приводит к смещению зон относительно уровня Ферми, оно позволяет рассмотреть собственную электронную структуру тонких пленок (рисунок 2). Таким образом, показано, что пленочные состояния вследствие наличия в системе сильного спин-орбитального взаимодействия и отсутствия инверсионной симметрии расщеплены по типу Бычкова-Рашбы. Вследствие внутрислоевого антиферромагнитного упорядочения и связанного с ним увеличения периодичности в плоскости, обусловленного формированием неколлинеарной антиферромагнитной структуры, происходит свертка зоны Бриллюэна и небольшие изменения дисперсии зон, связанные с их взаимодействием.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00728.

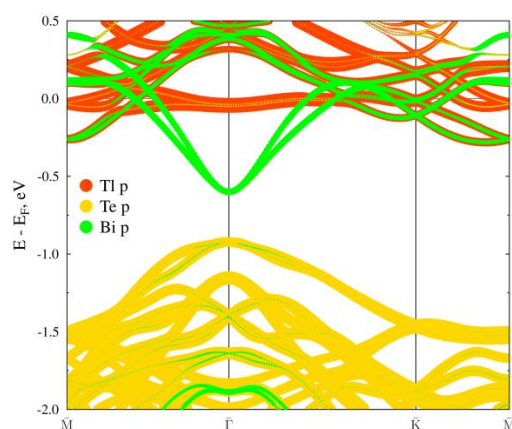


Рисунок 2 – Зонный спектр тонкой нестехиометрической пленки $[\text{TlBiTe}_2]/[\text{TlGdTe}_2]$, рассчитанный для антиферромагнитной неколлинеарной магнитной конфигурации вдоль симметричных направлений поверхностной зоны Бриллюэна

Список литературы

1. Núñez A. S., Duine, R. A., Haney, P. et al. Theory of spin torques and giant magnetoresistance in antiferromagnetic metals // *Physical Review B*. – 2006. – V. 73. – №. 21. – P. 214426.
2. Wei Z., Sharma, A., Nunez, A. S. et al. Changing exchange bias in spin valves with an electric current // *Physical review letters*. – 2007. – V. 98. – №. 11. – P. 116603.
3. Chen H., Niu Q., MacDonald A. H. Anomalous Hall effect arising from noncollinear antiferromagnetism // *Physical review letters*. – 2014. – V. 112. – №. 1. – P. 017205.
4. Suzuki T., Chisnell, R., Devarakonda, A. et al. Large anomalous Hall effect in a half-Heusler antiferromagnet // *Nature Physics*. – 2016. – V. 12. – №. 12. – P. 1119.
5. Mong R. S. K., Essin A. M., Moore J. E. Antiferromagnetic topological insulators // *Physical Review B*. – 2010. – V. 81. – №. 24. – P. 24520.

ПРИМЕНЕНИЕ БУРОВЫХ ШЛАМОВ В ИЗГОТОВЛЕНИИ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.Р. ГАЛЕЕВ

Томский политехнический университет
Инженерная школа новых производственных технологий
E-mail: wilym@sibmail.com

В процессе эксплуатации нефтяных месторождений извлекается большое количество различных геологических формаций, выбуренных горных пород (буровых шламов). Основной проблемой в данном процессе является образование значительного количества буровых шламов и защита от них природной среды [1]. Буровые шламы в большинстве своем состоят на 30–45 % из выбуренной породы (частицы глины и песка), 30–45 % бурового раствора и 10–20 % возможные технологические сбросы в виде подземных вод и нефти. Буровые растворы в свою очередь состоят из воды (85–89 %), бентонитовых глинопорошков (10–11 %), а также различных веществ, выполняющих функции смазки, антисептика, пеногасителя, антифильтрационной добавки, содержание которых не превышает 1–5 %.

Известно, что нефтесодержащие отходы оказывают негативное воздействие практически на все компоненты природной среды: поверхностные и подземные воды, почвенно-растительный покров, атмосферный воздух. Снижение негативного влияния со стороны промышленных отходов играет одну из главных ролей в современной нефтегазовой отрасли. Прогрессивным и экономически выгодным способом переработки буровых шламов является получение на их основе экологически чистой вторичной продукции, которая может применяться для рекультивации шламовых амбаров, отсыпки оснований кустовых площадок и в строительстве внутрипромысловых и временных дорог.

Цель работы – определить возможность использования бурового шлама в качестве компонента смеси для получения материала пригодного в строительстве внутри промысловых дорог.

Объектом исследования выбран буровой шлам, образующийся на месторождении ОАО «Сургутнефтегаз», рентгенограмма которого представлена на рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа показали, что высушенный порошок бурового шлама содержит такие кристаллические фазы, как SiO_2 , CaCO_3 , AlPO_4 .

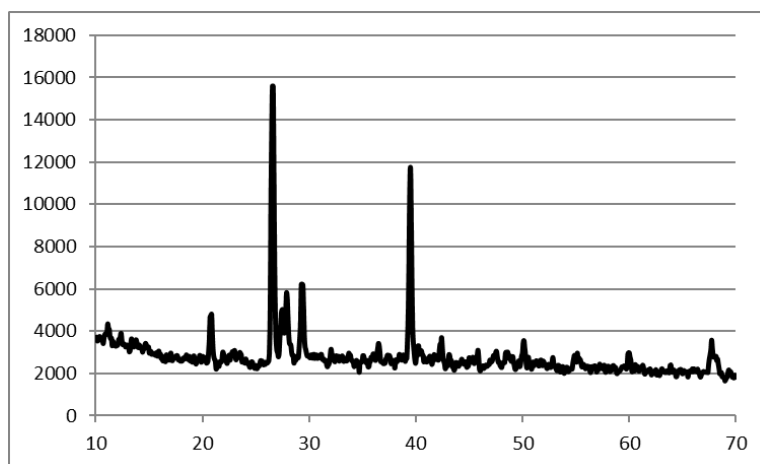


Рисунок 1 - Рентгенограмма исходного бурового шлама

Основу смеси для получения материала составляют: песок, буровой шлам, цемент, цеолит. Процессы твердения смеси осуществляются во влажной среде (в ванне с гидравлическим затвором) [2].

Основные компоненты смеси влияют на процесс следующим образом:

песок – повышает качество смеси, за счет механических преобразований бесструктурного бурового шлама;

цемент – вязущее, исключает засорение окружающей среды отходами, содержащими нефтепродукты, с помощью устранения текучести исходного материала, а также отвердитель вызывающий эффект капсулирования образующейся смеси и придание структурности и механической прочности конечного материала;

цеолит – сорбент, позволяющий сорбировать влагу и загрязнители, в частности нефтепродукты, и обеспечивает лучшее загущение смеси [2, 3].

В ходе эксперимента был подобран следующий состав смеси: 35 % песка, 20 % бурового шлама, 20 % цемента, 5 % цеолита. При приготовлении композиции использована определенная последовательность смешивания компонентов. К измельченному порошку высушенного бурового шлама первоначально добавляется цеолит, смесь перемешивается, с последующим добавлением остальных компонентов. После перемешивания сухих компонентов добавляется вода в соотношении к твердой части 1/4. Полученная композиция заливается в формы и помещается в ванну с гидравлическим раствором для процесса твердения. Физико-механические свойства определяли на образцах в возрасте 21 сутки. Как видно из результатов, приведенных в таблице 1, значение средней плотности составляет 27200 кг/м^3 и предел прочности при сжатии 93,5 МПа. Установлено, что прочность полученного образца в 15 раз превышает прочность укрепленного грунта для дорожного строительства [4].

Таблица 1 – Состав исходной смеси и основные характеристики образцов

Состав исходной смеси, мас. %					Свойство готового образца		
Буровой шлам	Песок	Цемент	Цеолит	Вода	Прочность при сжатии, МПа		Плотность, кг/м^3
					ГОСТ 23558-94	эксперимент	
20	35	20	5	20	Не менее 6	93,5	27200

В результате эксперимента установлена возможность применения бурового шлама в качестве компонента смеси для получения материала пригодного в строительстве внутри промышленных дорог. Полученный материал по прочности соответствует требованиям ГОСТ 23558-94 «Смеси щебеночно-гравийно-песчаные и грунты, обработанные неорганическими вяжущими материалами, для дорожного и аэродромного строительства» и рекомендован для строительства капитального слоя основания дорожной одежды внутри промышленных и временных дорог.

Список литературы

1. Баталин Б.С., Нечаева А.Е. Утилизация бурового шлама переработкой в материалы строительного назначения. – Master's Journal. 2013. № 2. - С. 148-152.
2. Третьякова М.О., Лазарева Л.П. Выбор композиционных материалов для преработки бурового шлама в техногенный грунт: разработка методики для Сахалинской области. – В сборнике: 21 век: фундаментальная наука и технологии Материалы IX международной научно-практической конференции.- 2016. - С. 118-123.
3. Миронов Н.А., Агеев С.В. Использование отходов бурения для строительства автомобильных дорог на территории Оренбургской области. Актуальные вопросы современной науки. - № 34. - 2014. - С. 177-188.
4. ГОСТ 23558-94. Смеси щебеночно-гравийно-песчаные и грунты, обработанные неорганическими вяжущими материалами, для дорожного и аэродромного строительства.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ И МИКРОПОР В БИНАРНОЙ СИСТЕМЕ Fe-C: АТОМИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД

Р.М. ГЕРАСИМОВ, П.С. ВОЛЕГОВ

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: romagrizly@gmail.com

Активные исследования в области физики твердого деформируемого тела в настоящее время связаны с получением и внедрением в производство функциональных материалов, т.е. материалов с заранее предписанными физико-механическими характеристиками, что, безусловно, представляет большой интерес в такой наукоемкой отрасли промышленности как авиастроение. С одной стороны, большое количество дефектов в металлах и их сплавах изучены достаточно хорошо, с другой – к дефектным структурам часто относят и микропоры, закономерности возникновения и эволюции которых, несмотря на большое количество экспериментальных и теоретических исследований, остаются малоизученными [1]. Зарождение и миграция в материале микропор является существенным фактором эволюции поврежденности [2]. Поэтому при разработке моделей материалов необходимо иметь подробное представление о структуре и свойствах микропор.

Целью работы является разработка, численная реализация, а также исследование математической модели, пригодной для описания характерных размеров микропор, масштабов их зарождения, а также механизмов их взаимодействия друг с другом и другими типами дефектов и дефектных субструктур.

Для разработки моделей материалов зачастую пользуются методами классической континуальной механики. Однако, известно, что изменение структуры материала проходит на всех масштабных уровнях, в том числе и на атомном уровне, где классический подход является малоприменимым ввиду отсутствия возможности выделения представительного объема. Поэтому, исходя из цели работы, удобно воспользоваться методом молекулярной (атомарной) динамики, который позволяет представить тело как совокупность взаимодействующих частиц [3]. В рамках работы в качестве потенциала межатомного взаимодействия используется потенциал, построенный на основе метода погруженного атома (EAM), который в последние годы широко используется для моделирования металлов и их сплавов [4–5]. В таком случае полная потенциальная энергия системы представляется в виде:

$$E = \frac{1}{2} \sum_{ij} \varphi(r_{ij}) + \sum_i F(\bar{p}_i), \quad (1)$$

где $\varphi(r)$ – парный потенциал межатомного взаимодействия, $F(\bar{p}_i)$ – энергия погружения, зависящая от плотности электронного газа, действующего на атом i со стороны других атомов. Функции F и φ не являются универсальными: их вид и параметры подбираются для каждого материала с учетом описываемых свойств моделируемого объекта. В работе в качестве исследуемого материала была выбрана бинарная система Fe-C с содержанием углерода менее 1 % (такое содержание соответствует высокоуглеродистым сталям), а структура используемого потенциала приведена, например, в обзоре [5].

В ходе проводимых исследований возникла необходимость в использовании методов структурного анализа, которые широко применяются в моделях молекулярной динамики для выделения различного рода дефектных структур [6]. В качестве таких методов были выбраны параметр центральной симметрии [7], а также параметр общего соседства [6], которые основаны на введении меры локального беспорядка вокруг каждой отдельной частицы (атома). Визуализация расчетной области с использованием перечисленных выше параметров представлены на рисунке 1. Было выяснено, что использование параметра центральной симметрии при изучении структуры

многокомпонентных материалов является некорректными, поскольку атомы углерода с точки зрения метода представляют собой точечные дефекты (рисунок 1, а). При использовании параметра общего соседства этой проблемы удастся избежать (рисунок 1, б), а также выделить атомы вблизи поверхности микропоры (рисунок 1, в).

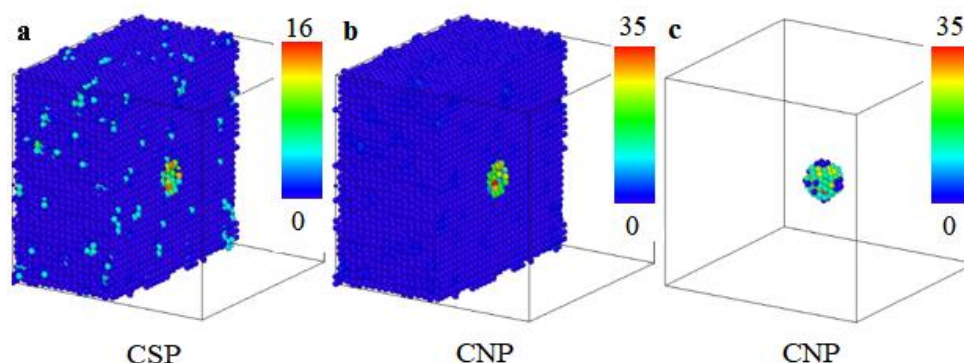


Рисунок 1 - Анализ дефектной структуры расчетной области с использованием параметра центральной симметрии (а), параметра общего соседства (б), а также выделенная поверхности микропоры (с)

В ходе работы с использованием предложенной модели проведен ряд численных экспериментов, направленных на определение минимального размера (радиуса) устойчивых микропор, имеющих сферическую форму; получено, что такой радиус составляет не менее 5.1 Å при наложении внешних силовых (до 0.8 % относительных деформаций) и температурных (до $T = 1000$ К) воздействий. Полученные результаты позволяют утверждать, что зарождение микропор происходит на уровне атомарной структуры материала, что необходимо учитывать при разработке моделей конструкционных материалов.

Отдельно решалась задача об определении минимального расстояния, необходимого для взаимодействия микропор с решеточными дислокациями. В качестве источника дислокаций рассматривалась межзеренная граница. Результаты моделирования показали, что расстояние, необходимое для взаимодействия микропоры с дислокационными линиями, составляет не менее 1,3 межатомного расстояния. Таким образом, такое взаимодействие является близкодействующим. Стоит отметить, что дислокационные линии «притягивались» к микропоре тем сильнее, чем выше были относительные деформации при наложении внешних силовых нагрузок.

Список литературы

1. Mukherji D., Abrams C.F. Microvoid formation and strain hardening in highly cross-linked polymer networks // *Physical Review E*. – 2008. – Vol. 78, Is. 5. – 050801.
2. Волегов П.С., Грибов Д.С., Трусов П.В. Поврежденность и разрушение: обзор экспериментальных работ//*Физическая мезомеханика* – 2015. – Т. 18, № 3. – С. 11-24.
3. Кривцов А.М., Кривцова Н.В. Метод частиц и его использование в механике деформируемого твердого тела // *Дальневосточный математический журнал ДВО РАН*. – 2002. – Т. 3, № 2. – С. 254–276.
4. Волегов П.С., Герасимов Р.М., Давлятшин Р.П. Модели молекулярной динамики: обзор ЕАМ-потенциалов. Часть 1: Потенциалы для однокомпонентных систем // *Вестник ПНИПУ. Механика*. – 2017. – № 4. – С. 214–237.
5. Волегов П.С., Герасимов Р.М., Давлятшин Р.П. Модели молекулярной динамики: обзор ЕАМ-потенциалов. Часть 2: Потенциалы для многокомпонентных систем // *Вестник ПНИПУ. Механика*. – 2018. – № 2. – С. 114–132.

6. Stukowski A. Structure identification methods for atomistic simulations of crystalline materials // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 2012. – Vol. 20, Is. 4. – Pp. 1 – 18.
7. Kelchner C.L., Plimpton S.J., Hamilton J.C. Dislocation nucleation and defect structure during surface indentation // *Physical Review B*. – 1998. – Vol. 56, Is. 17. – Pp. 11085 – 11088.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН КАК ИСТОЧНИКА ДИСЛОКАЦИЙ: ПОДХОД МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Р.П. ДАВЛЯТШИН, П.С. ВОЛЕГОВ

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: romadavly@gmail.com

В настоящее время во всех отраслях промышленности остро стоит вопрос о производстве функциональных материалов, т.е. материалов с наперед заданными свойствами. Получение таких материалов зачастую связано с реализацией интенсивных пластических деформаций, которые изменяют внутреннюю структуру материалов. При этом основным механизмом пластической деформации является зарождение, движение и взаимодействие дислокаций с различными дефектами кристаллической решетки. Дислокации в процессе неупругого деформирования металлов могут зарождаться в кристаллитах (источники Франка-Рида), на включениях вторичной фазы (источники Бароина-Херринга) (объемных дефектах) и на межзеренных границах (планарных дефектах) [1]. При этом не ясны являются типы испускаемых границами зерен дислокаций и мощность таких источников, т.к. атомарная структура границ зерен до конца не изучена.

Целью работы является разработка, численная реализация и исследование математической модели, позволяющей описать поведение границ зерен при деформировании в зависимости от разориентировок и типа границы с использованием прямого моделирования.

Для изучения материалов на атомарном уровне применяются различные методы: Монте-Карло, минимизации энергии, молекулярной динамики [2]. Идея метода молекулярной динамики заключается в представлении тела как совокупности взаимодействующих частиц, причем это взаимодействие описывается в рамках классической механики, а сила взаимодействия задается с помощью полуэмпирических потенциалов. В настоящее время существует большое количество таких потенциалов, однако, наиболее эффективными для моделирования поведения однокомпонентных металлов являются потенциалы, основанные на методе погруженного атома, так называемые ЕАМ потенциалы [3-4]. На сегодняшний день технически невозможно моделировать системы с достаточно большим количеством частиц, вследствие чего возникают следующие сложности: сильное влияние приповерхностных областей на исследуемые кристаллические дефекты и большая флуктуация нерегулируемых величин (например, температуры, как меры средней кинетической энергии движения частиц), которые затрудняют вычисление свойств системы. Для устранения этих недостатков используют периодические граничные условия, которые позволяют моделировать «бесконечные» системы с помощью конечного числа частиц, и различные термостаты, которые регулируют температуру, влияя на ускорения (термостаты типа Нозе-Гувера) [5] или скорости частиц (термостаты типа Берендсена) [6].

Реализация математической модели проходила в несколько этапов. На первом этапе генерировался бикристалл с устойчивой межзеренной границей [7]. В рамках работы исследованы границы наклона, кручения, некоторые специальные границы и малоугловые

границы общего вида. Рассмотрены бикристаллы трех различных размеров $200 \text{ \AA} \times 100 \text{ \AA} \times 100 \text{ \AA}$, $230 \text{ \AA} \times 115 \text{ \AA} \times 115 \text{ \AA}$, $250 \text{ \AA} \times 125 \text{ \AA} \times 125 \text{ \AA}$ по осям OX, OY и OZ соответственно. По осям OY и OZ были применены периодические, а по оси OX – конечные граничные условия. На рисунке 1 представлена дислокационная структура бикристалла [8] с разориентировкой межзеренной границы по оси $\langle 100 \rangle$ с углом 60° градусов.

На следующем этапе проведено моделирование процесса деформации простого сдвига бикристалла при температуре $T = 300 \text{ K}$ (NVT ансамбль). Для этого в системе выделялись две «жесткие» области толщиной 3–4 межатомных расстояния, расположенные друг напротив друга по оси OX, после чего атомам одной из этих областей предписана постоянная скорость, соответствующая скорости деформации, а атомы другой области были жестко зафиксированы.

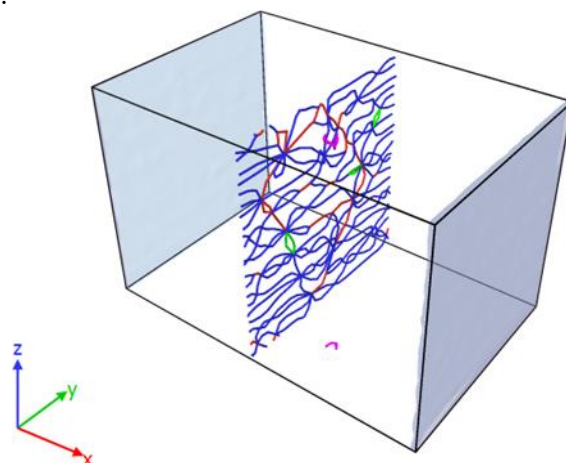


Рисунок 1- Межзеренная граница $\langle 100 \rangle 60^\circ$, описанная дислокациями

Было выявлено, что характерным типом дислокационной структуры, испускаемой границей, является расщепленная дислокация. При этом эволюция дефектной структуры бикристалла не зависит от скорости деформации. Тип и разориентировка границ зерен влияет лишь на количество испускаемых решеточных дислокаций. Полученные результаты позволяют говорить о границе как об активном источнике дислокаций.

Таким образом, в ходе работы была предложена математическая модель, позволяющая описывать поведение межзеренной границы как источника решеточных дислокаций. Были изучены зависимости типов дислокаций, испускаемых границей, от типа и разориентировки границы, а также скорости деформации.

Список литературы

1. Трусов П.В., Швейкин И.С., 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. Rapaport D.C. The art of molecular dynamics simulation SE. – Cambridge: Cambridge university press, 2004. – 549 pp.
3. Волегов П.С., Герасимов Р.М., Давлятшин Р.П. Модели молекулярной динамики: обзор ЕАМ-потенциалов. Часть 1: Потенциалы для однокомпонентных систем // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2017. – № 4. – С. 214–237. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.4.14
4. Волегов П.С., Герасимов Р.М., Давлятшин Р.П. Модели молекулярной динамики: обзор ЕАМ-потенциалов. Часть 2: Потенциалы для многокомпонентных систем // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2018. – № 2. – С. 114–132. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.2.11
5. Nose S. A unified formulation of the constant temperature molecular dynamics methods // J. Chem. Phys. – 1984. – Vol. 81, Iss. 1. – pp. 511 – 520.

6. Berendsen H. J. C, Postma J. P. M., van Gunsteren W. F. Molecular dynamics with coupling to an external bath // *J. Chem. Phys.* – 1984. – Vol. 81, Iss. 8. – pp. 3684 – 3690.
7. Volegov P.S., Gerasimov R.M. Modeling the formation of grain boundaries as a result of two-sided crystallization using molecular dynamics // *Key Engineering Materials.* – 2017. – V. 743. – pp. 181-186.
8. Stukowski A., Bulatov V. V., Arsenlis A. Automated identification and indexing of dislocations in crystal interfaces // *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.* – 2012. – Vol. 20, No. 8. – 085007. DOI: <https://doi.org/10.1088/0965-0393/20/8/085007>

NOVEL ENTROPY-STABILIZED ULTRA HIGH TEMPERATURE CERAMICS THIN FILMS PREPARED BY MAGNETRON SPUTTERING

*S. DEMCHENKO**, *D. ZELENTOV**, *S. LINNIK**, *A. GAYDAYCHUK**, *S. ZENKIN**

*Tomsk Polytechnic University, Lenin 30, Tomsk, 634034, Russia

E-mail: stas.dem@mail.ru

Currently, there are many types of high – temperature ceramic coatings based on two– and three – component system. But now, highly entropy ceramic coatings consisting of five or more components have been actively developing. The basis of this class of materials is entropy. The statistical-mechanics definition of entropy was developed by Ludwig Boltzmann in the 1870s: entropy is a thermodynamic property that can be used to determine the energy available for the useful work in a thermodynamic process.

Here we show the new thin film ceramic system (Hf_{1/4}Zr_{1/4}Y_{1/4}Ce_{1/4}) O_{2-δ} which exhibit superior thermal stability up to 1700°C. (Hf_{1/4}Zr_{1/4}Y_{1/4}Ce_{1/4}) O_{2-δ} films were sputtered using a round unbalanced magnetron equipped by Hf/Zr (50 at.%/50 at.%), Mg/Al (50 at.%/50 at.%) and Y/Ce (50 at.%/50 at.%) target. The base pressure p₀ in the evacuated deposition chamber was 8×10^{-4} Pa. We sputtered the (Hf_{1/4}Zr_{1/4}Y_{1/4}Ce_{1/4}) O_{2-δ} films on Si (100) and glass substrates under the following deposition conditions: discharge current I_d = 1 – 2 A with the corresponding voltage U_d = 200–500 V. Substrate temperature T_s = RT.

The structure of the films was characterized by X-ray diffraction (XRD) using a diffractometer (X'Pert PRO; PAN analytical, ALMELLO, the Netherlands) in Bragg-Brentano geometry using CuK α (40 kV, 40 mA) radiation. The elemental composition of films was measured using a wavelength dispersive spectroscopy (WDS) by a scanning electron microscope (SU-70, Hitachi) equipped with WDS detector (Magnaray, Thermo Scientific) using a primary electron energy of 15 keV. The coating absorption coefficient was analyzed by spectrometer (Avantes Fiber Optic Spectrometer AvaSpec-3648 with a grating having 300 lines mm⁻¹). Also, we performed measurements of the roughness on an atomic force microscope. The measurements were carried out at three points on each sample. The hardness of the coatings was measured on nanoindentation hardness tester. Thermal studies were carried out using an acetylene torch. The samples were annealed for 30 seconds at a temperature of 1700 C°.

We shows relationships between sputtering parameters such as magnetron power density, total pressure, gas mixture and properties of produced film. The most important thing in the work is the analysis of the structures obtained. As a result of research, it was found that the resulting three component systems HfZrO_x and CeYO_x have a monoclinic structure. The five component systems HfZrCeYO_x have a cubic structure. Based on the studies, a scheme of the resulting gratings was constructed depending on the number of components in the compound. Optical spectroscopy was used to determine defects and structure homogeneity, figure 1.

As can we see, samples HfZrCeYO (2/1) and (1/1) have monotonous lines. It is the result of absence of characteristic absorption peaks. This peak shows the presence of defects in the structure. And this in turn effects on homogeneous of the samples.

The mechanical properties, namely hardness and roughness, were also studied. Hardness was measured using a nanohardness tester, with a load of 25 mN, the number of measurement points on one sample was 10. The average hardness was 18 GPa. Roughness was measured using an atomic force microscope. Each coating had different roughness values.

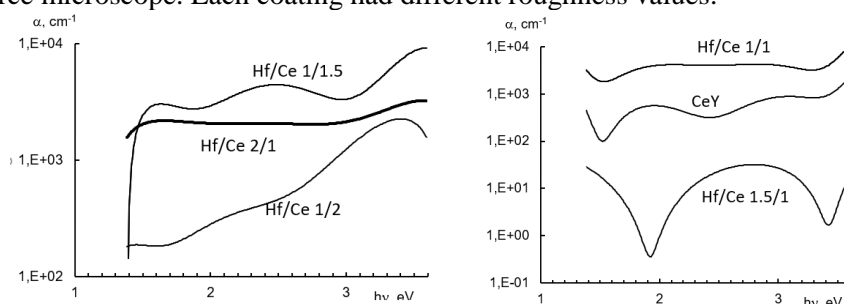


Figure 1 – Optical spectroscopy of coatings

Below are the main conclusions in the work:

1. As a result of research, it was possible to synthesize material without the formation of various binary compounds.
2. The coatings obtained have an amorphous structure, in contrast to binary systems (HfZrO), which have a crystalline structure.
3. The most homogeneous structure has a coating obtained at a ratio of currents 1/1 and 2/1, HfZr / CeY, respectively.
4. With the maximum concentration of cerium and yttrium in the system, the maximum value of the peak displacement is 1.9 – 3 degrees.
5. The average hardness of the coatings obtained is 18 GPa.
6. As a result of thermal testing, a decrease in the thickness of the sample coatings after annealing was revealed. Samples with a content of cerium and yttrium of 60 at% have the minimum value of the mass change after annealing.

References

1. Christina M. Rost, Edward Sachet, Trent Borman, Ali Moballegh, Elizabeth C. Dickey, Dong Hou, Jacob L. Jones, Stefano Curtarolo & Jon-Paul Maria. Entropy-stabilized oxides.
2. V. Braic, Alina Vladescu, M. Balaceanu, C.R. Luculescu, M. Braic. Nanostructured multi-element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C hard coatings.
3. D.Berardan, A.K.Meena, S.Franger, C.Herrero, N.Dragoe. Controlled Jahn-Teller distortion in (MgCoNiCuZn)O-based high entropy oxides.
4. Ján Dusza, Peter Švec, Vladimír Girman, Richard Sedlák, Elinor G.Castle, Tamás Csanádi, Alexandra Kovalčíková, Michael J.Reeced. Microstructure of (Hf-Ta-Zr-Nb)C high-entropy carbide at micro and nano/atomic level
5. Christina M. Rost, Edward Sachet, Trent Borman, Ali Moballegh, Elizabeth C. Dickey, Dong Hou, Jacob L. Jones, Stefano Curtarolo & Jon-Paul Maria. Entropy-stabilized oxides.
6. M.Braic, M.Balaceanu, A.Vladescu, C.N.Zoita, V.Braic. Deposition and characterization of multi-principal-element (CuSiTiYZr)C coatings.
7. Du-Cheng Tsai, Min-Jen Deng, Zue-Chin Chang, Bing-Hau Kuo, Erh-Chiang Chen, Shou-Yi Chang, Fuh-Sheng Shieu. Oxidation resistance and characterization of (AlCrMoTaTi)-Six-Ncoating deposited via magnetron sputtering.
8. F.Wanga, A.Inoueabcd, F.L.Kong, Y.Hana, S.L.Zhua, E.Shalaanc, F.Al-Maroukic. Formation, thermal stability and mechanical properties of high entropy (Fe, Co, Ni, Cr, Mo)-B amorphous alloys.

9. Xueliang Yan Loic Constantin Yongfeng Lu Jean-François Silvain Michael Nastasi Bai Cui. (Hf_{0.2}Zr_{0.2}Ta_{0.2}Nb_{0.2}Ti_{0.2})C high-entropy ceramics with low thermal conductivity.
10. Weichen Hong, Fei Chen, Qiang Shen, Young-Hwan Han, William G. Fahrenholtz, Lianmeng Zhang. Microstructural evolution and mechanical properties of (Mg,Co,Ni,Cu,Zn)O high-entropy ceramics.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ZrC-BN: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

А.Р. ДОБРОВОЛЬСКИЙ¹, Ю.А. МИРОВОЙ^{1,2}, С.П. БУЯКОВА^{1,2}

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: artdobrov@mail.ru

Введение. Одной из важнейших задач современного материаловедения является создание материалов для работы в экстремальных условиях при высоких температурах и напряжениях, под воздействием агрессивных сред и других факторов.

В решении этих задач существенная роль принадлежит использованию тугоплавких металлов и их соединений боридов, карбидов, нитридов и силицидов, которые, наряду с высокой твердостью и тугоплавкостью, обладают жаростойкостью и жаропрочностью, специфическими физическими и химическими свойствами. Карбидные соединения имеют достаточно богатую историю, однако, их потенциал остаётся нераскрытым и по сей день.

Среди карбидов тугоплавких металлов высокими эксплуатационными свойствами обладает карбид циркония, что делает его потенциально пригодным для решения многих задач современного материаловедения: в качестве компонентов и легирующих добавок твердых сплавов, разнопрофильных композиционных материалов, для защитных покрытий, поверхностного и объемного модифицирования металлических сплавов и материалов. Примером этому может служить исследование покрытий из карбида циркония, согласно которому дереворежущий инструмент, модифицированный подобным способом, обладает повышенной устойчивостью к объёмному износу на 30% [1]. Благодаря своим высоким показателям износостойкости карбид циркония вызывает большой интерес со стороны научного сообщества.

В качестве объекта исследования выбран композиционный материал на основе карбида циркония ZrC с добавлением графитоподобной модификации нитрида бора.

Материалы и методики. Морфология порошков BN и ZrC, используемых при получении данных композиционных материалов, представлена на рисунке 1. Порошок карбида циркония состоит из мелких частиц размером от 1 до 7 мкм. Порошок нитрида бора состоит из мелких частиц размером от 1 до 10 мкм. Перед производством компактов на аппарате горячего прессования было необходимо подготовить шихту из имеющихся порошков. Производство шихты включает в себя взвешивание и смешивание порошков нитрида бора и карбида циркония в необходимых соотношениях 1, 3, 5, 10 и 15% об. по три представителя каждого состава. Смешивания состава производилось в планетарной мельнице периодического действия АГО-2 с частотой вращения 1290 об/мин в течение 3 минут.

Композиты получены методом горячего прессования по схеме одноосного одностороннего нагружения в графитовой пресс форме. Температура спекания составила около 2000 °С, давление прессования составляло 8 тонн. Синтез проведен в инертной атмосфере аргона.

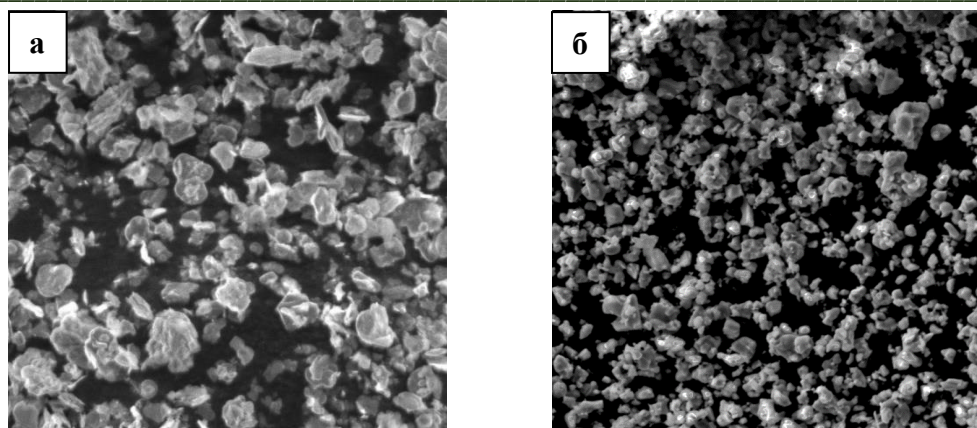


Рисунок 1 – РЭМ изображения исходных порошков: а – нитрид бора; б – карбид циркония

Результаты и обсуждения. Увеличение объемной доли нитрида бора в составе композита 0-5 % об. приводит к повышению относительной плотности с 94 до 100 %, с дальнейшим повышением содержания BN от 5 до 15% об. относительная плотность уменьшается со 100 до 94 %. Увеличение объемной доли нитрида бора в составе композита от 0 до 15 % об. приводит к снижению твердости с 13,5 до 7,06 ГПа.

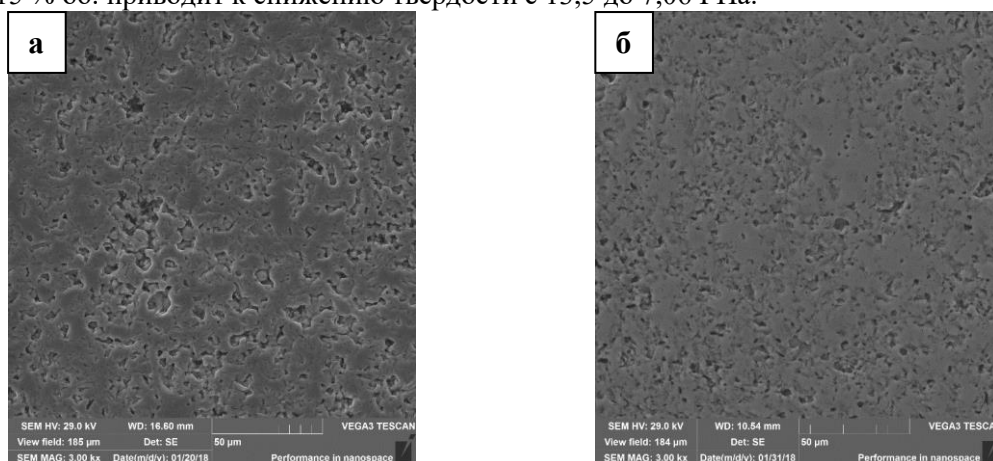


Рисунок 2 – РЭМ изображения поверхностной структуры композитов I-ZrC-BN: а – объемная доля BN 1 об.%; б – объемная доля BN 15 об.%

Измерения коэффициента трещиностойкости композитов ZrC-BN методом SEVNB демонстрируют повышение K_{IC} с 3,39 до 4,215 МПа*м^{1/2} в промежутке от 0 до 3% об. с последующим увеличением содержания BN K_{IC} снижается до 3,7 МПа*м^{1/2} при объемной доле BN 15%.

Исследования выполнены при финансовой поддержке министерства науки и высшего образования Соглашение № 14.584.21.0026 от 18.10.19 (RFMEFI58417X0026).

Список литературы

1. Чаевский В.В., Рудак П.В., Кулешов А.К./ Износ лезвий ножей дереворежущего фрезерного инструмента с ZrC-, ZrC-Ni-УДА-покрытиями // Труды БГТУ. 2017. №1. С.46-51.
2. Курдюмов А.В., Пилянкевич А.Н., Фазовые превращения в углероде и нитриде бора. – Киев: Наукова думка, 1979.
3. Рыгин А.В. Функциональные материалы ZrC/C: получение, свойства: дисс. на соиск. ст. маг. (07.06.17)/Рыгин Александр Влад-вич; ТПУ - Томск, 2017 - 121 с.

**ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО
НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА И
МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ**

Т.А. ИСАКОВА¹, П.Н. ПЕТРОВА¹

¹ ФГБУН ФИЦ ЯНЦ СО РАН Институт проблем нефти и газа СО РАН

E-mail: tanchik1985@mail.ru

Перспективными полимерными материалами для использования в узлах трения в качестве подшипников и опор скольжения, подвижных уплотнительных поршневых колец, манжет являются композиты на основе политетрафторэтилена ПТФЭ. Они могут существенно повысить работоспособность техники при низких температурах, сократить ремонтные работы. ПТФЭ является базовым полимером класса фторполимеров, он обладает рядом удивительных свойств: высокой химической стойкостью, высокой гидро- и лиофобностью, высокой климатической стойкостью, неподвержен старению, не токсичен [1]. Но наряду с достоинствами ПТФЭ имеет недостатки, такие как хладотекучесть, низкая износостойкость и способность деформироваться даже при небольших нагрузках. Одним из способов устранения недостатков является разработка ПКМ с введением модифицированных наполнителей[2]. Модификация поверхностей частиц наполнителя очень важна при достижении максимально возможной его дисперсности в полимере, а также для формирования прочной адгезионной связи на границе раздела фаз полимер-наполнитель.

В данной работе приводятся результаты исследований по разработке технологии модификации наполнителя для получения новых композиционных материалов на основе ПТФЭ. Показана перспективность использования совместной механической активации компонентов для поверхностной модификации наполнителя.

Объектом исследования являются ПТФЭ (марка ПН, ГОСТ 10007-80) и композиты на его основе. Наполнителем выбраны природные цеолиты и шпинель магния. Цеолиты это алюмосиликатные минералы, обладающие высокой адсорбционной активностью и молекулярно-ситовыми свойствами. Шпинель магния представляет собой высокодисперсное соединение, двойной оксид с общей формулой $MgO \cdot Al_2O_3$. Полимерным модификатором наполнителей послужил ультрадисперсный политетрафторэтилен УПТФЭ с температурой плавления 280-320°C.

Для повышения совместимости с гидрофобным ПТФЭ разработана технология совместной механоактивации [3] цеолитов с УПТФЭ и шпинель магния с УПТФЭ в планетарной мельнице «Pulverizette 5» фирмы «Fritch». В таблице 1 приведены деформационно-прочностные и триботехнические свойства ПКМ на основе ПТФЭ и модифицированного УПТФЭ шпинеля магния.

Таблица 1 – Деформационно-прочностные и триботехнические свойства композитов на основе ПТФЭ и модифицированного УПТФЭ шпинеля магния

№	Состав композита	Соотн-е шпинель магния: УПТФЭ	σ , МПа	ε ,%	E , МПа	I , мг/час	f
1	ПТФЭ	-	19,0	281,0	468,7	92,73	0,009
2	ПТФЭ+1	1:1	21,3	281,4	548,9	2,00	0,29
3	мас.%(шпинель магния:УПТФЭ)	2:1	21,4	291,8	497,4	4,66	0,27
4		1:2	21,0	284,4	502,4	3,66	0,25
5	ПТФЭ+2	1:1	23,7	326,8	519,1	2,00	0,24
6	мас.%(шпинель магния:УПТФЭ)	2:1	19,7	295,7	497,1	2,30	0,25
7		1:2	18,4	240,3	470,4	3,00	0,25

8	ПТФЭ+5	1:1	20,7	305,8	609,7	1,66	0,26
9	мас.%(шпинель	2:1	19,6	310,5	596,6	0,66	0,26
10	магния:УПТФЭ)	1:2	19,5	318,0	512,7	1,33	0,24

Примечание: σ - предел прочности при растяжении; ε - относительное удлинение при разрыве; E -модуль упругости, I -скорость массового износа; f -коэффициент трения.

Из таблицы 1 видно, что добавление модифицированного наполнителя с различным соотношением шпинели магния с УПТФЭ приводит к повышению деформационно-прочностных свойств на 15-30% по сравнению с исходным полимером. Также добавление модифицированного УПТФЭ шпинели магния приводит к снижению скорости массового изнашивания в 140 раз по сравнению с исходным полимером. Это, видимо, связано с усиливающим действием УПТФЭ на шпинель магния и формированием плотноупакованной структуры, положительно влияющей на триботехнические характеристики ПКМ.

В таблице 2 приведены результаты деформационно-прочностных и триботехнических исследований ПКМ на основе ПТФЭ и модифицированного УПТФЭ цеолита.

Таблица 2 – Деформационно-прочностные и триботехнические свойства композитов на основе ПТФЭ и модифицированного УПТФЭ цеолита

№	Состав композита	Соотн-е цеолит: УПТФЭ	σ , МПа	ε ,%	E , МПа	I , мг/час	f
1	ПТФЭ	-	19,0	281,0	468,7	92,73	0,009
2	ПТФЭ+1мас.% (цеолит:УПТФЭ)	1:1	19,1	246,8	493,6	10,00	0,080
3		2:1	19,5	279,7	497,7	4,36	0,013
4	ПТФЭ+2 мас.% (цеолит:УПТФЭ)	1:1	21,6	311,0	503,0	5,23	0,011
5		2:1	23,0	374,3	545,8	0,63	0,015
6		1:2	19,0	280,5	502,5	8,83	0,018
7	ПТФЭ+2 мас.% цеолита	-	22,0	350,0	-	2,15	0,280
8	ПТФЭ+5 мас.% (цеолит:УПТФЭ)	1:1	18,8	245,2	577,5	0,90	0,032
9		2:1	19,9	250,5	616,9	0,10	0,164
10	ПТФЭ +5мас.% цеолита	-	20,2	330,0	-	0,60	0,300

Использование модифицированного УПТФЭ цеолита в качестве наполнителя ПТФЭ приводит к комплексному улучшению свойств композитов: прочность при разрыве повышается на 20%, относительное удлинение в 1,5 раза по сравнению с исходным полимером. Износостойкость повышается в 3-6 раз, по сравнению с композитами, содержащими только активированный цеолит, и в 900 раз по сравнению с исходным полимером.

Список литературы

1. Бузник В.М. Состояние отечественной химии фторполимеров и возможные перспективы развития// Российский химический журнал.- 2008.- Т. 52.- №3.- С.7-12.
2. Модифицированные полимерные и композиционные материалы для северных условий/ Под ред. С.Н.Попова.- Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017.-217 с.
3. Болдырев В.В., Аввакумов Е.Г., Болдырева Е.В. и др. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. - Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2009. - 343 с.

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА МИКРО/НАНОСТРУКТУРНОГО ОКСИДА ЖЕЛЕЗА ДЛЯ БИМЕДИЦИНСКИХ ПРИЛОЖЕНИЙ

С.О. КАЗАНЦЕВ, О.В. БАКИНА, А.С.ЛОЖКОМОЕВ

Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук Россия

E-mail: kzso@ispms.tsc.ru

Микро/наноструктурные материалы, представляющие собой наночастицы, объединенные в наноструктуры, являются перспективными материалами для создания новых функциональных покрытий, композитов, катализаторов и др. Благодаря морфологии, они обладают комплексом уникальных свойств: высокой удельной поверхностью, открытопористой структурой, химической активностью, свойственной наноматериалам, и вместе с тем устойчивостью к агломерации и стабильностью свойств. Низкая токсичность наночастиц оксида железа позволяет использовать их для целевой доставки лекарственных препаратов [1], направленного воздействия на опухоли [2] и др. В тоже время развитая поверхность наночастиц и положительный дзета-потенциал позволяет использовать наночастицы оксида железа для подавления роста бактерий, в том числе антибиотикоустойчивых к антибиотикам [3].

В настоящей работе предложен простой метод получения микро/наноструктур Fe_2O_3 реакцией хлорида и ацетата натрия. Синтез не требует специального оборудования, высокой температуры (свыше $100\text{ }^{\circ}C$) и давления и обеспечивает высокую степень конверсии.

В работе наноструктуры Fe_2O_3 получали гидролизом ацетата. В стакан объемом 600 мл помещали раствор CH_3COONa (хч) с концентрацией 2.2 моль/л. К нему при постоянном перемешивании прибавляли 100 мл раствора $FeCl_3$ (хч) с концентрацией 1.5 моль/л и перемешивали в течение 20 минут. Затем смесь нагревали до $100\text{ }^{\circ}C$ и кипятили в течение 6 часов при постоянном перемешивании. После этого смесь охлаждали, отфильтровывали, промывали пятикратно обратнoосмотической водой и высушивали при $120\text{ }^{\circ}C$ в течение 2 часов до постоянной массы.

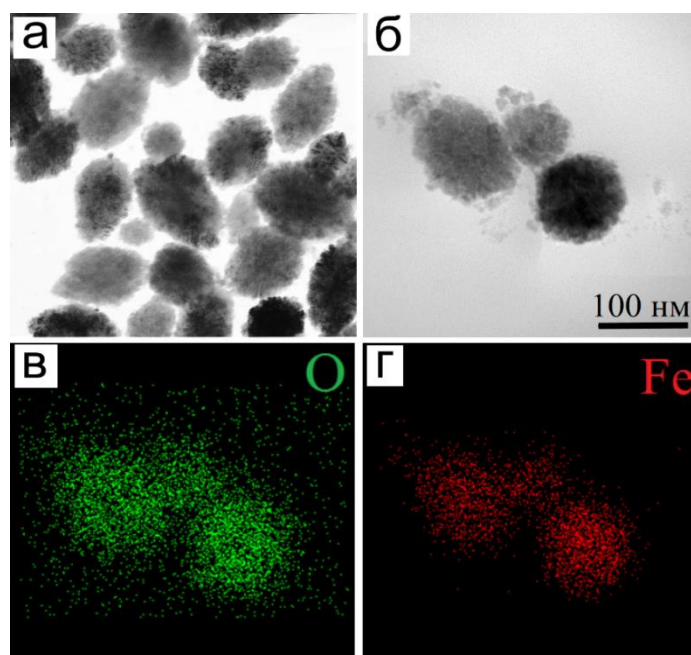


Рисунок 1 – ПЭМ изображение (а) и ЭДС анализ наночастиц оксида железа

Данные просвечивающей электронной микроскопии (JEM-2100, JEOL) показали, что синтезированный образец представлен мелкими наночастицами размером порядка 5-10 нм, агломерированными в структуры овальной формы размером 100-200 нм, рисунок 1 а, б. При исследовании образцов методом энергодисперсионного анализа (Oxford Instruments) было показано, что кислород и железо равномерно распределены по всему объему наноструктур, рисунок 1 в, г. Методом РФА было установлено, что кислород и железо в порошке присутствуют в виде фазы Fe_2O_3 - гематит, которой принадлежат все интенсивные пики на дифрактограмме. Площадь удельной поверхности синтезированного образца составила $117 \text{ м}^2/\text{г}$. Изотерма адсорбции соответствует IV типу классификации IUPAC, который характерен для мезопористых материалов. Форма петли гистерезиса в области относительных давлений P/P_0 0.3-1.0, соответствующая типу IV по классификации де Бура, указывает на щелевидные поры. Диаметр пор находится в интервале 3–10 нм, максимальный вклад в объем пор вносят поры диаметром около 3 нм. Частицы имеют положительный дзета-потенциал, его величина составляет 35 мВ.

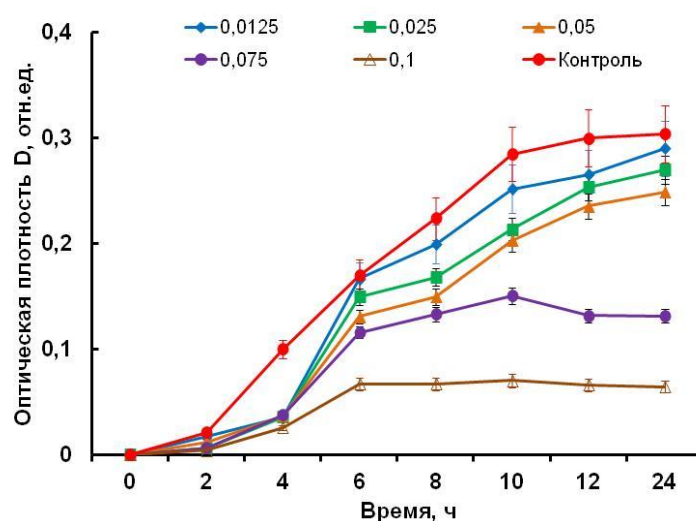


Рисунок 2 – Антибактериальная активность наноструктур Fe_2O_3 в отношении MRSA

Изучение антимикробной активности синтезированных наноструктур по отношению к метициллин резистентному стафилококку (MRSA) показало, образец обладает бактерицидными свойствами в концентрации 0.050 и 0.1 мг/мл. Уже через 6 часов экспозиции образца с бактериями в бульоне Мюллера-Хинтона наблюдалась остановка роста бактерий.

Таким образом, синтезированные наночастицы обладают антимикробной активностью, являются биосовместимыми, что делает их перспективными кандидатами для биомедицинских приложений.

Работа выполнена при финансовой поддержке государства в лице Минобнауки России (Соглашение № 14.604.21.0156, идентификатор проекта RFMEFI60417X0156)

Список литературы

1. Nguyen D. T., Kim K. S. Functionalization of magnetic nanoparticles for biomedical applications //Korean Journal of Chemical Engineering. – 2014. – Т. 31. – №. 8. – С. 1289-1305.
2. Deatsch A. E., Evans B. A. Heating efficiency in magnetic nanoparticle hyperthermia //Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2014. – Т. 354. – С. 163-172.
3. Chatterjee S., Bandyopadhyay A., Sarkar K. Effect of iron oxide and gold nanoparticles on bacterial growth leading towards biological application // Journal of Nanobiotechnology. – 2011. – Т. 9. – №. 1. – P. 34.

**РАЗРАБОТКА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ
СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА И СИБУНИТА**

Е.С. КОЛЕСОВА, О.В. ГОГОЛЕВА

Институт проблем нефти и газа СО РАН – обособленное подразделение ФИЦ ЯНЦ СО РАН
E-mail: lenok27294@mail.ru

В настоящее время актуальной задачей в полимерной трибологии является проблема целенаправленного повышения износостойкости и понижения коэффициента трения полимерных композиционных материалов (ПКМ). Поэтому для достижения данной цели в термопласты вводят различные дисперсные и волокнистые вещества, к которым предъявляется способность выдерживать условия переработки полимера [1]. Разработка новых триботехнических материалов на основе морозостойких полимерных композитов со значительно улучшенным комплексом эксплуатационных свойств может существенно повысить работоспособность техники при низких температурах, сократить ремонтные расходы и потери от простоев [2, 3]. Среди полимеров, применяющихся для изготовления деталей узлов трения в криогенной технике, а также машин и механизмов, предназначенных для применения в условиях холодного климата большой интерес представляет сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ). СВМПЭ обладает исключительно высокими ударной прочностью и износостойкостью, гидро- и криофобностью. Также СВМПЭ является стойким к действию агрессивных сред, и способен сохранять перечисленные свойства при низких температурах (до $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$) [4].

В качестве полимерной матрицы использовали СВМПЭ марки Gur-4150 с молекулярной массой 9,2 млн, плотностью $0,95\text{ г/см}^3$, представляющий собой рассыпчатый порошок белого цвета без видимых включений. В качестве наполнителя полимерной матрицы использовали высокодисперсный пористый углеродный наполнитель – «Сибунит» с размером частиц 10-100 мкм, насыпной плотностью $0,82\text{ г/см}^3$.

Переработку СВМПЭ и композиций на его основе проводили с использованием технологии горячего прессования при давлении 10 МПа и температуре $180\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Экспериментальные исследования проводили на образцах полимерных материалов и ПКМ в виде прессованных деталей. Предел прочности при растяжении, относительное удлинение при разрыве, модуль упругости определяли по ГОСТ 11262-80 на испытательной машине «UTS-20K».

Триботехнические характеристики (коэффициент трения, скорость линейного и массового изнашивания ПКМ) определяли на универсальном трибометре ИИ-5018 (ГОСТ 11629-75) по схеме «палец-вал», контртело — сталь твёрдостью 45-50 HRC и шероховатостью Ra – 0,06-0,07 мкм. Режим трения: нагрузки 200 Н, линейная скорость скольжения 0,5 м/с. Время испытаний – 3 часа. Путь трения – 5,4 км.

Наполнитель вводили в полимерную матрицу в количестве от 1 до 5 мас.%. Физико-механические характеристики СВМПЭ и композитов в зависимости от концентрации сибунита приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Физико-механические характеристики композитов на основе СВМПЭ и сибунита

Композит	ϵ_p , %	σ_p , МПа	E_m , МПа	$\sigma_{сж}$ при 25% деформации, МПа
СВМПЭ (GUR-4150)	280	36,0	810	34,6
СВМПЭ + 1 мас.% сибунит	214	35,8	860	36,5
СВМПЭ + 2 мас.% сибунит	207	38,5	875	36,0
СВМПЭ + 3 мас.% сибунит	197	33,3	860	37,4

СВМПЭ + 4 мас.% сибунит	180	35,7	870	36,8
СВМПЭ + 5 мас.% сибунит	173	34,1	865	37,5

Установлено, что оптимальным комплексом свойств обладает композит с содержанием 2 мас.% модификатора: наблюдается улучшение прочностных характеристик и модуля упругости на 8%. Показано, что при введении наполнителя происходит незначительное снижение эластичности, что может быть объяснено повышением жесткости системы, затрудняющей протекание релаксационных процессов, что препятствует развитию деформации.

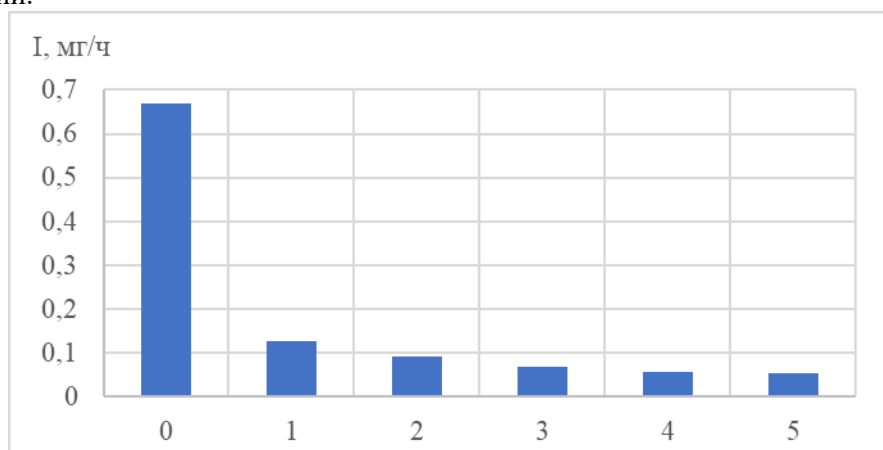


Рисунок 1 – Зависимость скорости массового изнашивания от концентрации сибунита

Как видно из рисунка 1 наблюдается снижение скорости массового изнашивания до 12 раз, что можно объяснить уникальным трибологическим свойством углеродного наполнителя «Сибунит», выступающего в роли твёрдой смазки.

На основании проведенных исследований показана перспективность использования углеродного наполнителя «Сибунит» в качестве модификатора СВМПЭ с целью получения новых композитов с высокими триботехническими характеристиками, предназначенные для эксплуатации в условиях сухого трения. Установлено, что оптимальным комплексом свойств обладает композит с содержанием 2 мас.% модификатора: наблюдается улучшение прочностных характеристик и модуля упругости на 8%, также снижение скорости массового изнашивания в 7,2 раз по сравнению с исходным СВМПЭ. Показано, что при введении наполнителя происходит незначительное снижение эластичности, что может быть объяснено повышением жесткости системы, затрудняющей протекание релаксационных процессов, что препятствует развитию деформации. Разработаны ПКМ триботехнического назначения с повышенной прочностью, износостойкостью и низким коэффициентом трения.

Список литературы

1. Адрианова О.А. Модифицированные полимерные и эластомерные триботехнические материалы для техники Севера // Москва. – 2000. – 350 с.
2. Бузник В.М., Каблов Е.Н. Состояние и перспективы арктического материаловедения // Вестник Российской академии наук. – 2017. – №9, Том 87. – С.827-839.
3. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // Авиационные материалы и технологии. – 2017. – № 5. – С. 344-348.
4. Аммосова О. А., Аргунова А. Г., Ботвин Г. и др. Модифицированные полимерные и композиционные материалы для северных условий // Изд-во СО РАН. – 2017. – 217с.

ПРОЧНОСТЬ ПРИ СЖАТИИ КОМПОЗИТА ZrO_2 - MgO С ПОЛИМОДАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

М.Д. КОРМАШОВА, А.С. БУЯКОВ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: kormashova0310@gmail.com

Пористые керамики на основе диоксида циркония (ZrO_2) находят широкое применение ввиду высокой прочности и химической инертности. Они применяются в медицине, в качестве материала для остео- и дентальной имплантации, электроизоляторов, в качестве для изготовления фильтрационных мембран, носителей катализаторов и т.д. Из керамики на основе диоксида циркония изготавливают многочисленные режущие инструменты и абразивные материалы [1-2].

Кубическая модификация диоксида циркония обладает большей прочностью, чем тетрагональная и моноклинная модификации, однако низкая трещиностойкость, в совокупности с низкой теплопроводностью и высоким коэффициентом теплового расширения накладывают определенные ограничения на использование материалов на основе ZrO_2 в качестве огнеупоров и теплоизоляторов [3-4].

Оксид магния (MgO) обладает на порядок большей теплопроводностью, однако невысокая прочность снижает его функциональный потенциал. Создание композита на основе ZrO_2 – MgO может позволить достичь нового уровня эксплуатационных характеристик пористых материалов функционального назначения. Целью данной работы является исследования влияния состава на прочностные свойства пористого композита ZrO_2 – MgO .

В работе исследованы композиционные керамические материалы на основе стабилизированного оксидом магния диоксида циркония и оксида магния в широком диапазоне содержания компонентов. В качестве порообразователя применялись частицы сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Образцы пористых керамических композитов получены прессованием порошковых смесей при давлении 200 МПа с последующим отжигом парообразующих частиц при 300 °С и спеканием при 1600 °С с выдержкой 10 минут, 1, 3 и 10 часов.

Морфология образцов исследована с помощью растровой электронной микроскопии. Предел прочности при сжатии измерен с помощью универсальной испытательной машины Devotrans с постоянной скоростью сжатия 0.01 мм·с⁻¹.

Структура образцов представлена двумя видами пор: формирование микропор обусловлено наличием пустот между частицами порошка после прессования. Макропоры образуются вследствие испарения сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). Размеры микропор составляют около 2-3 мкм, но при увеличении времени спекания увеличиваются до 6-8 мкм. При минимальной длительности спекания размер макропор находится в диапазоне от 42 до 52 мкм, уменьшаясь до 16-19 мкм при спекании в течение 600 мин.

Таблица 1 – Средний размер микро и макропор, мкм

MgO, мас. %	10 мин		60 мин		180 мин		600 мин	
	микро	макро	микро	макро	микро	макро	микро	макро
0	3,2±0,2	43,1±2,2	2,9±0,1	38±1,9	3,3±1,2	30,9±1,5	8,8±0,44	17,1±0,8
25	2,8±0,1	52,2±2,6	3±0,2	38,4±1,9	3,4±0,2	35,2±1,8	8,8±0,44	18±0,9
50	2,9±0,2	50,2±2,5	3,1±0,2	38,8±1,9	3,6±0,2	33,4±1,7	6,9±0,35	19,1±0,9
75	3,1±0,2	42,2±2,1	2,9±0,1	39,7±2	3,1±0,2	31,2±1,7	6,3±0,31	16,5±0,8
100	2,7±0,1	44,4±2,22	2,6±0,13	39,3±1,96	3±0,15	31,6±1,58	6,3±0,31	18,5±0,9

На рисунке 1 представлено распределение величины предела прочности в зависимости от содержания MgO. Видно, что стабилизированный ZrO₂ имеет наибольшую прочность. Увеличение концентрации MgO приводит к снижению σ от 80 до 10 МПа.

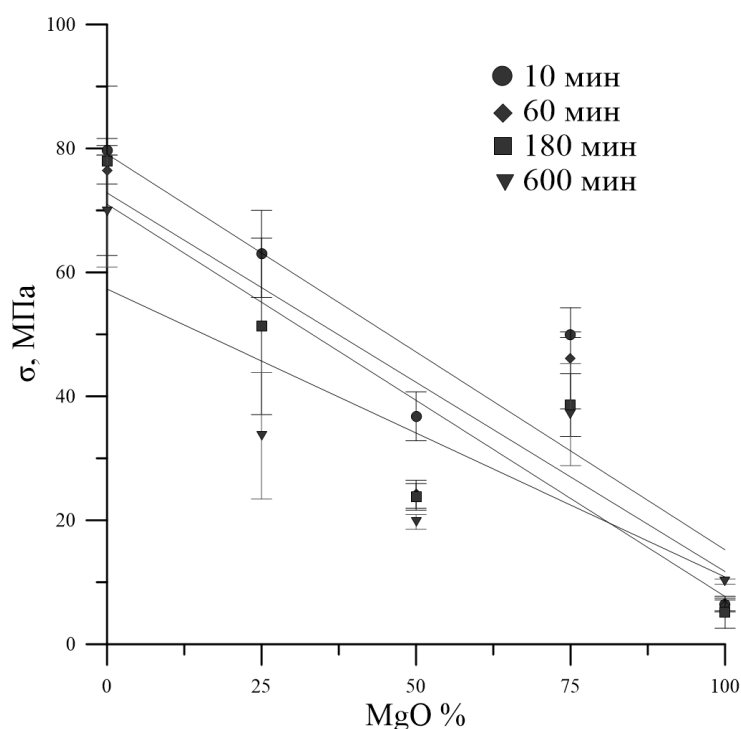


Рисунок 1 – Зависимость предела прочности от % MgO

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования (соглашение RFMEFI58417X0026) на аналитическом оборудовании Томского регионального центра коллективного пользования.

Список литературы

1. Получение нанопорошков диоксида циркония / Жуков А.В. [и др.] // Успехи в химии и химической технологии. – 2013. – Т. 27, вып. 6. – С. 33–37.
2. Синтез и физико-механические свойства керамических материалов на основе диоксида циркония для вертебрологии / Т. Ю. Саблина, М. В. Григорьев, А. Д. Пшеничный и др. // Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций: международная конференция, 21-25 сентября 2015 г., Томск, Россия: тезисы докладов. Томск, 2015. С. 200-201.
3. Термостойкие керамические композиты на основе диоксида циркония / Промахов В.В. [и др.] // Новые огнеупоры. – 2015. – № 11. – С. 39-44.
4. Шутилова Е.С. Исследование фазового состава и параметров тонкой кристаллической структуры градиентной керамики на основе ZrO₂ / Е.С. Шутилова, С.П. Бужакова, С.Н. Кульков // Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций: международная конференция, 21-25 сентября 2015 г., Томск, Россия: тезисы докладов. Томск, 2015. С. 240-241.

IN-PLANE НАМАГНИЧЕННЫЕ АНТИФЕРРОМАГНИТНЫЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗОЛЯТОРЫ

А.С. КУЗЬМИН

Томский государственный университет, г. Томск, пр. Ленина, 36, 634050

E-mail: kuzmin124ru@yandex.ru

Топологические изоляторы (ТИ) [1] - класс перспективных узкозонных полупроводников, использование в высокотехнологичных отраслях промышленности которых может решить проблемы энергоэффективности, компактности и быстродействия электронных устройств. Ключевой особенностью, отличающей их от широко применяемых в электронике материалов, является сильное спин-орбитальное взаимодействие, которое приводит к инвертированию энергетической щели в объеме и образованию проводящих состояний на поверхности. Электроны, находящиеся в этих состояниях, защищены от обратного рассеяния симметрией обращения времени и инверсионной симметрией.

В общем случае наличие магнитного упорядочения приводит к нарушению симметрии обращения времени, однако возможен случай, когда сохраняется комбинация (произведение) симметрии обращения времени и инверсионной симметрии. Именно такой случай реализуется в антиферромагнитных топологически изоляторах (АФМ ТИ) [2, 3]. Особенности характерной для ТИ электронной структуры в сочетании с АФМ упорядочением приводят к тому, что в таких материалах возможно наблюдение перспективного с прикладной точки зрения квантового аномального эффекта Холла [4, 5]. Настоящая работа посвящена изучению электронной структуры семейства представителей класса АФМ ТИ: VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$.

Поскольку обсуждаемые свойства ТИ и систем на их основе обусловлены особенностями зонной структуры этих материалов, подходящим инструментом для их исследования являются первопринципные (квантово-механические) расчеты электронной структуры. В данной работе был использован метод проекционных плоских волн (PAW), реализованный в программном пакете VASP.

Анализ полученных результатов показал, в равновесном состоянии VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ кристаллизуются в ромбоэдрической фазе. Все рассматриваемые соединения характеризуются антиферромагнитным (АФМ) упорядочением I типа. Ось квантования спина лежит в плоскости (0001), причем внутри плоскости магнитная анизотропия отсутствует. В объеме все четыре соединения являются полупроводниками с энергетической щелью около 125, 232, 332 и 250 мэВ для VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ соответственно. Анализ орбитального состава зон, образующих края энергетической щели, и расчет топологических инвариантов показали, что энергетические щели в VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ инвертированы.

Прямым следствием этого является наличие бесщелевых состояний на поверхности. На поверхностях (0001) VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ присутствуют состояния, имеющие близкую к линейной дисперсию и геликоидальную спиновую текстуру, характерную для поверхностных состояний ТИ. Смещение точки Дирака из точки $\bar{\Gamma}$ вызвано in-plane намагниченностью. Таким образом, VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ являются топологически нетривиальной АФМ-упорядоченной фазой — АФМ ТИ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00728.

Список литературы

1. Hasan M.Z., Kane C.L. Colloquium: Topological insulators // *Reviews of Modern Physics*. – 2010. – Vol. 82. – №. 4. – P. 3045.
2. Mong R.S.K., Essin A.M., Moore J.E. Antiferromagnetic topological insulators // *Physical Review B*. – 2010. – Vol. 81. – №. 24. – P. 245209.

3. Otrokov M.M. et al. Prediction and observation of the first antiferromagnetic topological insulator // Preprint / arXiv: 1809.07389. — 2018.
4. Otrokov M.M. et al. Unique Thickness-Dependent Properties of the van der Waals Interlayer Antiferromagnet MnBi₂Te₄ Films // Physical Review Letters. – 2019. – Т. 122. – №. 10. – С. 107202.
5. Otrokov M.M. et al. Highly-ordered wide bandgap materials for quantized anomalous Hall and magnetoelectric effects // 2D Materials. – 2017. – Т. 4. – №. 2. – С. 025082.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АБС ПЛАСТИКА С УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ ДЛЯ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Г.Е. КУЛЕШОВ¹, А.В. БАДЬИН¹, М.О. ГЕРИНГ¹, К.В. БИЛИНСКИЙ¹

¹ Томский государственный университет

E-mail: grigorij-ke@sibmail.com

Быстроразвивающиеся сегодня технологии 3D – печати открывают неограниченные возможности при изготовлении конструкций и объектов любой геометрии для радиоэлектронных устройств. Аддитивные технологии имеют ряд преимуществ по сравнению с традиционными технологиями. Это уменьшение числа технологических операций и затраченного времени, безотходное использование исходных компонентов, простота разработки, оптимизации и модернизации изделий в инженерных САД-программах, высокая автоматизация и технологичность производства [1]. В последнее время очень распространено изготовление композиционных материалов на основе пластика для 3D печати с добавлением наполнителей эффективно взаимодействующих с электромагнитным излучением [2]. Применение аддитивной технологии с радиофиламентами позволяет значительно ускорить и удешевить процесс производства радиоматериалов и защитных покрытий для конечных устройств, а также дает возможность создавать совершенно новые элементы и композиционные структуры [3].

В качестве полимерной основы композиционного филамента для 3D печати выступал акрилонитрилбутадиенстирол (АБС пластик). В качестве наполнителя использовались порошки многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ) [4]. Они были получены в путем каталитического газофазного осаждение этилена и содержали более 97,5% основной фазы со средним диаметром нанотрубок $d=9,4$ нм.

Схема изготовления радиофиламента представлена на рисунке 1. Для производства композиционного пластика использовался химический способ смешения компонент материала. На первом этапе необходимое количество гранул АБС или кусочков чистого АБС тщательно взвешивали растворяли в растворителе V-646. На следующем этапе к растворенной смеси добавляют углеродный нанотрубки и тщательно перемешивают ультразвуковым диспергатором в течение 10 минут при мощности 75 Вт. После полной полимеризации композиционной смеси измельчали полученный материал и проводили его горячее экструдирование для создания нити радиофиламента. Предусматривает не менее 10 итераций экструзии для формирования однородной структуры нити. В итоге на 3D-принтере были напечатаны экспериментальные образцы в форме шайб с внутренним диаметром $d_{вн.} = 3$ мм и внешним $d_{внеш.} = 7$ мм и толщиной $h = 2,25$ мм.

В общей сложности было изготовлено пять образцов. Четыре на основе АБС пластика с добавлением 2, 3, 4 и 5 вес.% МУНТ, а также дополнительный образец на основе промышленно выпускаемого филамента ABS-Conductive «Mellow» (Китай), содержащего углеродные волокна (уд. сопротивление 10^3 - 10^5 Ом/см).

Измерения электромагнитных свойств материалов проводились волноводным методом на векторном анализаторе цепей P4M-18 фирмы «Микран» в коаксиальной ячейке

по схемам «на проход». На основе измеренных S -параметров рассчитывались спектры комплексной диэлектрической проницаемости.



Рисунок 1 - Схема получения композиционного радиофиламента

На рисунке 2 представлены частотные зависимости комплексной диэлектрической проницаемости для образцов на основе композиционных радиофиламентов.

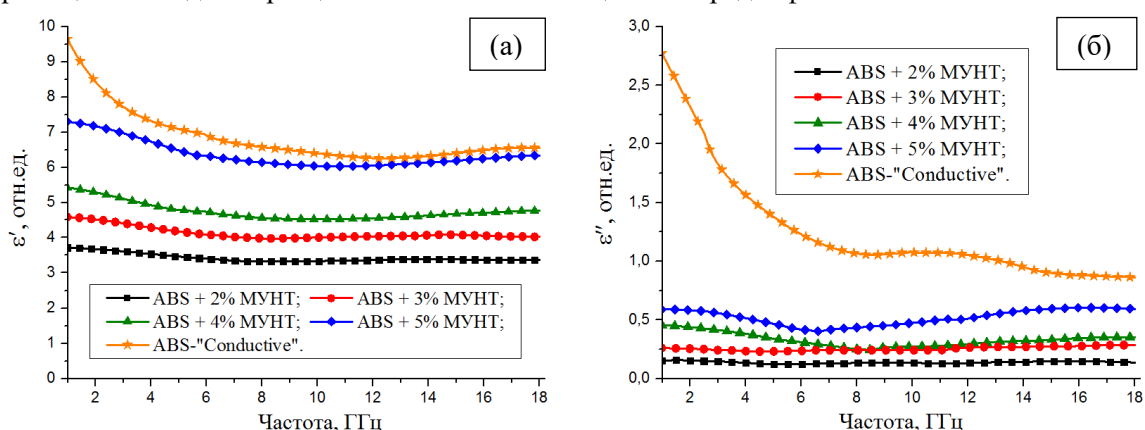


Рисунок 2 - Частотные зависимости действительной (а) и мнимой (б) частей комплексной диэлектрической проницаемости для композиционных материалов на основе ABS пластика с углеродными наполнителями

Из приведенных зависимостей видно, что с увеличением концентрации углеродных нанотрубок в ABS пластике с 2 до 5 вес.% наблюдается рост значений как действительной (с 3,5 до 7 отн.ед.), так и мнимой (с 0,1 до 0,7 отн.ед.) частей комплексной диэлектрической проницаемости. Пластик ABS-Conductive имеет сравнимые с ABS+5% МУНТ значения ϵ' , но при этом гораздо большие значения ϵ'' , что вероятно обуславливается потерями на проводимость, которые уменьшаются с ростом частоты. Таким образом, филаменты с МУНТ пригодны для создания экранирующих или узкополосных поглощающих покрытий, поскольку имеют высокие значения диэлектрической проницаемости.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-32-00810.

Список литературы

1. Баева Л.С., Маринин А.А. Современные технологии аддитивного изготовления объектов // Вестник МГТУ. – 2014. – Т. 17. – № 1. – С. 7–12.

2. Wu Y., Isakov D., Grant P.S. Fabrication of Composite Filaments with High Dielectric Permittivity for Fused Deposition 3D Printing // *Materials*. – 2017. – V. 10. P. 1–12.
3. Grant P.S., Castles F., Lei Q.; Wang Y., Janurudin J.M., Isakov D., Speller S., Dancer C., Grovenor C.R.M. Manufacture of electrical and magnetic graded and anisotropic materials for novel manipulations of microwaves // *Philos. Trans. R. Soc. A*. – 2015. – V. 373. doi:10.1098/rsta.2014.0353.
4. Kuleshov G.E., Zhuravlyova Y.V., Dotsenko O.A. Electromagnetic response from composite radiomaterials based on multiwall carbon nanotubes at microwave frequencies // *SIBCON 2015 – Proceedings*. – 7147115. – P. 1–4.

НЕТКАННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МЕМБРАНЫ ИЗ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОФОРМОВАНИЯ: ПОЛУЧЕНИЕ И СВОЙСТВА

И.М. КОЛЕСНИК¹, Е.Б. БОЛЬБАСОВ¹

¹ Томский политехнический университет

E-mail: kolesnik.ilya@gmail.com

Пористые материалы на основе политетрафторэтилена «ПТФЭ» находят широкое применение в химической технологии и медицине для создания изделий, обладающих высокой термической и химической устойчивостью, биоинертностью, хорошими механическими и диэлектрическими характеристиками [1]. Они используются для изготовления скаффолдов, перевязочных материалов, а также проницаемых пористых мембран, служащих основными компонентами для проведения различных методов очистки: мембранной дистилляции «МД», осмотической дистилляции «ОД», очистки сбросных газов и разделения водной и органической фаз. Эффективность мембран характеризуется высокой гидрофобностью, развитой поверхностью со связанными порами, а также низкой теплопроводностью. Наибольшее распространение в производстве ПТФЭ мембран получили методы экспандирования, лазерной абляции и метод с применением порообразующих реагентов. Однако они обладают рядом недостатков: низкая производительность отдельных стадий процесса, загрязнение окружающей среды лубрикантами, отсутствие высокой пористости при малой толщине изделия, а в случае лазерной абляции – частичная деполимеризация ПТФЭ при воздействии лазерного излучения. Всех этих недостатков лишен метод электроформования, который позволяет добиться высокой пористости готового изделия при малой толщине, а также существенно ускорить процесс изготовления готовых изделий. Из-за нерастворимости ПТФЭ и высокой вязкости расплава электроформование необходимо осуществлять из суспензии с волокнообразующим полимером.

Прядильные растворы готовились путем смешения водного раствора ПВС с содержанием полимера 9 масс % и суспензии Ф-4Д до достижения массовой концентрации 50, 60, 70 и 80 % суспензии. Формирование нетканых материалов осуществлялось методом электроформования на установке NANON NF-101 (МЕСС, Япония) с использованием цилиндрического коллектора длиной 200 мм и диаметром 100 мм при следующих технологических параметрах: напряжение 25 кВ, расход прядильного раствора 2 мл/час, капилляр 22 G, расстояние между капилляром и коллектором 15 см. После формирования образцы нагревали до 360 °С, выдерживали при заданной температуре в течение 5 часов, после чего охлаждали до комнатной температуры со скоростью 5 °С/час. Вязкость прядильных растворов измерялась на синусоидальном вибровискозиметре. Исследование полученных мембран проводилось методами сканирующей электронной микроскопии

«СЭМ» и оптической гониометрии. Механические свойства полученных мембран оценивались по прочности и относительному удлинению при одноосном растяжении.

На рисунке 1 представлены снимки поверхности мембран на основе ПТФЭ, сформированных методом электроформования с последующим спеканием. В таблице 1 продемонстрированы результаты исследования пористых мембран различными методами. Результаты исследования поверхности свидетельствуют о том, что с увеличением массового содержания суспензии ПТФЭ в прядильном растворе незначительно уменьшается диаметр волокон, а также возрастает число дефектов на единицу длины, причиной чего может служить уменьшающаяся концентрация волокнообразующего полимера. Краевой угол смачивания достоверно не изменяется в зависимости от содержания суспензии ПТФЭ и составляет примерно 125°, что характеризует мембраны как гидрофобные. При этом капля трансформаторного масла, помещенная на поверхность мембран, вне зависимости от содержания суспензии Ф-4Д полностью впитывалась в мембрану спустя 2-3 секунды, что свидетельствует о высоких лиофильных свойствах сформированных мембран.

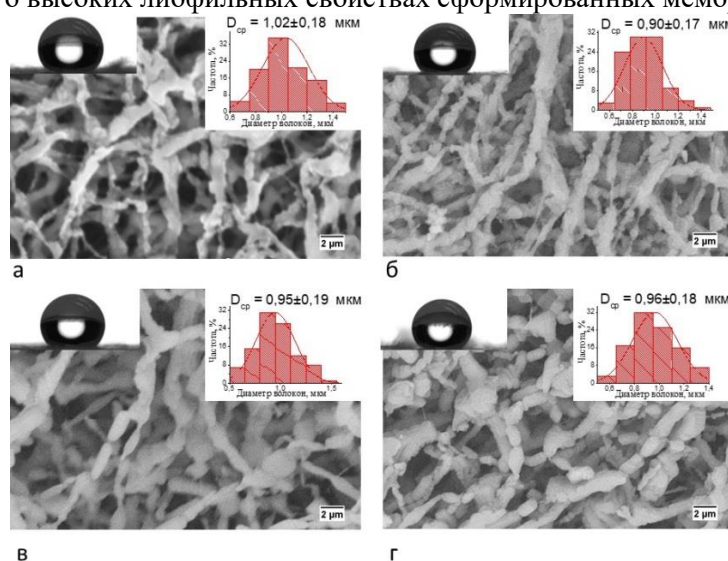


Рисунок 1 – Снимки поверхности мембран, полученных из прядильных растворов с содержанием суспензии ПТФЭ: а) 50 масс %, б) 60 масс %, в) 70 масс %, г) 80 масс %

Таблица 1 – Результаты исследования мембран различными методами

Содержание суспензии ПТФЭ, масс %	Вязкость раствора, мПа·с	Средний диаметр волокон, мкм	Удельное число дефектов, мкм ⁻¹	Прочность, МПа	Относ. удлинен., %
50	414±12	1,02±0,18	0,45±0,06	0,45±0,02	115±16
60	332±10	0,90±0,17	0,64±0,09	0,31±0,04	113 ± 8
70	217±6	0,95±0,19	0,71±0,06	0,13±0,01	63 ± 5
80	136±4	0,96±0,18	0,93±0,08	0,06±0,01	43 ± 4

С увеличением содержания суспензии ПТФЭ наблюдается снижение показателей прочности и относительного удлинения, что может быть связано со снижением концентрации ПВС в прядильных растворах, который в процессе спекания мембран выступает в роли пластификатора. В процессе кристаллизации низкомолекулярные продукты деструкции ПВС способны диффундировать в частицы ПТФЭ, тем самым затрудняя процесс кристаллизации и способствуя формированию лучших физико-химических и механических характеристик.

Полученные мембраны обладают ярко выраженными гидрофобными свойствами, при этом лучшими механическими характеристиками обладают мембраны с содержанием

суспензии Ф-4Д 50 и 60 масс %. Данные обстоятельства являются благоприятными для использования подобных мембран в методах очистки, а также в целях реконструктивной медицины.

Список литературы

1. Cui Z., Drioli E., Lee Y.M. Recent progress in fluoropolymers for membranes // Progress in Polymer Science. –Vol.39. – P. 164–198.

АКТИВИРОВАНИЕ МИКРОПОРОШКА АЛЮМИНИЯ АСД-6М СВЧ-ОБЛУЧЕНИЕМ В СИНТЕЗЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ЖЕЛЕЗА, МЕДИ, МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА

С.Н. ЛАВРОВ, А.П. ИЛЬИН

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
snlavrov92@gmail.com

Интерметаллиды – химические соединения между, как минимум, двумя металлами, обладающие кристаллической структурой, отличной от структуры металлов образовавших интерметаллид [1]. Аллюминиды металлов уже нашли широкое применение в современной промышленности. Так малый вес и возможность работы при высоких температурах сделал перспективным применение аллюминиды титана для изготовления лопаток турбин двигателей гражданских самолётов. Образование аллюминидов лежит в основе упрочнения дюраллюминия при его искусственном старении. Интерметаллиды в системе Fe-Al обладают рядом полезных свойств. Так в работе [2] было показано высокое сопротивление аллюминидов железа износу.

При спекании порошковых систем интерметаллиды образуются путём СВЧ [1]. Низкая температура плавления и низкая, относительно других компонентов системы, плотность аллюминия делает актуальной задачу повышения его активности в процессах спекания. Известны различные методы повышения активности порошков металлов. В то же время часть этих методов требует введения в порошок различных примесей [3,4], другие требуют применения дорогостоящего и сложного в эксплуатации оборудования [5]. Одним из перспективных методов активирования порошков металлов является воздействие на них СВЧ-излучения [6].

Для анализа влияния СВЧ-облучения порошка аллюминия на продукты его спекания с порошками металлов был использован высокодисперсный порошок аллюминия АСД-6М. Были подготовлены смеси облучённого и не облучённого порошка АСД-6М с порошками железа Р-10, меди ПМС, молибдена ЭВП и вольфрама ПВ-2. Давление прессования составляло 15кгс/см². Образцы спекались в муфельной печи с ограничением доступа воздуха. Температура образцов контролировалась при помощи термопары хромель-алюмель, фиксировались температуры начала СВЧ-процесса и его максимальный температурный эффект. Микроструктура спечённых образцов анализировалась методами СЭМ при помощи микроскопа СМ-12 на базе ТГУ. Микрофотографии образцов составов Fe-Al и Cu-Al представлены на рисунках 1-2.

На основании измерений размеров фрагментов структуры образцов были построены диаграммы распределения структурных фрагментов по размерам. Для образца состава Fe-Al с не облучённым аллюминием размер фрагментов варьировался от 0,92-5,2мкм. При этом 58% от общего числа измерений приходилось на интервал 1,53 - 2,75мкм.

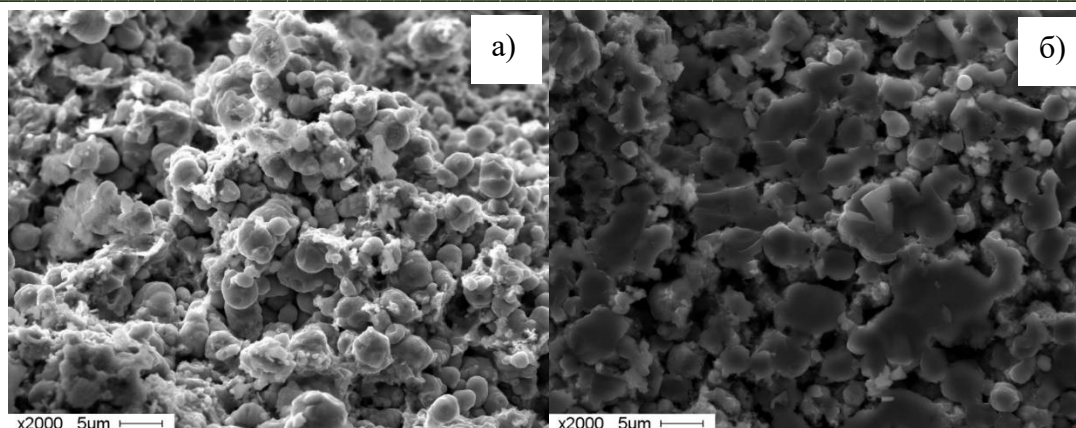


Рисунок 1 – Микрофотографии образцов состава Fe-Al: а) с не облучённым алюминием; б) с облучённым алюминием

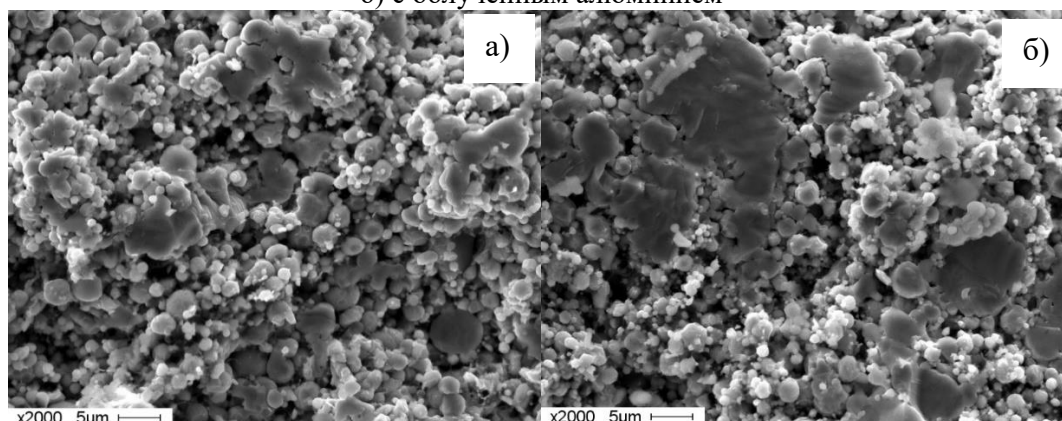


Рисунок 2 – Микрофотографии образцов состава Cu-Al: а) с не облучённым алюминием; б) с облучённым алюминием

Для образца состава Fe-Al с облучённым алюминием характерны размеры фрагментов 1,36 – 14,3 мкм. При этом 50% измерений находится в интервале 1,36-3,2 мкм. Для образца состава Cu-Al с не облучённым алюминием размер фрагментов варьировался от 0,65-9,15 мкм. При этом 66% от общего числа измерений приходилось на интервал 0,65 – 1,86 мкм. Для образца состава Cu-Al с облучённым алюминием характерны размеры фрагментов 0,63– 20,1 мкм. При этом 50% измерений находится в интервале 1,61-2,58 мкм.

На основании представленных микрофотографий можно сделать вывод о влиянии СВЧ-облучения микропорошка алюминия на качество спекания его с порошками других металлов. Для всех исследованных образцов было заметно увеличение размера фрагментов микроструктуры при использовании СВЧ-облучённого микропорошка алюминия вместо не облучённого.

Список литературы

1. Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллидов - Издательство Томского университета 1989, 214 с.
2. <https://www.researchgate.net/publication/227116461>
3. Патент РФ 2086355
4. Nahma A., Gany A., Polovuori K. Combustion of activated aluminium, Combustion and Flame, 2006, V.145, p.464-480.
5. Мостовщиков А.В., Ильин А.П., Егоров И.С., Захарова М.А. Изменение термодинамических параметров нанопорошка алюминия после облучения потоком ускоренных электронов - Вестник Томского государственного университета. Химия. 2015. № 2. С. 6–13.

6. Влияние СВЧ-излучения на термическую стабильность нанопорошка алюминия. А.В. Мостовщиков, А.П. Ильин, П.Ю. Чумерин, Ю.Г. Юшков, В.А. Ваулин, Б.А. Алексеев - Письма в ЖТФ, 2016, Т 42, В 7, с 17-22.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕХМЕРНЫХ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ ПЛАНАРНЫХ НАНОСТРУКТУР

Е.А. ЛЕВЧЕНКО¹

¹Томский политехнический университет

E-mail: levchenkoa@tpu.ru

Система уравнений, состоящая из динамического уравнения Гинзбурга-Ландау (1) для параметра порядка и уравнения на вектор-потенциал магнитного поля (2) [1] применена для математического моделирования сверхпроводящей фазы в магнитном поле в трехмерных Nb планарных наноструктурах:

$$\frac{\partial \Psi}{\partial t} = - \left(\frac{i}{k} \nabla + \vec{A} \right)^2 \cdot \Psi + \Psi - |\Psi|^2 \cdot \Psi \quad (1)$$

$$\sigma \cdot \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} = \frac{1}{2 \cdot i \cdot k} \cdot (\Psi^* \cdot \nabla \Psi - \Psi \cdot \nabla \Psi^*) - |\Psi|^2 \cdot \vec{A} - \nabla \times \nabla \times \vec{A} \quad (2)$$

с граничными условиями

$$\begin{aligned} (\nabla \Psi, \vec{n}) &= 0, \\ \nabla \times \vec{A} &= \vec{B}_a, \\ (\vec{A}, \vec{n}) &= 0. \end{aligned} \quad (3)$$

Здесь k – параметр Гинзбурга-Ландау, \vec{B}_a - приложенное к системе магнитное поле.

Моделирование двумя способами проведено в COMSOL Multiphysics. Первый способ заключается в записи исходной задачи в слабой форме. При этом граничные условия вводятся в систему с помощью вспомогательной переменной [2].

При моделировании вторым способом выделяется несколько областей. Первая область – область внутри сверхпроводника. В ней совместно решается система уравнений (1), (2). Вторая область – область, окружающая сверхпроводник. Размеры этой области определяются с учетом того, что на внешней границе области магнитное поле равно \vec{B}_a . В этой области решается только уравнение (2), при этом полагается, что $\Psi = 0$ (т.к. в данной области отсутствуют куперовские пары). На границе двух областей учитывается непрерывность вектора-потенциала.

Оба способа моделирования дают одинаковые результаты, и могут быть использованы для разных целей. В первом подходе моделирование занимает меньше времени, второй способ позволяет построить картину магнитного поля как внутри сверхпроводника, так и в области, его окружающей.

На рисунке 1 показано распределение квадрата модуля параметра порядка для планарной структуры размерами $5 \times 5 \times 0.5$ безразмерных единиц в сечении плоскостью $z=0.5$, $k=4$. Шаг по времени от 0 до 300 безразмерных единиц равен 0.1, с 300 до 1500 – 1. Внешнее магнитное поле $B_a=0.6$.

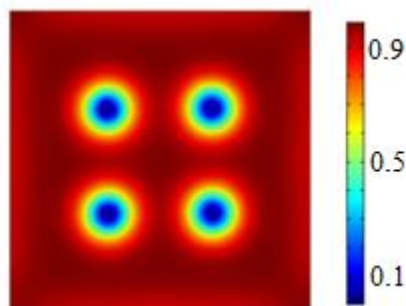


Рисунок 1 – Модуль квадрата параметра порядка при $V_a=0.6$

Исследованы эффекты перенормировки магнитного поля в трехмерных структурах, исследованы полное и индуцированное сверхпроводником магнитные поля. Для разных значений внешнего магнитного поля получено распределение вихрей Абрикосова. Найдены критические значения магнитного поля.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00228.

Список литературы

1. Introduction to Superconductivity / M. Tinkham. - McGraw-Hill: New York, 1996.
2. Alstrøm, T. S., Sørensen, M. P., Pedersen, N. F., & Madsen, S. Magnetic Flux Lines in Complex Geometry Type-II Superconductors Studied by the Time Dependent Ginzburg-Landau Equation // Acta Applicandae Mathematicae. 2010. - 115(1). – pp. 63-74.

УПРОЧНЕНИЕ ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ МНОГОСТЕННЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ

А.А. ЛЕОНОВ^{1,2}, ХАОЦЕ ЛЮ^{1,3}, ЦЗИН ЛИ^{1,3}, В.Д. ПАЙГИН¹

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет

²Институт сильноточной электроники СО РАН

³Чунцинский университет искусств и науки

E-mail: laa91@tpu.ru

Углеродные нанотрубки (УНТ) широко используются в качестве упрочняющих агентов в различных керамических матрицах для повышения вязкости разрушения (трещиностойкости). Существуют одностенные (ОУНТ) и многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), которые различаются по структурным характеристикам и по свойствам [1]. ОУНТ обладают более высокими механическими свойствами, чем МУНТ и являются предпочтительным упрочняющим материалом. Композит на основе ZrO_2 с 1 мас.% ОУНТ проявляет повышение трещиностойкости на 36 % по сравнению с керамикой ZrO_2 без добавок [2]. Композит Al_2O_3 содержащий 3 об.% ОУНТ имел повышенные значения трещиностойкости (на 12 %) по сравнению с неармированной керамикой Al_2O_3 [3, 4]. Однако композиты, упрочненные МУНТ, также обладают достаточно высокой трещиностойкостью. Увеличение трещиностойкости на 102 % наблюдалось для композита ZrO_2 с добавкой 12 об.% МУНТ [5], что объяснялось механизмами упрочнения УНТ, которые включали в себя разрыв УНТ, отклонение трещин на УНТ и т.д. Композит Al_2O_3 с 3 об.% МУНТ имел значение трещиностойкости равное $4,93 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ [6, 7], что более чем в два раза выше значений трещиностойкости ($2,41 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) керамики Al_2O_3 [8]. Целью настоящей работы являлось исследовать влияние МУНТ на физико-механические свойства композитов на основе ZrO_2 .

Для создания композитов в качестве матричной основы использовали нанопорошок частично стабилизированного иттрием диоксида циркония (Tosoh, Япония). Упрочняющим материалом являлись многостенные УНТ марки «Таунит» (НаноТехЦентр, г. Тамбов, Россия). Смешивание исходных компонентов производили в среде этилового спирта по методике, описанной в работе [9]. Относительное содержание МУНТ в композиционном порошке составляло 1, 5 и 10 мас.%. Керамику ZrO_2 и композиты ZrO_2 /МУНТ с различным массовым содержанием получали электроимпульсным плазменным спеканием при следующих условиях: давление прессования – 40 МПа, температура спекания – 1500 °С, скорость нагрева – 100 °С/мин, время изотермической выдержки – 10 мин. Гидростатическим взвешиванием определялась плотность полученных образцов. Микротвердость (H_v) определяли на приборе ПМТ-3М с использованием алмазной пирамидки Виккерса (нагрузка 4,9 Н). Трещиностойкость или критический коэффициент интенсивности напряжений (K_{IC}) определяли на твердомере ТП-7Р-1 (нагрузка 49 Н) и оценивали по уравнению Anstis.

На рисунке 1а представлено ПЭМ изображение исходных МУНТ, показывающее морфологию и особенности структуры МУНТ. Из рисунка 1а видно, что диаметр отдельных МУНТ варьируется от 20 нм до 50 нм. Видны полая сердцевина нанотрубок и многочисленные графеновые слои, из которых состоит многостенная нанотрубка.

На рисунке 1б представлена зависимость физико-механических свойств композитов от относительного содержания МУНТ. Видно, что при увеличении содержания МУНТ в композитах, происходит снижение относительной плотности и микротвердости, рисунок 1б. Снижение относительной плотности композитов связано с тем, что при более высоких концентрациях МУНТ, образуются агрегаты нанотрубок, которые приводят к формированию дополнительных пор. Уменьшение микротвердости композитов при увеличении содержания МУНТ, в первую очередь связано со снижением относительной плотности, а также с тем, что углеродные нанотрубки являются «мягкой» фазой.

Однако высокие концентрации МУНТ в композитах приводят к существенному повышению трещиностойкости, рисунок 1б. Трещиностойкость композита на основе ZrO_2 с 10 мас.% МУНТ выше на 44 % по сравнению с керамикой ZrO_2 .

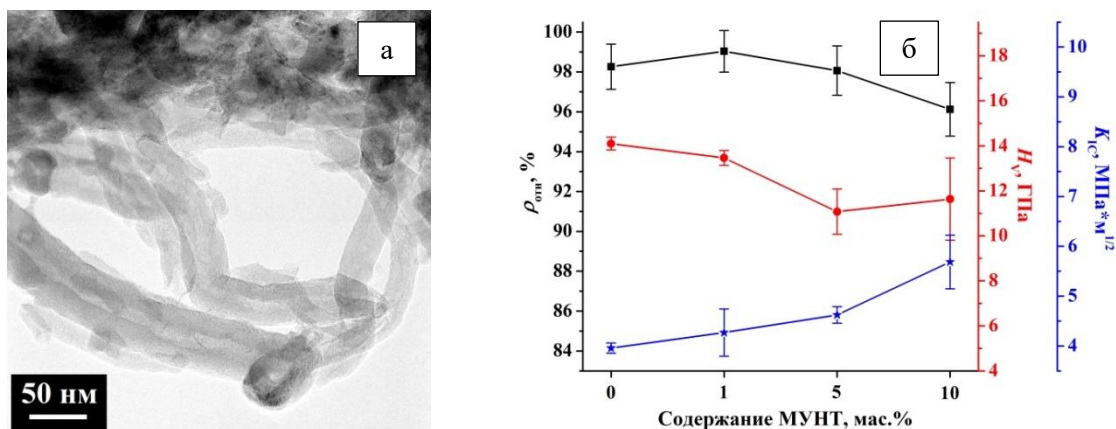


Рисунок 1- а – ПЭМ изображение исходных МУНТ; б – Зависимость физико-механических свойств композитов от относительного содержания МУНТ. —■— относительная плотность ($\rho_{отн}$); —●— микротвердость (H_v); —★— трещиностойкость (K_{IC})

Список литературы

1. Раков Э.Г. Нанотрубки и фуллерены. – М.: Университетская книга, Логос, 2006. – 376 с.
2. Леонов А.А. и др. Структура и свойства керамических композитов ZrO_2 , модифицированных различными армирующими наполнителями // Перспективы

- развития фундаментальных наук: сборник трудов XV Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, в 7 т., г. Томск, 24-27 апреля 2018. – Томск: Изд. дом ТГУ, 2018 – Т.1. Физика. – С. 180–182.
3. Leonov A.A., Abdulmenova E.V. Alumina-based composites reinforced with single-walled carbon nanotubes // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2019. – V. 511. – P. 012001.
 4. Леонов А.А., Бикбаева З.Г. Керамические композиты на основе оксида алюминия, модифицированные одностенными углеродными нанотрубками // Перспективные материалы конструкционного и медицинского назначения: сборник трудов Международной научно-технической молодежной конференции, г. Томск, 26-30 ноября 2018. – Томск: ТПУ, 2018. – С. 190–191.
 5. Hassan R., Nisar A., Ariharan S., et al. Multi-functionality of carbon nanotubes reinforced 3 mol% yttria stabilized zirconia structural biocomposites // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – V. 704. – P. 329–343.
 6. Леонов А.А. Керамический композит корунд/многостенные углеродные нанотрубки, полученный по технологии электроимпульсного плазменного спекания // Физика твердого тела: сб. материалов XVI Российской научной студенческой конференции, Томск, 17-20 апреля 2018. – Томск: Изд-во НТЛ, 2018. – С. 68–70.
 7. Leonov A.A., et al. Spark plasma sintering of ceramic matrix composite based on alumina, reinforced by carbon nanotubes // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2017. – V. 286. – P. 012034.
 8. Maensiri S., Laokul P., Klinkaewnarong J. and Amornkitbamrung V. Carbon nanofiber-reinforced alumina nanocomposites: Fabrication and mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – V. 477. – P. 44–50.
 9. Леонов А.А. Получение композитных порошков ZrO_2 /ОУНТ и ZrO_2 /нановолокна Al_2O_3 // Химия и химическая технология в XXI веке: материалы XIX Международной научно-практической конференции студентов и молодых ученых, Томск, 21-24 мая 2018. – Томск: ТПУ, 2018. – С. 90–91.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН И ТЕХНОЛОГИИ СМЕШЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ НА СВОЙСТВА ПКМ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

П.Н. ПЕТРОВА^{1,2}, М.А. МАРКОВА¹

¹ ФГБУН ФИЦ ЯНЦ СО РАН «Институт проблем нефти и газа» Сибирского отделения РАН

² ФГАОУ ВПО Северо-Восточный федеральный университет им. М. К. Аммосова

E-mail: markovamusya@mail.ru

Широкое применение в области машиностроения в качестве деталей узлов трения имеют полимерные композиционные материалы с углеродными волокнами (УВ), которые обладают рядом преимуществ как высокая износостойкость и низкий коэффициент трения, что обеспечивает долговечность техники [1]. Однако углеродные волокна обладают низкой адгезией к полимерному связующему, что осложняет получение высокопрочных композитов. В связи с этим, при разработке полимерных композитов с их использованием актуальным становится разработка технологий получения полимерных композитов, способствующих повышению адгезионного взаимодействия полимер–УВ [2,3].

Целью данной работы является исследование влияния способов смешения компонентов на физико-механические и триботехнические свойства полимерных композиционных материалов на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) марки ПН от концентрации углеродных волокон марки УВИС-АК-П производства ООО НПЦ «УВИКОМ» (Россия).

Для повышения адгезионного взаимодействия инертного ПТФЭ с инертной поверхностью углеродного наполнителя в данной работе был использован следующий прием получения композитов: стандартное смешение в лопастном смесителе необходимого количества УВ с половиной массы (50%) полимера, затем порошковую композицию подвергали совместной механоактивации в течение 2-х мин, после этого вводили остальную часть массы полимера (50%) и смешивали в лопастном смесителе, рисунок 1.

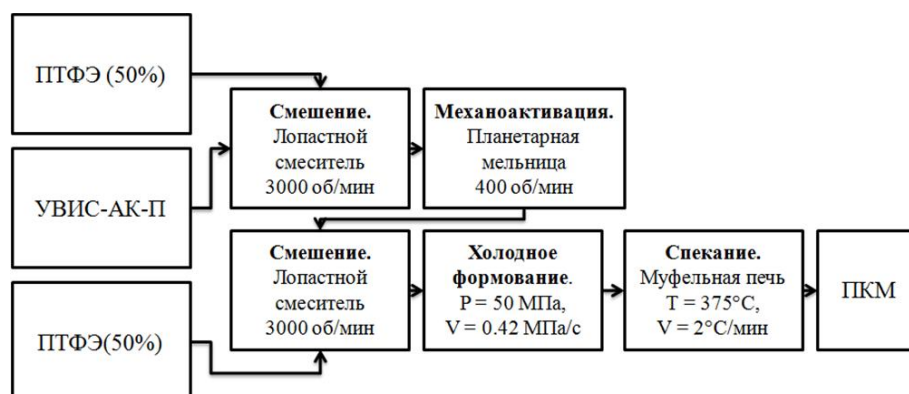


Рисунок 1 –Технология изготовления образцов ПКМ

Результаты исследования физико-механических и триботехнических характеристик ПТФЭ и композитов на его основе приведены в таблице 1. Как видно из таблицы оптимальными свойствами обладает композит содержащий 5 мас.% УВИС-АК-П, полученный с использованием совместной механоактивации полимера с УВ с массовым соотношением концентрата и последующей порции смешиваемого полимера 50/50, износостойкость у этого композита составляет в 2024 раза выше исходного полимера при сохранении прочности на уровне исходного ПТФЭ при некотором повышении относительного удлинения при разрыве.

Таблица 1 – Зависимость физико-механических характеристик от концентрации УВИС-АК-П и технологии получения ПКМ

Состав	Технология получения ПКМ	σ_p , МПа	ε_p , %	E , МПа	I , мг/ч	f
ПТФЭ	-	20	304	469	161,9	0,22
ПТФЭ+3 мас.% УВИС-АК-П	Простое смешение	14	117	507	3,20	0,25
ПТФЭ+3 мас.% УВИС-АК-П	Механоактивация 400 об/мин.	15	350	510	2,2	0,19
ПТФЭ+5 мас.% УВИС-АК-П	Простое смешение	17	304	601	0,43	0,21
ПТФЭ+5 мас.% УВИС-АК-П	Механоактивация 400 об/мин.	20	354	514	0,08	0,25
ПТФЭ+7мас.% УВИС-АК-П	Механоактивация 400 об/мин.	12	105	346	3,06	0,20
ПТФЭ+10мас.% УВИС-АК-П	Механоактивация 400 об/мин.	8	32	285	1,36	0,20

Примечание: σ_p -предел прочности при растяжении; ε_p - относительное удлинение при разрыве; E -модуль упругости при разрыве; I - скорость массового изнашивания, мг/ч; f -коэффициент трения.

Использование технологии введения наполнителя через концентрат приводит к повышению плотности материалов, что положительно сказывается на физико-механические свойства полученных ПКМ по сравнению с композитами, полученные простым смешением компонентов.

Повышение содержания УВ до 7 и 10 мас.% приводит к ухудшению физико-механических свойств по сравнению с исходным полимером, что связано с формированием разрыхленной пористой структуры композитов. В связи с этим, дальнейшие работы будут направлены на поиск оптимальной технологии получения композитов с формированием плотноупакованной структуры композитов при повышении концентрации углеродных волокон в полимерной матрице.

Таким образом, разработан технологический подход, основанный на применении методов совместной механохимической активации компонентов композиционных полимерных материалов, способствующий улучшению физико-механических и триботехнических характеристик. Для получения износостойких композитов с высокими показателями эластичности и прочности положительные результаты достигнуты при использовании технологии совместной механоактивации компонентов в планетарной мельнице при скорости вращения 400 об/мин в течение 2-х мин. Композиты с соотношением концентрата и полимера 50/50 показали наиболее высокие показатели физико-химических и триботехнических свойств.

Работа выполнена в рамках Госзаказа ФАНО (проект 0377-2018-0001).

Список литературы

1. Богданович П.Н., Прушак В.Я. Трение и износ в машинах: учеб. Для вузов. Мн.: Высш. шк., 1999. 374 с.
2. Мышкин Н.К., Петроковец М.И. Трение, смазка, износ. Физические основы и инженерные приложения трибологии. М.:Физматлит, 2007. 368 с.
3. Аммосова О.А., Аргунова А.Г., Ботвин Г.В. и др.; отв. ред. Попов С.Н. Модифицированные полимерные и композиционные материалы для северных условий. Рос. акад. наук, Сиб. Отд-ние, Ин-т проблем нефти и газа. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. – 217 с.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ IN SITU ИССЛЕДОВАНИЯ ОКСИДНОЙ СИСТЕМЫ $Al_2O_3-ZrW_2O_8$

А.В. МИРОНОВА¹, Е.С. ДЕДОВА^{1,2}, С.Н. КУЛЬКОВ^{1,2,3}, А.Н. ШМАКОВ⁴, З.С. ВИНОКУРОВ⁴

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

³Томский государственный университет

⁴Институт ядерной физики имени Г. И. Будкера СО РАН

E-mail: anastasiimir2102@gmail.com

Создание новых материалов является приоритетной научно-технической задачей, решение которой позволит разрабатывать материалы с заданными свойствами. Анализ современной научной литературы показал, что на сегодняшний день наблюдается значительный рост исследований, посвященных созданию керамики с заданным коэффициентом термического расширения (КТР), позволяющие проектировать изделия, которые сохраняют свои линейные размеры в процессе эксплуатации, что увеличивает их работоспособность. Одним из способов контроля коэффициента термического расширения является введение в состав оксидной керамики материалов, обладающих отрицательным коэффициентом термического расширения. В качестве материала с отрицательным КТР наиболее эффективным является вольфрамат циркония, имеющий отрицательное значение

КТР ($-9 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$) в широком температурном диапазоне от -273 до $770 \text{ }^\circ\text{C}$. Стоит отметить, что на общее значение КТР композита в значительной мере оказывает влияние фазовый состав, микроструктура, пористость и т.д.

Целью настоящей работы являлось исследование фазовых превращений оксидной системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrW}_2\text{O}_8$ методом *in situ* дифрактометрии синхротронного излучения при повышении температуры.

В настоящей работе исследовалась оксидная система $\text{Al}_2\text{O}_3 - 30 \text{ мас } \% \text{ ZrW}_2\text{O}_8$. Смешивание исходных компонентов осуществлялось в планетарной мельнице АГО-2 при частоте вращения барабана 2200 об/мин. в течение 1 минуты. Высокотемпературная *in situ* дифрактометрия синхротронного излучения реализовывались в температурном интервале от 30 до $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ со скоростью нагрева $25 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$. Угловой диапазон съемки $20 - 50^\circ$, длины волны $\lambda = 1,6400 \text{ \AA}$.

Дифрактограммы порошковой системы $\text{Al}_2\text{O}_3 - 30 \text{ мас } \% \text{ ZrW}_2\text{O}_8$ при повышении температуры от 30 до $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ показаны на рисунке 1. Согласно полученным данным, по мере увеличения температуры наблюдалось изменение дифракционной картины порошковой системы $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrW}_2\text{O}_8$, что свидетельствует о протекании фазовых превращений. На рисунке 1 видно, по мере роста температуры от 30 до $700 \text{ }^\circ\text{C}$ не регистрировалось качественного изменения фазового состава, который было представлен ромбоэдрической фазой Al_2O_3 и кубической модификацией вольфрамата циркония.

При температуре $300 \pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$ наблюдалось исчезновение рефлексов (111), (221) и (310), принадлежащих вольфрамату циркония. Это связано с протеканием фазового перехода типа «порядок - беспорядок» и переходом из низко- (α) в высокотемпературную (β) кубическую модификацию ZrW_2O_8 . С ростом температуры наблюдалось уменьшение параметра кубической решетки $a \text{ ZrW}_2\text{O}_8$, что свидетельствует об отрицательном значении коэффициента термического расширения (КТР). Значение КТР было рассчитано для каждой фазы вольфрамата циркония, которое составило $a_1 = -9.1 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ для $\alpha\text{-ZrW}_2\text{O}_8$ и $-3.2 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ для $\beta\text{-ZrW}_2\text{O}_8$.

Полное разложение вольфрамата циркония на составляющие оксиды ZrO_2 и WO_3 произошло при температуре $790 \pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$. На дифрактограммах порошковой смеси выше $800 \text{ }^\circ\text{C}$ регистрировались рефлексы оксида алюминия и оксида вольфрама.

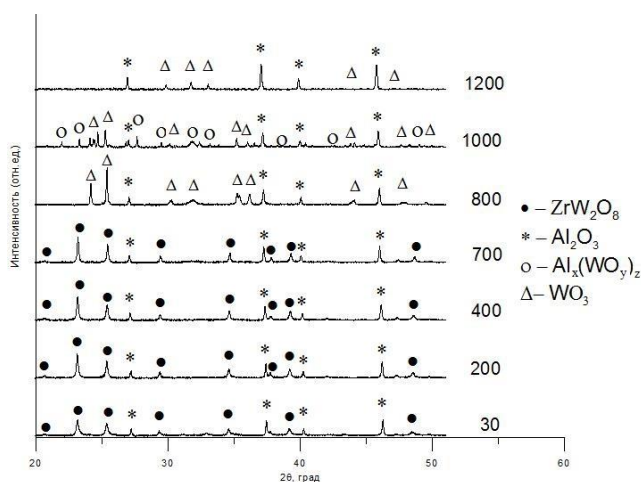


Рисунок 1 - Дифрактограммы порошковой системы $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{ZrW}_2\text{O}_8$ при повышении температуры от 30 до $1200 \text{ }^\circ\text{C}$

Увеличение температуры до $980 \pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$ привело к химическому взаимодействию между Al_2O_3 и WO_3 с образованием алюмовольфрамов типа $\text{Al}_x(\text{WO}_y)_z$, чьи рефлексы регистрировались на рентгенограммах наряду с пиками оксида алюминия и оксида вольфрама. Начало разложения алюмовольфрамовых бронз начинается при

1020±15 °С с окончательным распадом при 1160 °С. Распад алюмовольфраматов в значительной мере связан с испарением оксида вольфрама и, как следствие, нарушением стехиометрии соединений.

При температуре 1200 °С на дифрактограмме фиксировались рефлексы α -корунда и оксида вольфрама в различных модификациях.

Работа проводилась в соответствии с Программой фундаментальных научных исследований Государственных академий наук на 2013-2020 годы (программа III.23.2.3) и в рамках проекта ВИУ НОИЦ НМНТ – 223/2018.

ПОЛУЧЕНИЕ РЕЦЕПТУРЫ КОМПОЗИЦИЙ С ЗАДАНЫМИ СВОЙСТВАМИ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА (ПЭЭК)

С.В. ПАНИН^{1,2}, Д.А. НГУЕН², Л.А. КОРНИЕНКО¹, С.А. БОЧКАРЕВА¹

¹ ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

² ФГАОУ ВО Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: gau_haman@tpu.ru

Полиэфирэфиркетон (ПЭЭК), благодаря уникальному сочетанию различных физико-механических характеристик, является одним из перспективных конструкционных полимерных материалов. Этот полимер обладает рядом ценных эксплуатационных свойств, такими как: высокая прочность, высокая термическая и химическая стойкость, высокая биосовместимость и повышенная ударная вязкость. ПЭЭК отличается стойкостью к длительной эксплуатации при низкой и повышенной температуре (от -40 до 260 °С), сохраняя при этом отличные механические свойства. Кроме этого, ПЭЭК имеет высокий показатель расплава, что благоприятствует его переработке и применению в аддитивных технологиях получения изделий сложной формы. Выбором наполнителей можно целенаправленно изменять функциональные свойства и расширять область применения ПЭЭК. Для повышения механических свойств композитов на основе ПЭЭК часто используются армирующие волокна (углеродные и стеклянные) [1, 2]. При этом добавление твдосмазочных частиц позволяет повысить износостойкость полимерного композиция [3, 4]. В последнее время также активно разрабатываются нанокompозиты на основе ПЭЭК [5].

Целью работы является создание композиций с заданными механическими и триботехническими свойствами на основе ПЭЭК экспериментально-теоретическим способом.

Для создания композиций с заданными свойствами сформулированы следующие требования к характеристикам композитов на основе ПЭЭК:

- твердость по Шору Д композитного материала – не менее 80;
- модуль упругости – не менее 4000 МПа;
- прочность при растяжении – не менее 100 МПа;
- величина удлинения до разрушения – не менее 3 %;
- коэффициент трения – не более 0,2;
- износ при испытании по схеме «шар-по-диску» – не более 0,1 мм³/час.

Были изготовлены 9 заготовок по одной для каждой из исследуемых рецептур, из которых далее вырезали образцы требуемой формы для определения механических и триботехнических свойств. В качестве материала матрицы использовали ПЭЭК (марка 450PF, фирма Vitrex, Великобритания). В качестве наполнителей вводили углеродные микроволокна ($\varnothing=7-10\text{мкм}$; $d\approx 200\text{мкм}$) в количестве 5, 10 и 17 масс. %, а также политетрафторэтилена (ПН20, размер частиц 6-20 мкм) в количестве 5, 10 и 17 масс. %. Для подготовки образцов использованы высокоскоростной гомогенизатор, ультразвуковой диспергатор. Образцы изготавливали компрессионным спеканием при давлении 15 МПа и

температуре 400 °С. Механические характеристики определяли при разрывных испытаниях на электромеханической испытательной машине Instron 5582 при растяжении образцов в форме двойной лопатки (ASTM D638). Испытание образцов на изнашивание в режиме сухого трения проводили по схеме «шар-на-диске» при нагрузке $P=10$ Н и скорости скольжения $V=0.3$ м/с на трибометре CSEM CH-2000 в соответствии с ASTM G99. Диаметр шарика контртела составлял 6 мм. Дистанция испытаний равна 3 км, радиус траектории вращения – 10 мм.

Из экспериментальных данных композиций на основе ПЭЭК были построены поверхности соответствующие требованиям для каждой характеристики (твердость по Шору Д, предел прочности, модуль упругости, относительное удлинение, коэффициент трения, объемный износ). Чтобы найти управляющие параметры, придающие требуемые значения эффективным характеристикам (в виде заданных интервалов), нужно наложить полученные поверхности в виде изолиний друг на друга. Наложение поверхностей (в виде изолиний) друг на друга позволяет определить диапазон значений управляющих параметров, обеспечивающих одновременное получение всех заданных характеристик, которые и определяют рецептуру композиционного материала.

Полученная область значений управляющих параметров, представленная на рисунке 1 в виде закрашенной части, обеспечивает соответствие всех эффективных свойств композиции заданным ограничениям.

Предложенный и реализованный подход позволяет определять рецептуру многокомпонентных полимерных композиций с заданными свойствами на основе ограниченного количества экспериментальных данных.

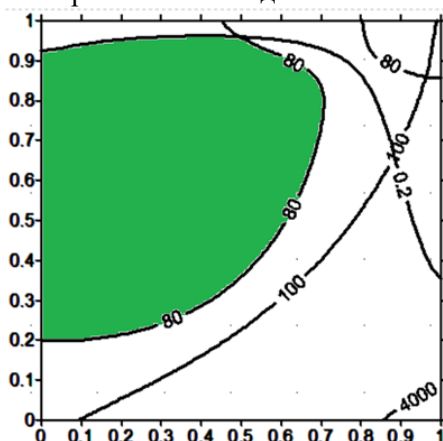


Рисунок 1 - Область значений управляющих параметров, обеспечивающих соответствие механических и триботехнических характеристик материала заданным ограничениям

Благодарности. Работа выполнена по плану фундаментальных научных исследований государственных академий наук 2013-2020 гг. и гранту президента РФ государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-5875.2018.8. Авторы выражают благодарность РФФИ за финансирование в рамках проекта № 18-58-00037.

Список литературы

1. Z. Rasheva, G. Zang, Th. Burkhart, A correlation between the tribological and mechanical properties of SCF reinforced PEEK materials with different fiber orientation // Tribology International – 2010, Volume 43, Issue 8, p. 1430-1437.
2. M. Sumer, H. Unal, A. Mimaroglu, Evaluation of tribological behavior of PEEK and glass fiber reinforced PEEK composite under dry sliding and water lubricated conditions // Wear – 2008, Volume 265, Issues 7-8, p. 1061-1065.

3. Jayashree Bijwe, Sukanta Sen, Anup Ghosh. Influence of PTFE content in PEEK–PTFE blends on mechanical properties and tribo-performance in various wear modes // *Wear*, 2005, 258, 1536–1542.
4. M. Zalaznik, M. Kalin, S. Novak, G. Jakša. Effect of the type, size and concentration of solid lubricants on the tribological properties of the polymer PEEK // *Wear*, 2016, 364-365, 31–39.
5. Philipp Werner et al, Tribological behavior of carbon nanofiber reinforced PEEK // *Wear* – 2004, Volume 257, Issues 9-10, p. 1006-1014.

АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ДВУХ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СЛОЯ СКОЛЬЖЕНИЯ СФЕРИЧЕСКОЙ ОПОРНОЙ ЧАСТИ

Ю.О. НОСОВ^{1,а}, *А.А. АДАМОВ*^{2,б}, *А.А. КАМЕНСКИХ*^{1,в}

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет

²Институт механики сплошных сред УрО РАН

E-mail: ^аura.4132@yandex.ru, ^бadamov.aa@ya.ru, ^вanna_kamenskih@mail.ru

В настоящее время существует большой перечень материалов не только российского, но и зарубежного производства, используемых в качестве антифрикционных покрытий и прослоек в машиностроении, медицине, строительстве и других отраслях. В данной работе представлено сравнение деформационного поведения тонкого плоского слоя скольжения со сферическими лунками для смазки изготовленного из двух современных антифрикционных материалов: модифицированный фторопласт и антифрикционный композиционный материал на основе фторопласта со сферическими бронзовыми включениями и дисульфидом молибдена (МАК). В объеме материала вырезана ячейка периодичности с одной лункой для смазки [1], рассматривается четверть конструкции, действия отброшенных частей описывается условиями симметрии, рассматривается не благоприятный случай отсутствия смазки в лунке.

Для описания поведения антифрикционных материалов выбрана деформационная теория упругопластичности [2]. Ячейка периодичности деформируется жесткой стальной плитой постоянным давлением от 5 до 90 МПа, что соответствует реальным нагрузкам, действующим на сферические опорные части пролетных мостов. В зонах сопряжения ячейки периодичности со стальной плитой реализуется фрикционный контакт с учетом всех типов контактного состояния (проскальзывание, прилипание, отлипание).

В рамках исследования проведена серия численных экспериментов на ячейке периодичности из двух рассматриваемых материалов толщиной 4, 6 и 8 мм. Интерес представляет интегральная жесткость ячейки периодичности из антифрикционного материала. На рисунке 1 приведен пример распределения интегральной жесткости на ячейке периодичности толщиной 4 мм для трех вариантов давления 5, 30 и 90 МПа с учетом смазки по сопрягаемым поверхностям.

Стандартное значение интегральной жесткости приблизительно 864 и 860 МПа для модифицированного фторопласта и МАК соответственно. Установлено значительное снижение уровня интегральной жесткости у всех рассматриваемых материалов при деформировании ячейки периодичности. При этом интегральная жесткость модифицированного фторопласта снижается меньше, чем у МАК. Снижение максимального значения интегральной жесткости модифицированного фторопласта при давлении 90 МПа в 2,6, 1,5 и 1,02 раза при толщине прослойки 4, 6 и 8 мм соответственно. Снижение интегральной жесткости ячейки периодичности из МАК при давлении 90 МПа в 3,7, 2,8 и 1,47 раза при толщине прослойки 4, 6 и 8 мм соответственно. При контакте без

учета смазки по сопрягаемым поверхностям интегральная жесткость ячейки периодичности снижается больше, чем при учете смазки, приблизительно на 2 %.

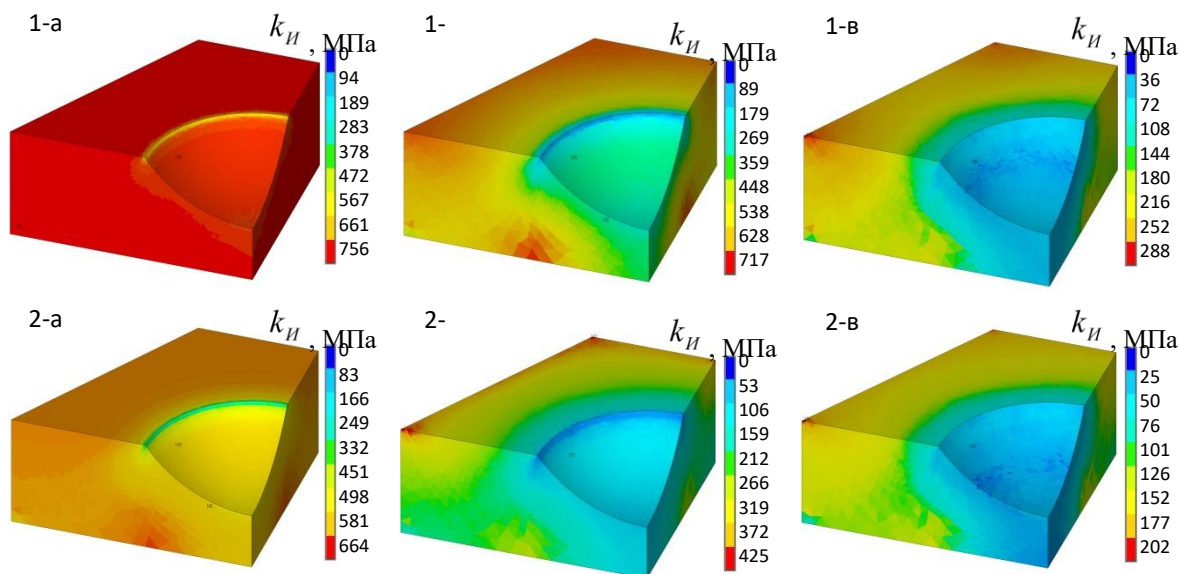


Рисунок 1 – Интегральная жесткость ячейки периодичности:
 1 – модифицированный фторопласт, 2 – МАК
 а – 5, б – 30, в – 90 МПа

Интерес представляет и изменение контактных параметров. Рассмотрим изменение контактного давления на примере прослойки толщиной 4 мм с учетом смазки по сопрягаемым поверхностям для трех вариантов давления 5, 30 и 90 МПа.

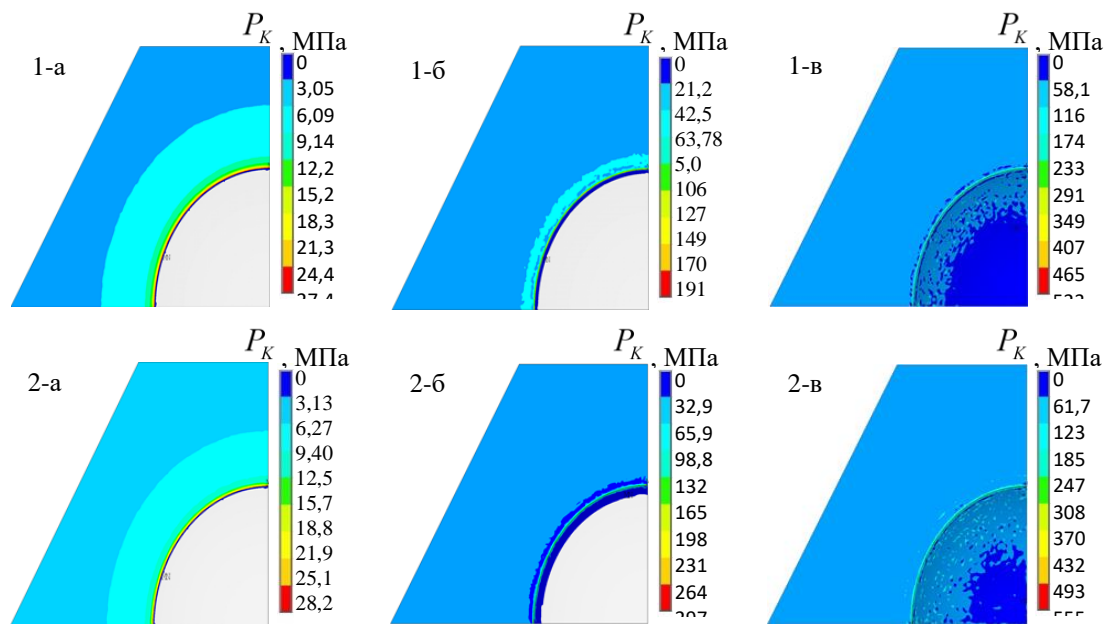


Рисунок 2 – Контактное давление при учете смазки по сопрягаемым поверхностям
 1 – модифицированный фторопласт, 2 – МАК
 а – 5, б – 30, в – 90 МПа

Максимальная разница контактного давления у двух рассматриваемых материалов наблюдается при нагрузке 30 МПа, контактное давление ячейки периодичности из МАК больше на 55,5, 41,3 и 39,9 % при толщине прослойки 4, 6 и 8 мм соответственно. Ячейка их

МАК деформируется больше, что оказывает влияние на параметры контакта и интегральную жесткость. Прослойка толщиной 8 мм лучше воспринимает нагрузку.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-00147).

Список литературы

1. Adamov A.A., Kamenskikh A.A., Nosov Yu.O. Deformational behavior of the flat sliding layer of the spherical bearing // International Journal of Civil Engineering and Technology. – 2019. – Vol. 10, № 5. – Pp. 99–107.
2. Kamenskikh A.A., Trufanov N.A. Regularities Interaction of Elements Contact Spherical Unit with the Antifrictional Polymeric Interlayer // Friction and Wear. – 2015. – Vol. 36, № 2. – Pp. 170-176.

АНАЛИЗ ФРИКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПРОСЛОЕК

А.А. АДАМОВ^{1,а}, А.А. КАМЕНСКИХ^{2,б}, Ю.О. НОСОВ^{2,в}

¹ Институт механики сплошных сред УрО РАН

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: ^аadamov.aa@ya.ru, ^бanna_kamenskikh@mail.ru, ^вura.4132@yandex.ru

Для качественного описания поведения современных антифрикционных полимерных материалов и композитов на их основе в Институте механики сплошных сред УрО РАН д.ф.-м.н. Адамовым А.А. совместно с ООО «Альфа-Тех» (производитель сферических опорных частей пролетных строений мостов) выполнен цикл экспериментальных исследований физико-механических характеристик набора современных антифрикционных полимерных материалов, пригодных в той или иной мере для использования в качестве слоя скольжения сферических опорных частей. Исследование физико-механических характеристик антифрикционных материалов проводилось при сложных многоступенчатых историях деформирования с разгрузками с использованием испытательной машины Zwick Z100SN5A. Серия натурных экспериментов включала: испытания по определению твердости материалов по Бринеллю путем вдавливания шарика диаметром 5 мм; исследования в условиях свободного сжатия, а также стесненного сжатия путем прессования в специальном приспособлении с жесткой стальной обоймой цилиндрических образцов диаметром и длиной 20 мм. В результате получены физико-механические характеристики материалов: модуль Юнга E , коэффициент Пуассона ν , диаграммы деформирования σ – ε [1]. В рамках серии натурных экспериментов в первом приближении для описания поведения антифрикционных материалов выбрана деформационная теория упругопластичности.

Для качественного описания контактного взаимодействия с трением научным коллективом ООО «Альфа-Тех» и ИМСС УрО РАН была разработана схема экспериментальных исследований фрикционных свойств материалов, рисунок 1.

В рамках натурных экспериментов изготовлена оригинальная оснастка и выполнено деформирование цилиндрических образцов диаметром 0,097-0,103 м и высотой 0,01 м (рисунок 1, в) стальными плитами пресса. В рамках серии натурных экспериментов установлены зависимости коэффициента трения μ от давления P [2].

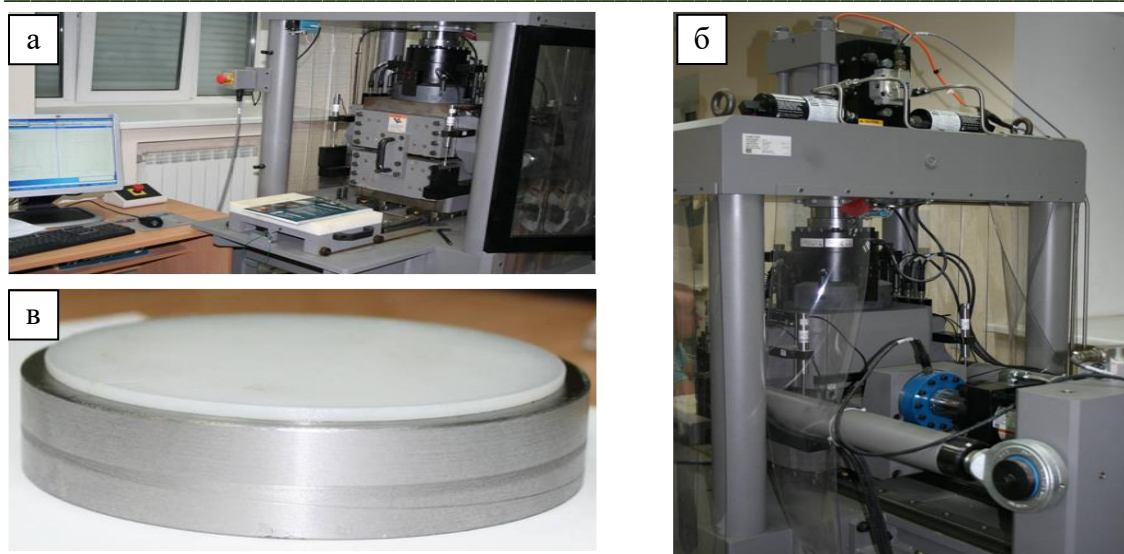


Рисунок 1 – Экспериментальная установка с интегрированным в неё модулем для проведения испытаний на сдвиг со сжатием:

а – вид спереди, б – вид сзади, в – образец во вкладыше нижней плиты

Для примера на рисунке 2 показаны зависимости коэффициента трения от давления, полученные экспериментально и аппроксимирующие экспериментальные данные функции для двух материалов: модифицированный фторопласт и антифрикционный композиционный материал на основе фторопласта со сферическими бронзовыми включениями и дисульфидом молибдена (МАК).

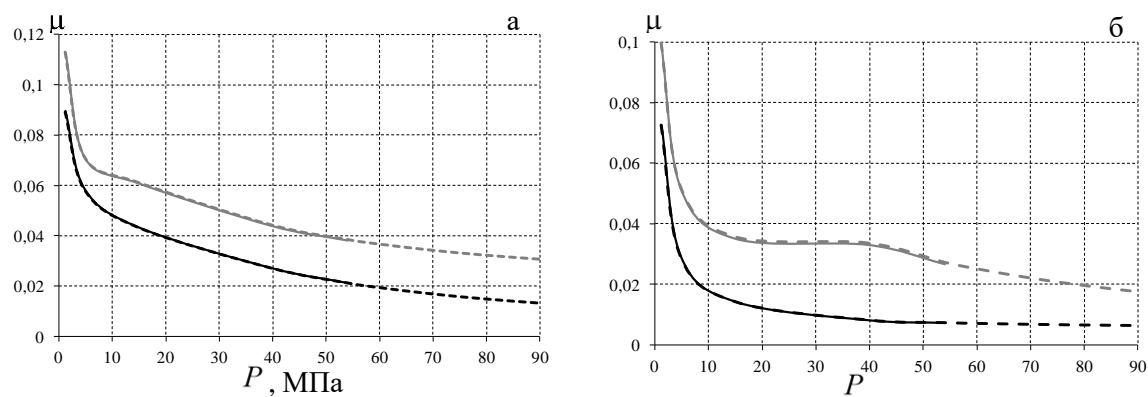


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента трения от давления без учета (а) и с учетом (б) смазки по сопрягаемым поверхностям:

сплошная линия – экспериментальные данные;
пунктирная линия – аппроксимирующая экспериментальные данные функция;
черный цвет – модифицированный фторопласт; серый цвет – МАК

Было проведено исследование зависимости коэффициентов трения от нагрузки. Экспериментальное оборудование дает возможность измерить коэффициенты трения лишь до 54 МПа. Поэтому на основе экспериментальных данных, были найдены аппроксимирующие функции, которые позволили найти коэффициенты трения соответствующие давлениям свыше 54 МПа. Аппроксимирующие функции для модифицированного фторопласта имеют вид: без учета смазки по сопрягаемым поверхностям $\mu(P) = -0,002 + 1,55/P - 17,166/P^2 + 64,979/P^3 - 55,745/P^4$, с учетом смазки – $\mu(P) = 0,005 + 0,111/P + 0,623/P^2 - 3,57/P^3 + 3,335/P^4$. Аналогично были получены

аппроксимирующие функции для МАК: без учета смазки – $\mu(P) = 0,016 + 1,485/P - 15,782/P^2 + 57,885/P^3 - 49,101/P^4$, с учетом смазки – $\mu(P) = -0,003 + 2,203/P - 33,134/P^2 + 140,289/P^3 - 124,227/P^4$. Погрешность между экспериментальными данными и аппроксимирующей функцией для модифицированного фторопласта составила менее 1% для всех вариантов контакта. Для МАК без учета смазки погрешность не превышает 1%, для случая с учетом смазки не превышает 2,5%.

В рамках работы выполнено моделирование фрикционного контакта современных антифрикционных полимерных материалов в рамках тестовых задач.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 18-08-00903).

Список литературы

1. Каменских А.А., Адамов А.А. Численное исследование сферического контактного узла с полимерной антифрикционной прослойкой // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии* – 2012. – №3. – С. 54-61.
2. Адамов А.А. Экспериментальное изучение механического поведения и трения полимерных антифрикционных материалов при давлениях до 60 МПа. // *Сб. докладов XI Всероссийского съезда по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики*, г. Казань, 20-24 августа 2015 г. – С. 79-81.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ НИКЕЛЯ В ПРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ ИНВАРНОГО ТИПА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ

А.С. ОЛЕНЕВА, Е.В. АБДУЛЬМЕНОВА, Н.С. ЛЮТЫЙ, О.Ю. ВАУЛИНА

Томский политехнический университет

Olenevaalex@gmail.com

В настоящее время разработка сплавов с особыми тепловыми свойствами является важным и приоритетным направлением современного материаловедения. С прогрессивным развитием современных технологий новейших отраслей техники возрастает потребность в деталях из сплавов с заданными тепловыми свойствами, в том числе с минимальным температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), к которым относятся инварные сплавы [1, 2]. Объектом исследования являются порошковые композиции инварного типа с варьированием содержания никеля от 30 до 40%.

Инварные композиции с разным содержанием никеля (от 30 до 40%) были исследованы на насыпную плотность. Образцы были поделены на две группы по режиму спекания: для 1 группы $T_c = 1350$ °С, для 2 группы $T_c = 1300$ °С. Типичные структуры спеченных образцов представлены на рисунке 1. Усадка больше для образцов при температуре спекания 1350 °С в среднем на 15 %.

В результате исследований образцов на пористость можно сделать вывод, что с увеличением температуры спекания с 1300 °С до 1350 °С, при одинаковом содержании никеля, происходит увеличение пористости образцов. Это может происходить за счет снятия упругих напряжений, возникших при прессовании или из-за фазовых превращений.

На структурах, рисунок 1, наблюдается типичная аустенитная структура с ГЦК-решеткой с большим количеством двойников. С увеличением содержания никеля увеличивается число двойников, которые в свою очередь могут негативно сказываться на готовом изделии и приводить к образованию микротрещин.

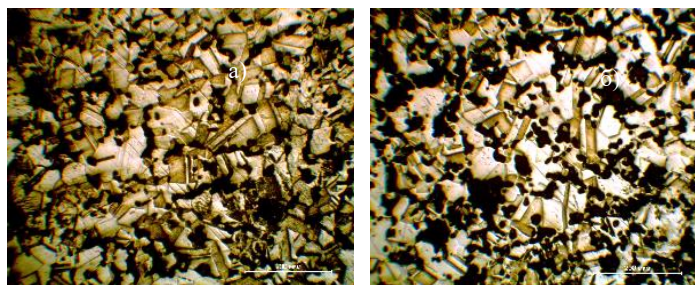


Рисунок 1 – Микроструктура травленных образцов: а) 30-1; б) 30-2.
Обозначение образцов: первая цифра – содержание никеля (%), вторая – температура спекания (1-1350 °С, 2 - 1300°С)

Фрагменты рентгенограмм, спечённых образцов при температурах 1350°С и 1300°С, из смеси порошков железа и никеля, представлены на рисунке 2. Из рентгенограмм видно, что после спекания формируется структура инварного сплава состоящая из аустенитной γ -фазы с ГЦК структурой, характерной для инвара [1 - 3]. В некоторых образцах формируется ОЦК фаза с параметром решётки ($2,8611 \cdot 10^{-10}$) м; ее интегральная интенсивность варьируется от 7 % до 18 %.

Образцы, прошедшие спекание при двух температурных режимах, были изучены на микротвёрдость по Виккерсу. С увеличением температуры, увеличивается микротвёрдость образцов, до содержания 35%. Из этого можно сделать вывод, что увеличение содержания никеля с 30% - 35% в порошковой смеси увеличивает микротвердость конечного образца, а при дальнейшем его увеличении с большой вероятностью будет уменьшаться за счет роста размеров и количества двойников. Так же можно отметить, что увеличение температуры спекания на 50 °С, увеличивает микротвёрдость образцов в среднем на 15HV.

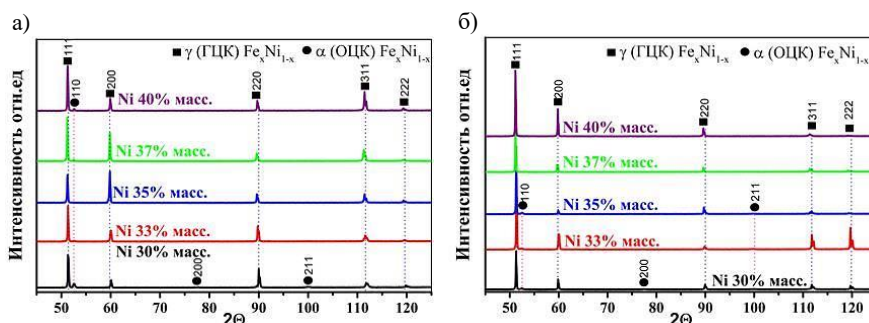


Рисунок 2 – Рентгенограммы образцов, спеченных при разных температурах: а) 1350°С; б) 1300°С

В заключении можно сказать, что варьирование количества никеля от 30 до 40% Ni на исследуемые характеристики не оказывает существенного влияния. Повышение температуры спекания повышает исследуемые свойства.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-48-700039 р_а.

Список использованных источников

1. Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Ефимова Ю.Ю. и др. Особенности формирования комплекса физико-механических свойств высокопрочных инварных сплавов // Новые металлические материалы и процессы. 2014. №3. С.47-52.

2. Голубчик Э.М, Копцева Н.В, Чукин Д.М., Ефимова Ю.Ю и др. Возможности применения высокопрочных инварных сплавов нового поколения // Труды Международного симпозиума «Надежность и качество». – том 1. – 2015. – с.342-345
3. J. Hidalgo, A. Jiménez-Morales, T. Barriere, J. C. Gelin & J. M. Torralba. Mechanical and functional properties of Invar alloy for μ -MIM // Powder Metallurgy. – 2014. – vol 57. – №2. – p. 127–136.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЯ КЕРАМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

В.Д. ПАЙГИН, А.А. ЛЕОНОВ, Т.Р. АЛИШИН, О.С. ТОЛКАЧЁВ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: vpaygin@mail.ru

Введение. Развитие современной науки и техники требует создания новых высокоэффективных материалов эксплуатация которых, возможна при температурах от 1200 до 2000 °С в условиях повышенной механической нагрузки. К таким материалам относится техническая керамика, обладающая высокими механическими характеристиками, термодинамической стабильностью, инертностью по отношению к воздействиям многих химически агрессивных сред и широким диапазоном изменения теплофизических свойств в зависимости от состава. Однако использование этих преимуществ не всегда возможно, в силу высокой хрупкости керамических материалов, обусловленной особенностями ионно-ковалентного типа межатомных связей. Одним из вариантов решения этой проблемы является создание керамоматричных композиционных материалов (ККМ), армированных дискретными или непрерывными волокнами. Вероятность разрушения ККМ в процессе нагружения высока существенно ниже, чем у её неармированных аналогов. Деформация в композиционных материалах проходит нелинейно, что сохраняет несущую способность. ККМ успешно применяются в авиационной и космической технике, двигателестроении, приборостроении, обрабатывающей и военной промышленности [1-2]. Перспективным матричным материалом для изготовления ККМ является частично стабилизированный диоксид циркония, а наполнителем - нановолокна оксида алюминия, что обусловлено их уникальными физико-механическими свойствами [3].

В настоящей работе проведено исследование динамики линейной усадки ККМ на основе диоксида циркония армированного нановолокнами оксида алюминия.

Материал и методики экспериментов. В качестве матричного материала был использован нанопорошок диоксида циркония частично стабилизированного 3 мол. % оксида иттрия (TZ-3YS, Tosoh Corp., Япония), в качестве наполнителя - нановолокна оксида алюминия (OCSiAl, Россия). Подготовку композиционных смесей с содержанием 1; 5 и 10 мас. % Al_2O_3 осуществляли в этаноле, при помощи ультразвуковой ванны ГРАД 28-35 (Град-Технолоджи, Россия). Консолидацию порошковых смесей осуществляли методом электроимпульсного плазменного спекания на установке SPS-515S (SPS SYNTEX INC., Япония) в вакууме при температуре 1500 °С и давлении 40 МПа. Изменение линейных размеров керамического материала в процессе спекания регистрировалось встроенными средствами технологического оборудования. Плотность образцов была определена измерением массы и линейных размеров. Исследование микроструктуры ККМ проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа JSM 7500FA (JEOL, Япония).

Результаты исследования и их обсуждение. Основные характеристики изготовленных образцов представлены в таблице.

Таблица 1 - Характеристики образцов ККМ

Содержание Al_2O_3 , мас. %	ρ , %	Отн. усадка, %
0	98,29	56,69
1	99,84	54,85
5	99,15	58,86
10	98,67	58,81

Усадочная кривая спекаемого ККМ носит одностадийный характер (рисунок 1). Основная доля усадки приходится на неизотермическую стадию нагрева в диапазоне температур 1025 – 1440 °С. Видно, что интенсивная стадия уплотнения с увеличением содержания нановолокон Al_2O_3 смещается на $\approx 50-100$ °С в область меньших температур.

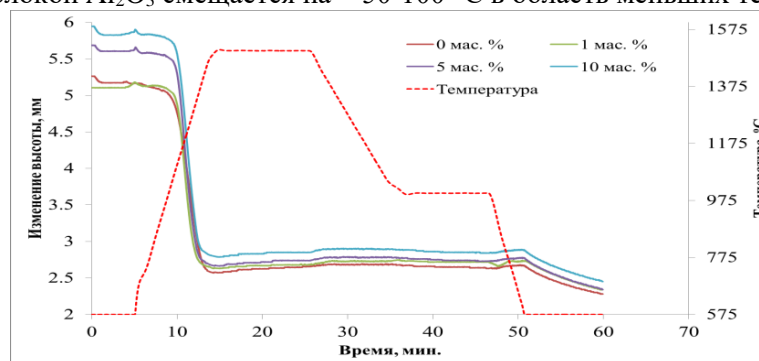


Рисунок 1 - Динамика линейной усадки PSZ-керамики армированной 1 - 10 мас. % нановолокнами Al_2O_3

Характер разрушения керамики – транскристаллитный, свидетельствующий о высокой прочности межзеренных границ. На полученных изображениях (рисунок 2) присутствуют как отдельные волокна Al_2O_3 , так и их агломераты в виде пучков, наличие которых может оказывать негативное влияние на эксплуатационные свойства ККМ. В связи с этим целесообразным является оптимизация методов диспергирования и смешивания исходных компонентов композитов.

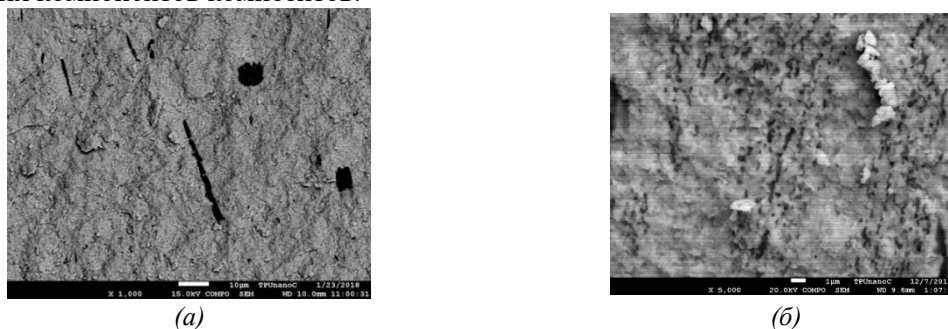


Рисунок 2 - Типовое СЭМ-изображение поверхности скола PSZ-керамики армированной нановолокнами Al_2O_3 : (а) 1 мас. %; (б) 10 мас. %

Заключение. Получены образцы ККМ на основе PSZ. Изучена динамика линейной усадки ККМ с содержанием наполнителя от 1 до 10 мас. %. Установлено, что интенсивная стадия уплотнения с увеличением содержания нановолокон Al_2O_3 смещается на $\approx 50-100$ °С в область меньших температур.

Исследование выполнено на базе «Нано-Центра» НИ ТПУ, при частичной поддержке РФФИ, проект № 18-33-00763 мол_а. и ГЗ «Наука» № 11.7700.2017/БЧ. Авторы выражают благодарность д.ф.-м.н. Двилису Э.С. за обсуждение полученных результатов и ценные рекомендации.

Список литературы

1. Тростянская Е.Б., Михайлин Ю.А., Бухаров С.В. Тенденции применения и развития композиционных материалов в самолетостроении // *Авиационная промышленность*. 2002. №2.
2. Милейко С.Т. Композиты и наноструктуры // *Композиты и наноструктуры*. 2009. №1. С.6-37
3. Riggs, J. E. Optical limiting properties of suspended and solubilized carbon nanotubes / J. E. Riggs, D. B. Walker, D. L. Carroll [et al.] // *J. Phys. Chem. B*. — 2000. — Vol. 104, № 30. — P. 7071–7076.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМБИНАЦИИ МАТЕРИАЛОВ НА УГОЛ КРУЧЕНИЯ ПРОДОЛЬНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ КПЭ ВЕРТОЛЕТНОЙ ЛОПАСТИ ОСНАЩЕННОЙ ПЬЕЗОАКТУАТОРАМИ

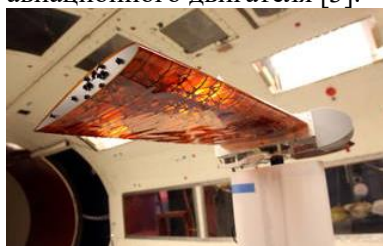
А.Н. АНОШКИН¹, П.В. ПИСАРЕВ¹, В.А. АШИХМИН¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: pisarev85@live.ru

Применения SMART конструкций с управляемой геометрией является тенденцией в авиационной технике в настоящее время. Это позволяет существенно повысить эксплуатационные характеристики воздушных судов за счет снижения виброакустической нагруженности высоконагруженных элементов, таких как крыло самолета или вертолетные лопасти [1]. Разработка SMART конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ), оснащенных пьезоэлементами с одной стороны позволят снизить вес конструкции, а с другой стороны позволят исключить механические приводы и автоматы перекося, что существенно сократит стоимость обслуживания конструкций с управляемой геометрией и расход топлива воздушных судов.

С наибольшей эффективностью SMART конструкции могут применяться при создании авиационных крыльев с изменяемой геометрией, что позволит оптимально приспособиваться к аэродинамическим параметрам воздушного потока [2]. Рассматривается применение SMART-технологий к демпфированию колебаний лопастями вертолета, рисунок 1. В настоящее время рассматривается возможность применения SMART-технологий при создании лопаток вентилятора и спрямляющего аппарата авиационного двигателя [3].



а



б

Рисунок 1 - Примеры применения SMART конструкций (а) профиль крыла самолета с изменяемой геометрией (б) вертолетная лопасть с изменяемой геометрией

В настоящее время известны некоторые работы, описывающие теоретические основы создания SMART конструкций из ПКМ с управляемой геометрией [4,5]. Разработаны численные модели поперечного сечения лопасти и для выявления ее оптимальной конфигурации проведены параметрические исследования относительной жесткости управляемой конструкции оснащенной AFC актуаторами.

Однако научной проблемой ограничивающих создания SMART конструкций (внедрение в практику инженерного проектирования) является отсутствие научно обоснованных подходов и апробированных методов их проектирования. Для решения этой проблемы необходимо проведение комплекса расчетных и экспериментальных исследований направленных на разработку новых математических моделей композиционных материалов с пьезоактивными структурными элементами (пьезокомпозитов), на развитие методов решения связанных краевых задач электромагнитоупругости для неоднородных сред с пьезоактивными элементами структуры. Возникает необходимость в разработке методов расчета конструкций, выборе управляющих элементов, разработке концепции, методов расчета, создании методики проектирования конструкции, апробировании моделей и методов на примерах проектирования конструктивно-подобных элементов (КПЭ) SMART конструкций, разработке опытных технологий их изготовления из современных материалов, испытания этих прототипов [6].

В рамках настоящей работы сформулирована математическая модель НДС пьезоэлектрических слоистых ПКМ, оснащенных управляющим пьезоактуатором. Математическая модель апробирована на примере численного расчета механического поведения КПЭ лопасти несущего винта оснащенного пьезоактуаторами и выполненного из равнопрочного стеклопластика и углепластика, а также их комбинации.

При определении угла закручивания КПЭ лопасти использовалась температурная аналогия между пьезоэлектрическими и термоиндуцированными деформациями для моделирования пьезоэлектрических эффектов. В соответствии с температурной аналогией пьезоэлектрические коэффициенты, описывающие обратный пьезоэлектрический эффект, были введены как коэффициенты термического расширения, а температура была эквивалентом электрического напряжения [7]. Соответствие между пьезоэлектрическими и термическими деформациями определялось по соотношению:

$$\alpha_{ij} = \frac{d_{ij}}{\Delta E_S}$$

По результатам численного моделирования механического поведения КПЭ лопасти получены поля напряжений и деформаций. Определены предельные углы закручивания КПЭ лопасти, в диапазоне рабочих значений управляющих напряжений, подаваемых на пьезоактуаторы. Выявлено, что использование равнопрочного стеклопластика при проектировании КПЭ лопасти обеспечивает наибольшие углы закручивания. Разница значения углов закручивания КПЭ из стеклопластика и углепластика составляет 64,7%. Вместе с тем, в лопасти с лонжероном выполненном из углепластика, наблюдаются минимальные продольные деформации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Правительства Пермского края в рамках научного проекта № С-26-797.

Список литературы

1. Kovalovs A., Barkanov E. and Gluhihs S. Active control of structures using Macro-Fiber Composite (MFC) // Journal of Physics: Conference Series. - 2007. – №93(1). - pp. 3-9.
2. Brudanov A. M. Practical Application of Smart-Materials and Smart-Designs // Young Scientist. – 2015. – №104(24). - pp. 101 - 104.
3. Chen P. and Chopra I. Induced strain actuation of composite beams and rotor blades with embedded piezoceramic elements Smart Mater. Struct. – 1996. - 5(1) 35-48.
4. Cesnik C.E.S. and Shin S.J. On the twist performance of a multiple-cell active helicopter blade // Smart Mater. Struct. – 2001. - №10(1). - pp. 53-61.
5. Cesnik C.E.S. and Shin S.J. On the modelling of integrally actuated helicopter blades // Int. J. Solids Struct. – 2001. - №38(10). - pp. 1765-89.
6. Barkanov E., Anoshkin A.N., Pisarev P.V. and Ashihmin V.A. Research of the Piezo Actuator Location Influence on the Twist Angle of a Model Helicopter Blade Made of

Polymer Composite Materials // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – №511. – 012029.

7. Barkanov E., Gluhih S., Kovalov A. Optimal Design of the Active Twist for Helicopter Rotor Blades with C-Spar // Mechanics of Advanced Materials and Structures. - 2008. - vol. 15. - №. 3-4. - pp. 325-334.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeMnAlNi ПРИ СЖАТИИ

В.В. ПОКЛОНОВ, И.В. КУКСГАУЗЕН, Ю.И. ЧУМЛЯКОВ, Д.А. КУКСГАУЗЕН
Национальный исследовательский Томский государственный университет
E-mail: poklonov_vyacheslav@mail.ru

Для практического использования функциональных материалов, таких как сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичностью (СЭ), например, в качестве демпферов, актюаторов или датчиков, необходимо создание недорогого высокопрочного материала, способного испытывать многократные обратимые деформации при внешних воздействиях. Одним из наиболее известных сплавов с ЭПФ и СЭ является сплав NiTi. Он обладает необходимым комплексом свойств для использования его в медицине, однако высокая стоимость, а также сложность создания и обработки объемных заготовок ограничивают его использование в промышленности. Разработанный в 2011 году сплав FeMnAlNi лишен вышеперечисленных недостатков, является перспективным высокотехнологичным материалом и способен заменить NiTi. В этом сплаве наблюдается необычный механизм термоупругого мартенситного превращения (МП) из высокотемпературного α (ОЦК) аустенита в γ' (ГЦК) мартенсит со слабой температурной зависимостью критических напряжений $\sigma_{кр}$, необходимых для начала развития МП под нагрузкой. Это способствует проявлению СЭ в широком температурном интервале от 77 К до 513 К и протеканию превращения с широким с механическим гистерезисом $\Delta\sigma$, характеризующим рассеяние энергии при α - γ' -МП ($\Delta\sigma = 400$ МПа), что является важным аспектом при проектировании промышленных изделий [1-2].

В связи с вышесказанным целью настоящей работы явилось исследование циклической стабильности СЭ [001]-монокристаллов FeMnAlNi при деформации сжатием. Выбор для исследования монокристаллов позволил избежать сложностей в интерпретации результатов и исследовать механические и функциональные свойства материала без влияния границ зерен. Монокристаллы сплава с номинальным составом Fe_{43,5}Mn₃₄Al₁₅Ni_{7,5} (ат.%) выращивали в среде инертного газа методом Бриджмена. Образцы на сжатия вырезали на электроискровом станке в форме параллелепипеда с размерами 4 мм × 4 мм × 8 мм. Выбор для исследования ориентации [001] обусловлен тем, что при деформации сжатием теоретическая величина деформации решетки ϵ_0 имеет максимальные значения ($\epsilon_0 = 10,5\%$) и определяется только вкладом образования сдвойникованной структуры мартенсита $\epsilon_{сдвр}$, а вклад деформации раздвойникованием γ' -мартенсита ϵ_{detw} отсутствует [1-2]. Исследование циклической стабильности проводили на испытательной машине Instron 5969 при скорости деформации $4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в условиях СЭ при деформации сжатием до $\epsilon = 4-5\%$ в цикле нагрузка/разгрузка при комнатной температуре ($T = 298 \text{ К}$). Исследования проводились на монокристаллах в двух состояниях: после закалки и в состаренном состоянии. Образцы закаливали от температуры 1473 К в воду с высокой скоростью для предотвращения образования γ -фазы, которая подавляет СЭ. После старения при $T = 473 \text{ К}$ в течение 3 часов в ОЦК матрице выделяются упорядоченные когерентные частицы В2-фазы (NiAl) размером 6-10 нм и объемной долей 34,3 % [1].

Экспериментально показано, что как в закаленных, так и состаренных кристаллах в первом цикле нагрузка/разгрузка при $T = 298 \text{ K}$ наблюдается совершенная петля СЭ. Закаленные кристаллы характеризуются низкими значениями критических напряжений равными 125 МПа и величиной механического гистерезиса $\Delta\sigma = 120 \text{ МПа}$. Выделение частиц В2-фазы после старения способствует повышению уровня $\sigma_{кр}$ до 450 МПа и увеличению величины $\Delta\sigma$ до 160 МПа, по сравнению с закаленным состоянием. В закаленных кристаллах уже на втором цикле наблюдается деградация петли СЭ – уменьшение критических напряжений $\sigma_{кр}$ и механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и накопление необратимой деформации ϵ_{irr} (рисунок 1). После 10 циклов нагрузки/разгрузки напряжения $\sigma_{кр}$ и величина $\Delta\sigma$ уменьшились в 1,6 раза, а величина ϵ_{irr} увеличилась с 0,3 % до 1,5 %, по сравнению со вторым циклом, и на поверхности кристаллов наблюдается большая доля остаточного мартенсита (рисунок 2). В состаренных кристаллах после 10 циклов нагрузки/разгрузки необратимая деформация не наблюдается, уровень $\sigma_{кр}$ остается неизменным, а величина $\Delta\sigma$ увеличивается от 160 МПа до 200 МПа, что оказывает благоприятное влияние на демпфирующие способности материала. При увеличении количества циклов до 20 величина $\sigma_{кр}$ оказывается стабильной и составляет 450 МПа, механический гистерезис увеличивается до 275 МПа, при этом величина ϵ_{irr} не превышает погрешности измерения 0,2 %.

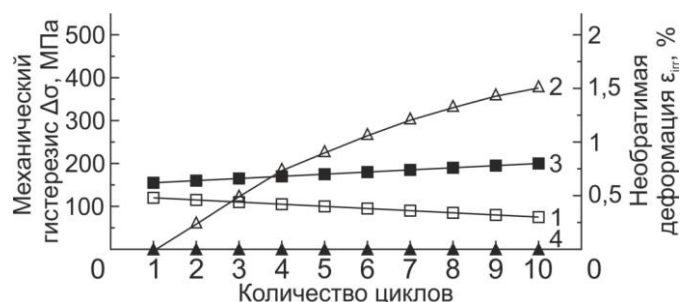


Рисунок 1 – Зависимость величины механического гистерезиса (кривые 1 и 3) и необратимой деформации (кривые 2 и 4) от количества циклов нагрузки/разгрузки в условиях сверхэластичности при деформации сжатием до 4-5 % при $T = 298 \text{ K}$ в [001]-монокристаллах $\text{Fe}_{43,5}\text{Mn}_{34}\text{Al}_{15}\text{Ni}_{7,5}$ в закаленном (кривые 1 и 2) и состаренном (кривые 3 и 4) состоянии

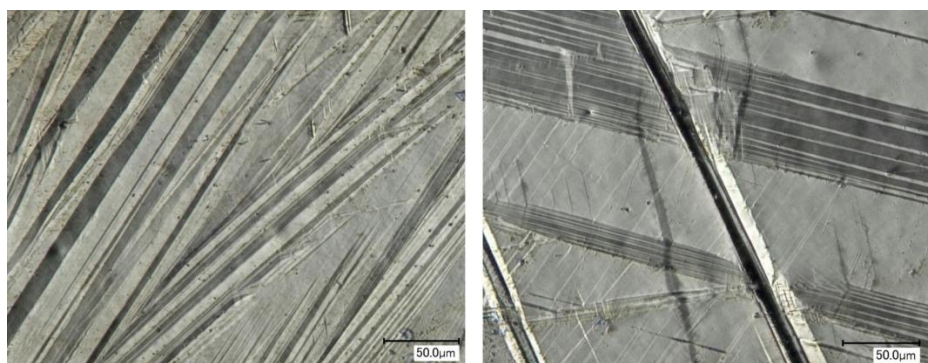


Рисунок 2 – Металлографическая картина перпендикулярных граней [001]-монокристалла $\text{Fe}_{43,5}\text{Mn}_{34}\text{Al}_{15}\text{Ni}_{7,5}$ в закаленном состоянии после 10 циклов нагрузки/разгрузки в условиях сверхэластичности при деформации сжатием до 4-5 % при $T = 298 \text{ K}$

Таким образом, на [001]-монокристаллах сплава $\text{Fe}_{43,5}\text{Mn}_{34}\text{Al}_{15}\text{Ni}_{7,5}$ (ат.%) показано, что закаленные кристаллы обладают слабой циклической стабильностью СЭ. Благодаря выделению дисперсных частиц, которые упрочняют высокотемпературную фазу и

подавляют накопление необратимой деформации, состаренные кристаллы проявляют высокую циклическую стабильность СЭ, по сравнению с закаленным состоянием.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-43-703008.

Список литературы

1. The effect of precipitates on the superelastic response of [100] oriented FeMnAlNi single crystals under compression / Tseng L.W. [et al.] // Acta Materialia. – 2015. – V. 97. – P. 234–244.
2. Superelastic response in <112>-oriented single crystals of FeMnAlNi shape memory alloy in tension and compression / Poklonov V.V. [et al.] // Materials Letters. – 2018. – V. 233. – P. 195–198.

КВАНТОВЫЙ АНОМАЛЬНЫЙ ЭФФЕКТ ХОЛЛА В ХРОМ-СОДЕРЖАЩИХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИХ ИЗОЛЯТОРОВ

Е.К. ПЕТРОВ^{1,2}

¹ Томский государственный университет

² Санкт-Петербургский государственный университет

E-mail: eg901petrov@gmail.com

Квантовый аномальный эффект Холла (КАЭХ) является крайне перспективным с прикладной точки зрения эффектом, поскольку он позволяет осуществлять транспорт электронов в материале без рассеяния в отсутствие внешнего магнитного поля. Материалы, в которых возможно наблюдение КАЭХ, могут стать фундаментом электроники, отвечающей современным высоким требованиям к размеру, энергопотреблению и производительности. На текущий момент обнаружено лишь небольшое количество материалов, в которых возможно наблюдение КАЭХ. Наиболее перспективным способом реализации КАЭХ является создание так называемого «магнитного продолжения» топологического изолятора (ТИ) [1] - специфических гетероструктур, состоящих из подложки ТИ и тонкой пленки магнитного изолятора [2, 3].

Данная работа посвящена первопринципному исследованию электронной структуры систем, состоящих из подложки ТИ Bi_2Se_3 и тонких пленок, содержащих атомы Cr. Исследование проведено в рамках теории функционала электронной плотности методом проекционных плоских волн, реализованном в программном пакете VASP. Многочастичные эффекты были учтены в рамках обобщенного градиентного приближения.

Полученные результаты показывают, что исследуемые гетероструктуры $\text{CrI}_3 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ и $\text{CrBi}_2\text{Se}_4 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ находятся в фазе КАЭХ с величиной расщепления топологического состояния 19 и 92 мэВ соответственно (рис. 1). Показано, что основное влияние на величину энергетической щели оказывает степень локализации волновой функции топологического состояния в магнитной пленке (рис. 2), которая напрямую зависит от величины и ширины интерфейсного барьера на границе раздела подложки и магнитной пленки.

Разница в величине расщепления конуса Дирака в гетероструктурах $\text{CrI}_3 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ и $\text{CrBi}_2\text{Se}_4 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ напрямую связана с кристаллической структурой интерфейса и химическим различием двух подсистем и, как следствие, с поведением потенциала на границе раздела ферромагнитной пленки и подложки. Так, в случае $\text{CrI}_3 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ ширина ван-дер-ваальсового промежутка между ТЛ и приповерхностным пятислойным блоком Bi_2Se_3 на ~ 20 % больше, чем в гетероструктуре $\text{CrBi}_2\text{Se}_4 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$. Кроме того, на границе

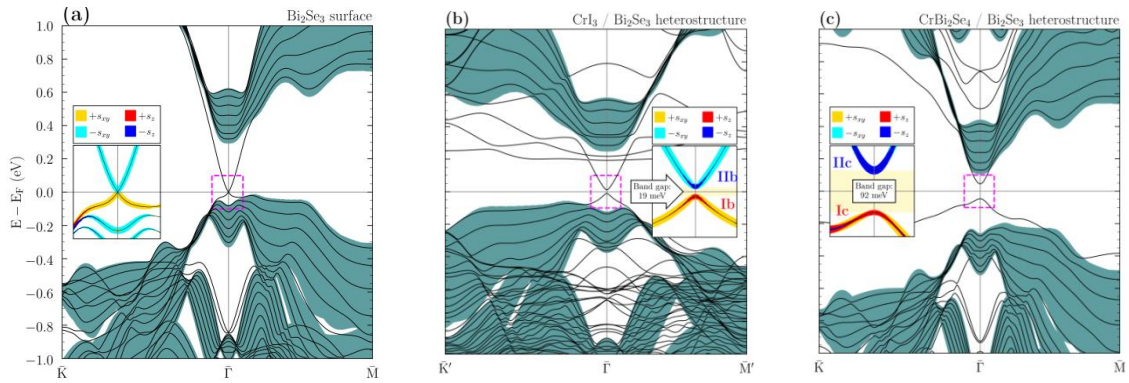


Рисунок 1 – Зонные структуры поверхности Bi_2Se_3 (a), гетероструктур $\text{CrI}_3 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ (b) и $\text{CrBi}_2\text{Se}_4 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ (c). Сине-зеленым цветом показаны проекции зон объема Bi_2Se_3 на двумерную зону Бриллюэна, черными линиями – зонная структура поверхности или гетероструктуры. Цветными линиями во вставке показана спиновая текстура состояний вблизи точки Γ

раздела двух структурных блоков (ван-дер-ваальсов промежуток между CrI_3 и Bi_2Se_3) наблюдается более высокий максимум потенциала (рис. 2d). В отличие от $\text{CrI}_3 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$, для гетероструктуры $\text{CrBi}_2\text{Se}_4 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ характерна одинаковая величина максимумов потенциала как на границе раздела двух материалов, так и между пятислойными блоками подложки (рис. 2f). Таким образом, изоструктурность компонентов гетероструктуры и близость в атомном составе приводят к формированию системы без дополнительных потенциальных барьеров.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00728.

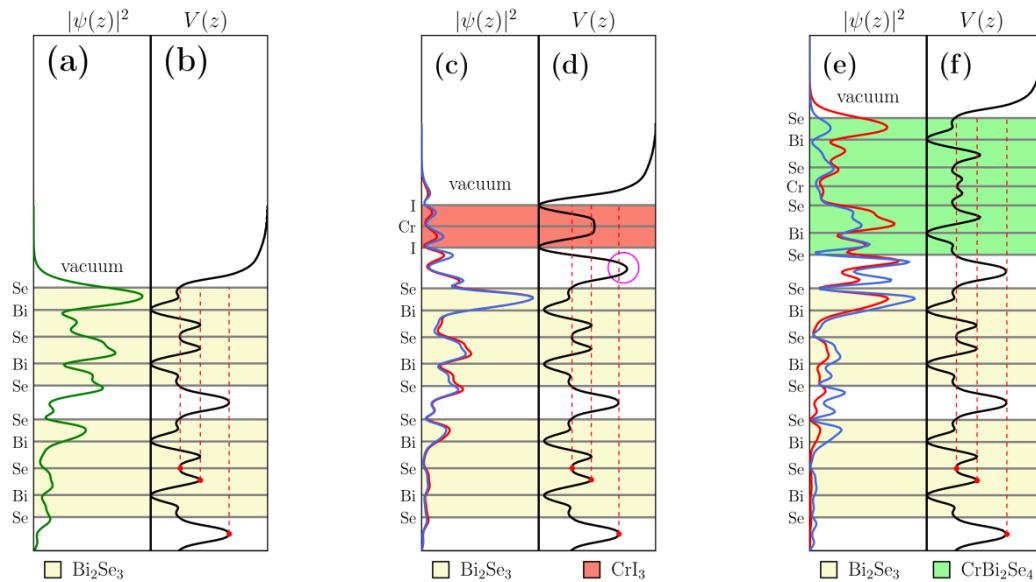


Рисунок 2 - Интегрированные в плоскости XY квадрат модуля волновой функции $|\psi(z)|^2$ в точке и потенциал $V(z)$ для Bi_2Se_3 (a, b), гетероструктур $\text{CrI}_3 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ (c, d) и $\text{CrBi}_2\text{Se}_4 / \text{Bi}_2\text{Se}_3$ (e, f). Зеленой линией на панели (a) показана зарядовая плотность топологического состояния в точке Дирака. На панелях (c), (e) красными и синими линиями обозначены $|\psi(z)|^2$, рассчитанные для состояний потолка валентной зоны Ib, Ic и для зоны проводимости IIb, IIc. Черными линиями на панелях (b), (d), (f) показано поведение потенциала $V(z)$

Список литературы

1. Hasan M. Z., Kane C. L. Colloquium: topological insulators // *Reviews of modern physics*. – 2010. – V. 82. – №. 4. – P. 3045.
2. Otrokov M. M. et al. Highly-ordered wide bandgap materials for quantized anomalous Hall and magnetoelectric effects // *2D Materials*. – 2017. – V. 4. – №. 2. – P. 025082.
3. Hirahara T. et al. Large-gap magnetic topological heterostructure formed by subsurface incorporation of a ferromagnetic layer // *Nano letters*. – 2017. – V. 17. – №. 6. – P. 3493–3500.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ НА ПРОЦЕСС АЗОТИРОВАНИЯ ФЕРРОХРОМАЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ СВС

А.А. РЕГЕР¹, К.А. БОЛГАРУ¹

¹Томский научный центр СО РАН

E-mail:regerwork1@gmail.com

На сегодняшний день нитриды вызывают особый интерес ввиду их уникальных физико-химических свойств. На наш взгляд, наиболее перспективным методом получения нитридов является метод фильтрационного самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в виду того, что данный способ получения азотсодержащих продуктов характеризуется низкими энергозатратами, высокой скоростью получения готовых продуктов, широким спектром исходного сырья и экологичностью.

Метод СВС основан на проведение сильно экзотермичных химических реакций, приводящих к послойному разогреву системы и к образованию ценных материалов. После кратковременного локального импульса инициируются химические реакции, вызывающие самопроизвольно распространяющиеся в виде узкой зоны – фронта волны горения [1].

Одним из способов корректировки условий горения порошков является механическая активация исходной шихты, которая позволяет увеличить запас внутренней и свободной энергии, значительно уменьшить размеры частиц и увеличить контактную поверхность путем тонкого и сверхтонкого механического измельчения. Структурные изменения в материалах при механической активации наиболее благоприятны для процессов СВС. Совмещение механоактивации и высокотемпературного синтеза представляет собой двухстадийный процесс, где на первом этапе исходный материал обрабатывается в планетарной мельнице и затем активированный порошок используется в процессах СВС. Установлено, что совмещение данных методов позволяет расширять пределы проведения реакций горения, изменять температуру фронта волны горения, повышать полноту превращения, увеличивать скорость получения готовых продуктов и т.д. [2,3,4].

В данной работе было изучено влияние механоактивации на параметры азотирования сложного ферросплава - феррохромалюминия.

В качестве исходного материала был выбран феррохромалюминий (ФХА). Феррохромалюминий является сложным ферросплавом, содержащим в своём составе два нитридообразующих элемента и железо, которое позволяет катализировать процессы азотирования остальных элементов, находящихся в сплаве [5]. ФХА является многофазным материалом и представлен следующими фазами: AlFe, Cr и AlFeCr₂. По результатам химического анализ исходный ферросплав содержит 6.4 % алюминия, 32.6 % железа и 61.0 % хрома. Перед синтезом исходный материал измельчали до размера частиц менее 100 мкм и сушили в сушильном вакуумном шкафу в течение 3 часов при 150 градусов для удаления воды и летучих примесных соединений.

В работе механическую активацию и измельчение порошка с размером частиц менее 100 мкм проводили в планетарной мельнице АПФ-5 в течение 5 минут, масса загружаемой шихты составляла 100 г. при соотношении массы порошка к массе шаров 1:10 при центробежной силе 60g.

Для исследования процесса азотирования исходный порошок ферросплава засыпали в цилиндрическую металлическую сетку диаметром от 20 до 60 мм, находящуюся на непроводящей подставке. Затем образец помещали в установку постоянного давления и сжигали при давлении азота от 0.02 до 4 МПа. После полного прохождения волны горения образец выдерживали в атмосфере азота до полного остывания, вынимали и отправляли на дальнейшие исследования.

На дифрактометре Shimadzu XRD6000 (Япония) устанавливали фазовый состав. На приборе LECO-ONH836 (США) в ТомЦКП СО РАН определяли содержание поглощенного азота и кислорода.

В работе было исследовано влияние предварительной механоактивации на параметры азотирования при изменении диаметра образца (рисунок 1) и давления азота (рисунок 2) сложного ферросплава – феррохромалюминия. Использование механически обработанного исходного материала в реакциях СВС позволило расширить пределы иницирования реакций горения, увеличить количество поглощенного азота в готовых продуктах и повысить скорость горения. Это связано с тем, что при механической обработке материала происходит разрушение химических связей между элементами, что приводит к появлению запаса свободной и внутренней энергии.

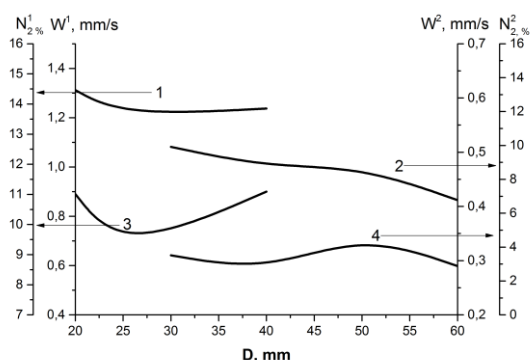


Рисунок 1 - Зависимость количества поглощенного азота (N¹-активированного порошка (1), N²-не активированного порошка (2)) и скорости горения (W¹-активированного порошка (3), W²-не активированного порошка (4)) от диаметра образца

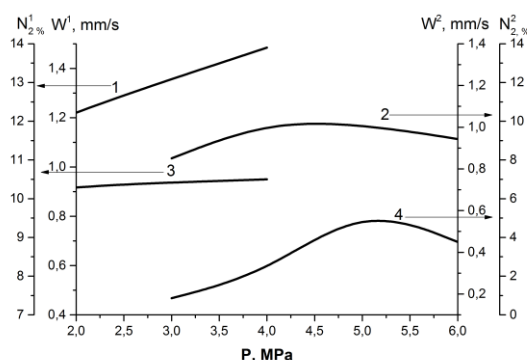


Рисунок 2 - Зависимость количества поглощенного азота (N¹-активированного порошка (1), N²-не активированного порошка (2)) и скорости горения (W¹-активированного порошка (3), W²-не активированного порошка (4)) от давления азота

Таким образом, в результате работы было показано, что предварительная механическая активация порошка ФХА позволяет увеличить количество поглощенного азота относительно не активированного сплава от 10. до 13.6 % и расширить пределы иницирования реакции горения от P=0.02 МПа и D=20 мм.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проект № 18-33-00387 мол_а).

Список литературы

1. Bolgaru K.A., Reger A.A., Skvortsova L.N. Nitriding of ferrochromium-aluminum during combustion and evaluation of the photocatalytic activity of obtained composites // IOPConf. Series: Materials Science and Engineering. – 2019. -№ 511.

2. Львов О.В., Касацкий Н.Г., Радишевская Н.И. Влияние механической активации на фазовый состав и структуру шпинельсодержащих СВС-пигментов // Вестник Томского государственного университета. Химия. – 2015. - № 1. – С. 26-32.
3. Григорьева Т.Ф., Барина А.П., Ляхов Н.З. Механохимический синтез в металлических системах. - Новосибирск: Параллель. – 2008. – 311 с.
4. Корчагин М.А., Аввакумов Е.Г. и др. Тепловой взрыв и самораспространяющийся высокотемпературный синтез в механически активированных смесях SiO₂-Al // Физика горения и взрыва. – 2014. - № 6. – С. 21-27.
5. Yatsimirskiy V.K., Tyrenkova N.I. The interaction of molecular nitrides with iron clusters // Theoretical and experimental chemistry. – 1975. - № 11. - pp 378-381.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2С ПРИ РАДИАЛЬНОМ СДВИГОВОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОПЕРЕЧНО ВИНТОВОЙ ПРОКАТКОЙ

*Р.В. СТАНКЕВИЧ², Н.С. СУРИКОВА², И.В. ВЛАСОВ¹, И.П. МИШИН²,
С.В. ПАНИН^{1,2}, А.С. СМЕРНОВА¹, А.В. ЯКОВЛЕВ²*

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: good0@yandex.ru

Высокие прочностные характеристики конструкционных сталей традиционно достигаются путём введения различных легирующих элементов, проведения сложных многоступенчатых термомеханической обработок и т. д. С другой стороны, малоуглеродистые низколегированные стали характеризуются невысокими прочностными свойствами, сочетающими высокую пластичность/вязкость и хорошую свариваемость. Однако, применение к ним обработок, совмещающих достижение высоких степеней деформации и контролируемого термического воздействия с последующим охлаждением, могут приводить к существенному повышению, как предела текучести, так и предела прочности [1, 2]. Таким образом, возможно изготовление высокопрочных и ответственных деталей без использования дорогостоящего легирования. Недостатком таких обработок является создания сильно деформированного состояния, зачастую сопровождающегося охрупчиванием материала.

Для решения проблемы повышения прочности и снижения хрупкости низколегированных сталей используют контролируемую прокатку, обеспечивающую градиентную модификацию структуры в объеме материала [3]. Тем самым достигается формирование материала с повышенной прочностью в поверхностном слое и сохранением вязкости/пластичности в сердцевине. Одним из таких методов, активно разрабатываемых в ИФПМ СО РАН для трубных сталей, является «теплая» поперечно-винтовая прокатка. Предварительно подобранные температурные режимы прокатки [4] и количество проходов позволяют формировать в объёме материала многоуровневую структуру с высокими диссипативными свойствами, эффективно подавляющие локализацию пластического течения и значительно сдерживающие зарождения и распространения трещин.

В качестве объекта исследования была выбрана конструкционная низколегированная сталь 09Г2С, широко применяемая как в строительстве трубопроводных систем, так и для элементов несущих конструкций различного назначения. Прокатку прутков проводили на трёхвалковом стане. Было выполнено 5 проходов от температуры 850 С с закалкой в воду после каждого прохода ($E_{\text{сумм}}=73,77\%$). Целью данного исследования является изучение влияния поперечно-винтовой (ПВ) прокатки на структуру и механические свойства стали 09Г2С.

В состоянии поставки сталь 09Г2С имеет феррито-перлитную структуру с характерным размером зерна 21 ± 2 мкм. После ПВ-прокатки в продольном и поперечном направлении в поверхностном слое глубиной 1 мм формируется мелкодисперсная структура, состоящая из феррита и разрушенных пластин перлитной фазы. Проведены исследования структуры стали в состоянии поставки и после прокатки с помощью просвечивающего электронного микроскопа (рис. 1,а,б). В перлитном зерне материала без прокатки видны характерные пластины цементита толщиной 100-150 нм (рис. 1,а). В ферритной фазе встречаются карбидные включения размером 250-400 нм. После прокатки происходит измельчение ферритного зерна и разрушение цементитных пластин (рис. 1,б). Средний размер субзерна после прокатки составляет порядка 300 нм, а в поверхностном слое может достигать 100 нм.

Проведено измерение микротвёрдости в поперечном сечении прутка после ПВ-прокатки от поверхности к центру (рисунок 1,в). Наибольшее увеличение микротвёрдости наблюдается в поверхностном слое глубиной до 3 мм, а упрочнение происходит по всему объёму прутка. Образцы для испытаний на статическое растяжение вырезали из прутка после ПВ-прокатки на глубине от 3 мм, где перепад значений микротвёрдости был не таким большим, как в поверхностном слое. Это приводило к умеренному разбросу характеристик прочности при растяжении (таблица 1). По результатам испытаний на статическое растяжение видно, что после ПВ-прокатки, сохраняется как зуб, так и площадка текучести (рисунок 1,г). Напряжение на площадке текучести и предел пропорциональности повышаются на 26%, а зуб текучести по уровню напряжений сопоставим с пределом прочности. Протяженность площадки текучести увеличивается в 3 раза.

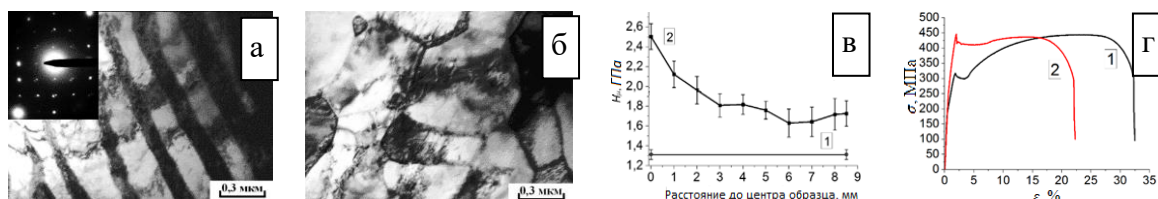


Рисунок 1 – а) структура стали 09Г2С в исходном состоянии, б) после ПВ-прокатки; в) график микротвёрдости прутка после проката от края к центру; г) диаграмма растяжения; 1-в состоянии поставки; 2 - после проката

Таблица 1 - Результаты статического растяжения

Состояние	$\sigma_{пц}$	$\sigma_{пл.текучести}$	$\epsilon_{пл.текучести}, \%$	$\sigma_{зуб текучести}$	$\sigma, \text{МПа}$	$\epsilon, \%$
Исходное	163 ± 10	297 ± 10	$1,9 \pm 0,1$	307 ± 20	443 ± 20	32 ± 3
Прокат	219 ± 10	403 ± 20	$6 \pm 0,5$	431 ± 20	438 ± 20	$21 \pm 3 (\downarrow 34\%)$

Таким образом, в результате ПВ-прокатки стали 09Г2С происходит градиентное измельчение структуры, от мелкодисперстного состояния в поверхностном слое до формирования текстуры и измельчения зёрен в сердцевине. Подобные изменения приводят к повышению микротвёрдости с аналогичным градиентным распределением. В образце после ПВ-прокатки сохраняется стадия «параболического упрочнения», значение предела прочности не изменилось, а снижение величины прикладываемой нагрузки при статическом растяжении происходит плавно, аналогично необработанному материалу.

Благодарности: Работа выполнена в рамках плана фундаментальных научных исследований государственных академий наук 2013-2020 гг. Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 18-38-00679 и 18-08-00516, а также грантов президента НШ-5875.2018.8 и СП-2456.2019.1.

Список литературы

1. Cao. R., Ding. Y., Zhao X., et. al. Effect of rolling reductions on microstructure and properties of 2Cr13/316L multi-layered steel composite plate by accumulative roll-bonding // Journal of Materials Research. - 2018. - Vol. 33. - Issue. 24. -P. 4317-4328.
2. Samant S.S., Singh I.V., Singh R.N. Influence of intermediate rolling on mechanical behavior of modified 9Cr-1Mo steel // Materials Science and Engineering a Structural Materials Properties Microstructure and Processing. - 2018. Vol. 738. - P. 135-152.
3. Деревягина Л.С., Гордиенко А.И. Улучшение механических свойств и характеристик низкотемпературного разрушения трубной стали // Сборник трудов конференции Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций. - 2018. - С. 340-341
4. Пищулова А.А., Гордиенко А.И., Деревягина Л.С. Влияние температурных режимов поперечно-винтовой прокатки на особенности формирования структуры и механические свойства низкоуглеродистой трубной стали // Сборник трудов конференции Перспективные материалы конструкционного и медицинского назначения. - 2018. - С. 76-77.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ И ГЕКСАФЕРРИТОВ

А.В. СБРОДОВ¹

¹ Томский государственный университет

E-mail: vip.vasya.1996@mail.ru

Современная радиоаппаратура и электроника нашли широкое применение в повседневной жизни человека. Так, достаточно широко используются различные беспроводные приемо-передающие устройства. Это Bluetooth, Wi-Fi роутеры и адаптеры, сотовые телефоны, умная бытовая техника и аппаратура (IoT-устройства), это всевозможные приборы и системы, используемые для геопозиционирования и отслеживания целей, радиолокационные станции, системы контроля и управления роботизированными комплексами. Частотная область работы подобных приборов крайне часто приходится на диапазон СВЧ излучения [1–3]. Но использование данной аппаратуры создает ряд негативных факторов, таких как угроза биологическим объектам, проблемы электромагнитной совместимости и безопасности, а так же «загрязнение» общего электромагнитного фона. Для решения данного вида проблем достаточно обширно используются композиционные материалы, выступающие в качестве поглотителей микроволновой энергии или экранирующих материалов [4, 5]. В качестве наполнителей для радиокомпозиатов в СВЧ диапазоне довольно широко используются гексагональные ферромагнетики различного типа [6, 7]. Поэтому исследование свойств подобных материалов остается актуальной задачей.

В качестве полимерной матрицы для образцов композиционного материала выступала эпоксидная смола ЭД-20 с отвердителем. В качестве активной фазы использовались порошки бариевого феррита: $\text{BaAlFe}_{11}\text{O}_{19}$ (М-тип), $\text{BaCo}_{0,6}\text{Zn}_{1,4}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ (W-тип), $\text{BaCo}_{0,7}\text{Zn}_{1,3}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ (W-тип), $\text{BaCo}_{2,4}\text{Ti}_{0,4}\text{Fe}_{23,2}\text{O}_{41}$ (Z-тип). Ферриты были получены с помощью СВС технологии с последующим обжигом при 1200 °С и обработкой в планетарной мельнице. После измельчения размер частиц составлял менее 100 мкм.

Изготовление образцов композитов производилось по традиционной технологии смешивания исходных компонент. После выбора наполнителя производилось взвешивание составляющих композита. Далее следовало перемешивание смеси до однородного состояния с одновременной обработкой ультразвуком мощностью 20 Вт в течении 1

минуты. Затем полученная смесь заливалась в специальные формочки и полимеризовалась при комнатной температуре. После полимеризации происходила механическая обработка образцов точильными приборами для придания нужной геометрической формы. В результате были получены экспериментальные образцы в форме шайб с внутренним диаметром $d_{\text{вн.}} = 3$ мм и внешним $d_{\text{внеш.}} = 7$ мм и толщиной $h = 2,25$ мм.

Всего было изготовлено 4 экспериментальных образца содержащих 40 масс.% эпоксидной смолы и 60 масс.% порошков ферритов: $\text{BaAlFe}_{11}\text{O}_{19}$, $\text{BaCo}_{0,6}\text{Zn}_{1,4}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$, $\text{BaCo}_{0,7}\text{Zn}_{1,3}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$, $\text{BaCo}_{2,4}\text{Ti}_{0,4}\text{Fe}_{23,2}\text{O}_{41}$.

Измерение электромагнитных свойств полученных композитов проводилось волноводным методом с включением коаксиальной ячейки размерами $d_{\text{вн.}} = 3,05$ мм и внешним $d_{\text{внеш.}} = 7$ мм. В качестве измерительной установки выступал векторный анализатор цепей P4M-18 фирмы «Микран». Измерения проводились по схеме «на прохождение». В результате были получены семейства частотных зависимостей коэффициентов отражения (R), прохождения (T) и поглощения (A) в диапазоне частот от 10 МГц до 18 ГГц.

На рисунке 1 представлены частотные зависимости коэффициентов отражения (R), прохождения (T) и поглощения (A) для исследуемых образцов композитов. На основании проведенных измерений S -параметров был произведен расчет комплексных диэлектрической и магнитной проницаемостей. Расчет электромагнитных параметров производился по методике Беккера-Джарвиса с помощью программы написанной в среде Mathcad, опирающейся на содержание статьи «Wideband Reference-Plane Invariant Method for Measuring Electromagnetic Parameters of Materials» [8]. Так на рисунке 2 представлены частотные зависимости комплексной диэлектрической и магнитной проницаемостей для образцов композитов на основе эпоксидной смолы и ферритмагнетиков.

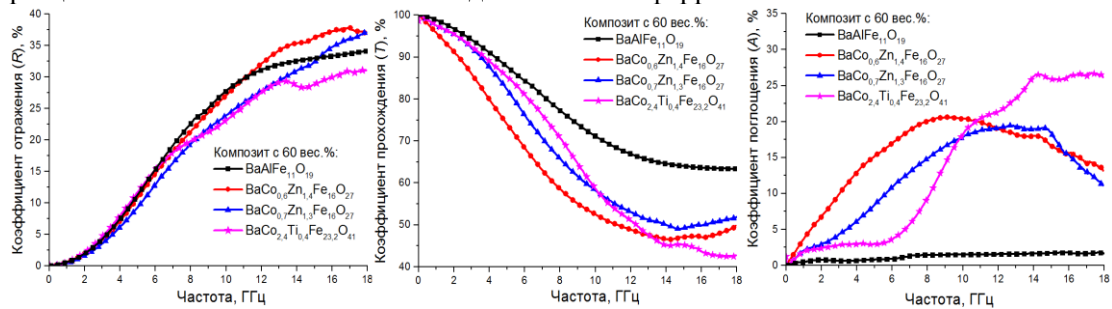


Рисунок 1 - Частотные зависимости коэффициентов отражения (R), прохождения (T), поглощения (A) для композиционных материалов на основе эпоксидной смолы и ферритов

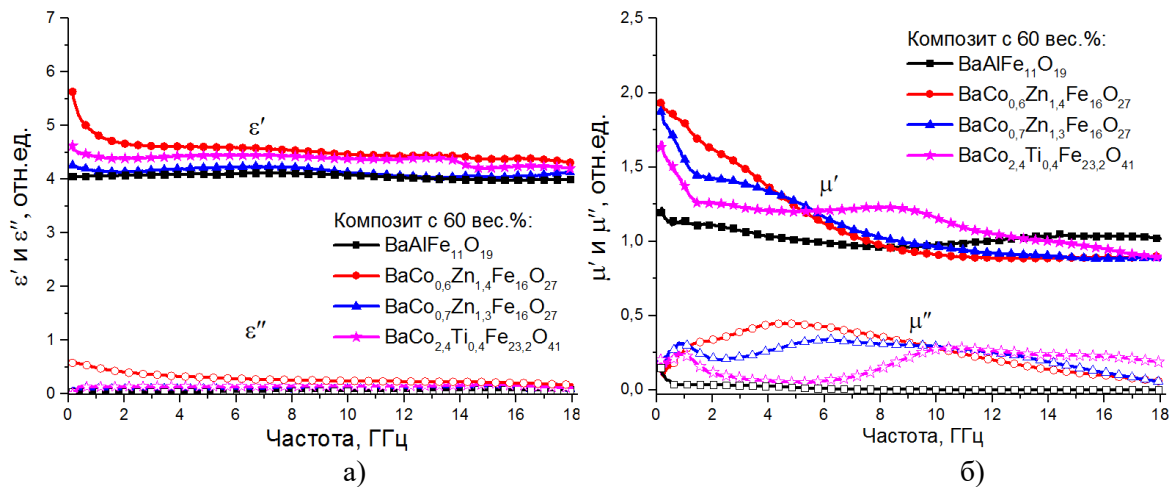


Рисунок 2 - Частотные зависимости комплексной диэлектрической (а) и магнитной (б) проницаемости для композиционных материалов на основе эпоксидной смолы и ферритов

Анализируя полученные зависимости на рисунке 1 можно заметить, что с ростом частоты для всех образцов заметно снижение коэффициента прохождения. Образец, содержащий порошок $\text{BaAlFe}_{11}\text{O}_{19}$, имеет наименьший уровень экранирования (до 65%), а образцы с $\text{BaCo}_{0,6}\text{Zn}_{1,4}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$ и $\text{BaCo}_{2,4}\text{Ti}_{0,4}\text{Fe}_{23,2}\text{O}_{41}$ максимальный (до 45%). Это обусловлено ростом коэффициентов отражения и поглощения. Так с ростом частоты наблюдается почти линейный рост коэффициента отражения. При этом для всех ферритов его величина примерно одинакова, это обусловлено одинаковой толщиной образцов и близкими электромагнитными параметрами. Наибольшим поглощением на частотах до 10 ГГц обладает образец, содержащий $\text{BaCo}_{0,6}\text{Zn}_{1,4}\text{Fe}_{16}$, а выше 10 ГГц образец с $\text{BaCo}_{2,4}\text{Ti}_{0,4}\text{Fe}_{23,2}\text{O}_{41}$, чей коэффициент поглощения для данного достигает 27%. Наименьшим коэффициентом поглощения обладает образец на основе $\text{BaAlFe}_{11}\text{O}_{19}$ и достигает 2-3%. Подобное поведение электромагнитного отклика хорошо согласуется с литературными данными о частотах естественно ферромагнитного резонанса (ЕФМР) для рассмотренных типов ферритов.

Анализируя спектры комплексных диэлектрической и магнитной проницаемостей, можно заметить, что на низких частотах наибольшей величиной ϵ' и ϵ'' обладает материал на основе $\text{BaCo}_{0,6}\text{Zn}_{1,4}\text{Fe}_{16}\text{O}_{27}$, достигая величины $\epsilon' = 5,6$ отн.ед. и $\epsilon'' = 0,6$ отн.ед., на частотах выше 4 ГГц все рассматриваемые материалы имеют схожую зависимость и значение ϵ' лежит в пределах от 4 отн.ед. до 5 отн.ед., а ϵ'' до 0,5 отн.ед. На частотных зависимостях комплексной магнитной проницаемости имеют место снижение действительной части и максимумы на мнимой части. Подобные изменения комплексной магнитной проницаемости вероятно связаны с наличием резонанса доменных границ в районе 1 ГГц и ЕФМР на более высоких частотах.

Список литературы

1. Шахнович И. Системы беспроводной связи 5G: телекоммуникационная парадигма, которая изменит мир. Краткие тезисы // ЭЛЕКТРОНИКА: НТБ. – 2015. – №7. – С. 48–55.
2. Daniel S., Green D.S., Dohrman C.L., Chang T. Compound Semiconductor Technology for Modern RF Modules: Status and Future Directions // CS MANTECH Conference, May 18th – 21st. – 2015. – P. 11-14.
3. Мальцев П., И. Шахнович СВЧ-технологии – основа электроники будущего. Тенденции и рынки // ЭЛЕКТРОНИКА: НТБ. – 2015. – № 8. – С. 72–84.
4. Землянухин Ю.П. Электромагнитные характеристики композиционных радиоматериалов, активно взаимодействующих с электромагнитным излучением миллиметрового диапазона: дис. на соискание уч. степ. канд. техн. наук / Ю.П. Землянухин. – Томск, 2014. – 118 с.
5. Латыпова А.Ф., Ю.Е. Калинин Анализ перспективных радиопоглощающих материалов // Вестник воронежского государственного технического университета. 2012. – Т. 8. – №6. – С. 70–76.
6. Билинский К.В. Экранирующие свойства композитов на основе гексаферритов в КВЧ диапазоне // Научное сообщество студентов XXI столетия. ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ: сб. ст. по мат. LXXI междунар. студ. науч.-практ. конф. № 11(70). URL: [https://sibac.info/archive/technic/11\(70\).pdf](https://sibac.info/archive/technic/11(70).pdf) (дата обращения: 19.06.2019).
7. Nikmanesh H., Hoghoghifard S., Hadi-Sichani B. // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – V. 775. – P.1101.
8. Chalapat K., Sarvala K., Li J., Sorin G. Wideband Reference-Plane Invariant Method for Measuring Electromagnetic Parameters of Materials // IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques. – 2009. – V. 57. – Is. 9. – P. 2257–2267.

РЕЖИМЫ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК ВЫСОКОПРОЧНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ NiTiNi

Н.Ю. СУРИКОВ, А.И. ТАГИЛЬЦЕВ, Е.Ю. ПАНЧЕНКО, Ю.И. ЧУМЛЯКОВ

Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: jet_n@mail.ru

Сплавы, претерпевающие мартенситные превращения (МП) давно зарекомендовали себя на рынке «умных» материалов за счет эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ). Использование термических и термомеханических обработок (ТО и ТМО) остается одним из наиболее интенсивно используемых методов улучшения и оптимизации эксплуатационных свойств подобных материалов. При этом изменение свойств, в основном, происходит за счет существенного изменения структуры, будь то выделение частиц при старении или измельчение зерна при интенсивных пластических деформациях [1]. Однако, при такой ТМО, как старение в мартенсите под нагрузкой (СМН), происходит изменение эксплуатационных свойств, в то время как электронно-микроскопическими исследованиями изменение структуры материала обнаружено не было [2]. Суть данной ТМО состоит в выдержке в мартенситной фазе при повышенных температурах ($> 100\text{ }^{\circ}\text{C}$), достигаемых за счет приложения внешней нагрузки. Как правило, температура СМН не превышает температуру выделения частиц, а приложенные напряжения находятся в области упруго-искаженного мартенсита, при отсутствии пластической деформации. Поэтому при электронно-микроскопических исследованиях практически не наблюдается изменений в структуре материала. Тем не менее, СМН существенно сказывается на свойствах материала. Как показывает практика, такого рода ТМО приводит к эффективной стабилизации мартенситной фазы в различных сплавах (AuCd, AuZnCu, CuZnAl, CuAlNi, In-Tl). Например, в сплавах CoNiGa старение в мартенсите приводит к сильному росту температур МП на 130 К [2–4].

Авторами [3] предложен механизм реализации старения в мартенсите. Этот механизм заключается в перераспределении вероятностей заполнения атомами узлов подрешеток в соответствии с решеткой мартенсита. Подробнее это показано на рисунке 1. P_i^A и P_i^B – вероятности заполнения атомами А и В узлов подрешеток. При МП вероятности заполнения атомами определенного сорта узлов подрешеток изменяются в соответствии с решеткой мартенсита. Далее при выдержке при повышенных температурах происходит диффузионное перераспределение атомов, соответствующее этим вероятностям. В дальнейшем при разгрузке и снижении температуры, происходит обратное МП, но атомы разного сорта в решетке аустенита уже будут расположены в соответствии с симметрией мартенситной решетки.

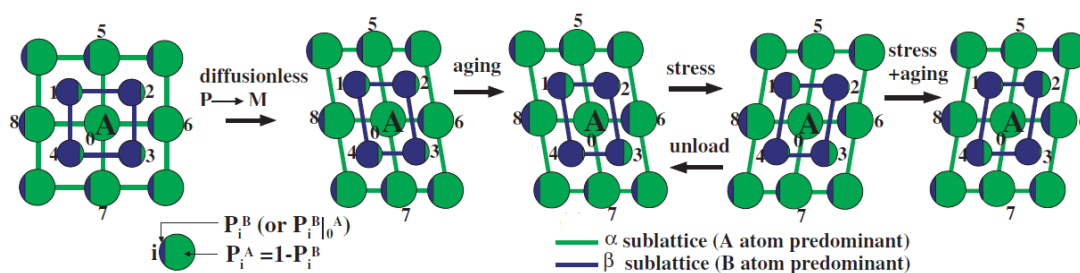


Рисунок 1 – Механизм реализации старения в мартенсите [3]

Такой механизм требует повышенных температур для активации диффузионных процессов. В сплавах TiNi СМН не оказывает существенного влияния на функциональные свойства. Это подтверждается и экспериментальными данными [3], где показано, что старение в мартенсите становится эффективным способом изменения свойств при условии высоких температур МП: $M_s/T_m > 0.2$, где M_s и T_m – температура начала МП и температура

плавления, соответственно. В связи с этим в высокотемпературных сплавах на основе никелида титана, легированных атомами Hf, удовлетворяющих этому условию, можно улучшать функциональные свойства путем СМН. При таком легировании существенно повышаются температуры МП, и происходит упрочнение аустенитной фазы [4].

На рисунке 2 представлены данные о влиянии СМН на исходные состояния поликристаллов NiTiHf. В исходных состояниях критические напряжения образования мартенсита высоки, а прочностные свойства аустенита (определяемые, как $\sigma_{кр}(M_d)$, где M_d – температура смены механизма неупругой деформации с МП на скольжение аустенита) низкие и полной обратимости в циклах нагрузка/ разгрузка не наблюдается.

СМН при $T = 423$ К, 1 ч под нагрузкой 550 МПа поликристаллов сплава $Ni_{50.3}Ti_{32.2}Hf_{17.5}$ в исходном состоянии после плавки (рисунок 2, а) приводит к существенному увеличению критических напряжений образования мартенсита $\sigma_{кр}$, при этом после СМН наблюдается полностью обратимый эффект СЭ. Прочностные свойства аустенита незначительно увеличиваются на 100 МПа, а высокотемпературная СЭ величиной до 1,1% проявляется в температурном интервале от 443 К до 483 К.

В состаренных поликристаллах сплава $Ni_{50.2}Ti_{37.3}Hf_{12.5}$ (рисунок 2, б) при температуре 473 К наблюдается ЭПФ, т.е. остаточная после разгрузки деформация исчезает после нагрева, недостаточно высокие прочностные свойства материала ($\sigma_{кр}(M_d) = 950$ МПа) приводят к отсутствию эффекта СЭ в данном состоянии во всем температурном интервале развития МП под нагрузкой. Последующее СМН при $T = 400$ К, 1 ч под нагрузкой 400 МПа таких кристаллов приводит к повышению прочностных свойств аустенитной фазы на 500 МПа и создает условия для появления высокотемпературной СЭ с обратимой деформацией до 1,1 % в температурном интервале 403 – 513 К.

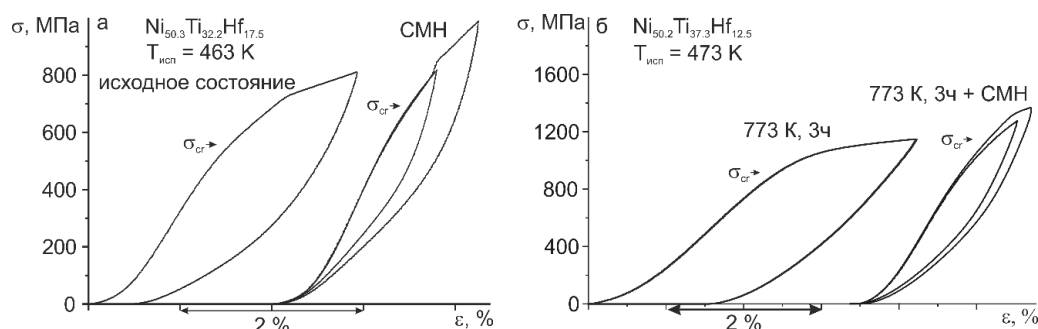


Рисунок 2 – Влияние СМН на функциональные свойства: а) исходных поликристаллов сплава $Ni_{50.3}Ti_{32.2}Hf_{17.5}$; б) состаренных поликристаллов сплава $Ni_{50.2}Ti_{37.3}Hf_{12.5}$

Таким образом, СМН является простым и перспективным способом модификации материала, претерпевающего МП, без изменения структуры, и приводящим к существенным изменениям как прочностных, так и функциональных свойств наравне с традиционными термическими и термомеханическими обработками. Высокопрочные сплавы TiNiHf, после СМН могут быть использованы как высокотемпературные демпферы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00577

Список литературы

1. Новиков И. И., Золоторевский В. С., Портной В. К. и др. *Металловедение. Т. 2. Термическая обработка. Сплавы.* – М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. – 528 с.
2. T. Niendorf et al. Martensite aging – Avenue to new high temperature shape memory alloys // *Acta Materialia.* – 2015. – V. 89. – P. 298–304
3. Otsuka K., Ren X. Mechanism of martensite aging effect // *Scripta Materialia.* – 2004. – V. 50. – P. 207–212
4. D. R. Angst, P. E. Thoma, M. Y. Kao. The Effect of Hafnium Content on the Transformation Temperatures of $Ni_{49}Ti_{51-x}Hf_x$ Shape Memory Alloys // *J. Phys. IV France.* – 1995. – V. 05. – #С. 8. – P. 747–752.

**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ
 $Ni_{50.3}Ti_{32.2}Hf_{17.5}$ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК**

А.И. ТАГИЛЬЦЕВ¹, Н.Ю. СУРИКОВ¹, Е.Ю. ПАНЧЕНКО¹, Ю.И. ЧУМЛЯКОВ¹

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: antontgl@mail.ru

Среди всех материалов, проявляющих эффекты памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ) благодаря наличию термоупругих мартенситных превращений (МП), наиболее известным являются сплавы на основе NiTi. Легирование Hf устраняет такие недостатки двойных сплавов NiTi, как недостаточно высокие прочностные свойства высокотемпературной фазы, низкие характеристические температуры МП, а также повышает механический гистерезис, благодаря чему материал может быть использован в качестве высокоэффективного демпфирующего устройства в авиакосмической индустрии [1]. Для дополнительного улучшения свойств сплава NiTiHf применяются различные сложные и/или длительные термические и термомеханические обработки (ТО и ТМО), которые в основном ориентированы либо на выделение дисперсных частиц, либо на измельчение зерна, что приводит к появлению высокотемпературной СЭ [1]. Однако в последнее время такая термическая обработка, как выдержка в мартенситном состоянии под нагрузкой, которая влияет на проявление функциональных свойств не изменяя микроструктуру материала, показала свою эффективность в таких сплавах, как CoNiGa, AuCd, NiMnGa и др. [2-4]. Особенностью текущей работы является использование поликристаллов с крупным размером зерна ~30 мкм, а целью работы является изучение функциональных и вязкоупругих свойств после различных термических обработок в высокопрочных поликристаллах сплава $Ni_{50.3}Ti_{32.2}Hf_{17.5}$ (ат. %).

Поликристаллы сплава $Ni_{50.3}Ti_{32.2}Hf_{17.5}$ (ат. %) выплавлены в индукционной печи с использованием «чистых» компонентов (концентрация элемента составляет не менее 99,9 %). Механические испытания проведены на dilatометре ИМРС-1 и универсальной машине Instron VHS 5969. Исследования вязкоупругих свойств проводились на установке для динамического-механического анализа Mettler Toledo DMA/SDTA 861e. Для исследования выбраны следующие состояния поликристаллов: исходное состояние без дополнительных обработок, после гомогенизационного отжига при 1323 К, 8 ч с медленным охлаждением и отжига при 1173 К, 3 ч с закалкой в воду (ТО); выдержка исходных образцов в мартенситном состоянии под постоянной сжимающей нагрузкой 550 МПа при 150°C в течение 1 часа (СМН).

Исходное состояние после плавки характеризуется отсутствием двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ), а также наличием необратимой деформации при реализации ЭПФ и СЭ даже при низких приложенных напряжениях (< 300 МПа). В интервале развития МП под нагрузкой в условиях СЭ: в циклах нагрузка/разгрузка при постоянной температуре величина необратимой деформации составляет 40% от приложенной деформации. В циклах охлаждение/нагрев при проявлении ЭПФ максимальная величина обратимой деформации поликристаллов в исходном состоянии составляет 1.1% при приложенных 400 МПа, а необратимая деформация равна 0.4%. Исследование вязкоупругих свойств показало, что в исходном состоянии в поликристаллах с крупным размером зерна: модуль упругости аустенита и мартенсита равен 37 ГПа и 54 ГПа, соответственно, а внутреннее трение при развитии МП составляет 0.26 при охлаждении и 0.13 при нагреве.

После ТО реализуется высокотемпературная СЭ с полностью обратимой деформацией до 1.1% в температурном интервале от 448К до 498К. В свою очередь, приводит к тому, что ТО при развитии ЭПФ необратимая деформация при низких приложенных напряжениях (< 300 МПа) исчезает полностью, но величина обратимой деформации тоже сокращается. Однако при высоких приложенных напряжениях (> 300 МПа) величины как обратимой, так и необратимой деформации возвращаются к

величинам исходного состояния. После данной ТО модуль упругости аустенита не изменяется, а мартенсита – увеличивается до 61 ГПа. При этом величина внутреннего трения уменьшается в ~2 раза по сравнению с исходным состоянием до 0.14 при охлаждении и 0.08 при нагреве.

Наиболее эффективной обработкой является СМН, которая приводит к значительному изменению функциональных свойств материала. Во-первых, в интервале развития МП под нагрузкой реализуется высокотемпературная СЭ величиной до 1.1% от 443К до 483К. Во-вторых, при реализации ЭПФ его величина уже при низких приложенных напряжениях практически достигает максимума (0.95% при приложенных 100 МПа). В-третьих, необратимая деформация отсутствует вплоть до высоких приложенных напряжений выше 300 МПа. В-четвертых, в материале появляется высокотемпературный ДЭПФ величиной до 0.9%.

Из полученных результатов по исследованию ЭПФ и СЭ была построена зависимость критических напряжений образования мартенсита от температуры испытания. Обнаружено, что после ТО величина критических напряжений, необходимых для начала МП, значительно увеличивается на 450 МПа относительно исходного состояния при одной и той же температуре испытания. В свою очередь, после СМН критические напряжения образования мартенсита увеличиваются на 100 МПа. Обе обработки (ТО и СМН) приводят к увеличению прочностных свойств аустенита, что в соответствии с работой [5] является причиной появления высокотемпературной СЭ в обоих состояниях. Следует отметить тот факт, что температурные интервалы развития СЭ после обеих обработок примерно одинаковые (50 К и 40 К для ТО и СМН, соответственно), тогда как после СМН дополнительно реализуется ДЭПФ, а критические напряжения образования мартенсита ниже на ~350 МПа, по сравнению с состоянием после ТО.

Таким образом показано, что наиболее эффективной термической обработкой для улучшения функциональных свойств материала на данный момент является выдержка в мартенситном состоянии под нагрузкой, которая приводит к появлению высокотемпературной СЭ в температурном интервале 40К (от 443К до 483К), реализации ДЭПФ величиной до 0.9%, отсутствию необратимости при развитии МП под нагрузкой в циклах охлаждения/нагрев, а также достижению максимальной величины обратимой деформации при меньших напряжениях.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00577.

Список литературы

1. Ma J., Karaman I., Noebe R.D. High temperature shape memory alloys // International Materials Reviews. – 2010. – V. 55. – Is. 5. – P. 257–315.
2. Niendorf T. et al. Martensite aging – Avenue to new high temperature shape memory alloys // Acta Materialia. – 2015. – V. 89. – P. 298–304
3. Santamarta R. et al. Thermal and microstructural evolution under ageing of several high-temperature Ni-Mn-Ga alloys // Intermetallics. – 2010. – V. 18. – P. 977–983.
4. Murakami Y. et al. Characteristics and mechanism of martensite ageing effect in Au-Cd alloys // Mater. Sci. Eng. A. – 1997. – V. 237. – P. 87–101.
5. Chumlyakov Y. I., Kireeva I. V., Panchenko E. Y. Shape Memory Alloys: Properties, Technologies, Opportunities // Trans Tech Publication Ltd Switzerland. – 2015. – V.81–82. – P.107–174.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ НАНОВОЛОКОН ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА СТОЙКОСТЬ К НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ РАЗЛОЖЕНИЮ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

О.С. ТОЛКАЧЁВ, Т.Р. АЛИШИН, ЦЗУБАН ЧЖАН

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: tolkachev@tpu.ru

Стабилизированный иттрием тетрагональный поликристаллический диоксид циркония (Y-TZP) благодаря уникальным механическим свойствам и биологической инертности находит широкое применение в медицине [1]. Недостатком этого материала является его склонность к низкотемпературному разложению (Low Temperature Degradation «LTD») в присутствии влаги. LTD сопровождается переходом тетрагональной фазы ZrO_2 в моноклинную. Фазовый переход наблюдается в довольно узком, но важном интервале температур: от комнатной температуры до 400 °С и приводит к снижению прочностных характеристик материала [2].

Целью настоящей работы является изучение влияния добавки метастабильных нановолокон Al_2O_3 на стойкость к низкотемпературному разложению керамики Y-TZP.

Исходным материалом для изготовления керамической матрицы служил наноразмерный порошок $ZrO_2 + 3$ мол. % Y_2O_3 с удельной поверхностью $S_{уд}=7$ м²/г, (порошок марки TZ-3YS, Корпорация Tosoh). Наполнителем являлся нановолокнистый Al_2O_3 , $S_{уд}=90$ м²/г, полученный методом жидкофазного каталитического окисления алюминия молекулярным кислородом при температуре 820 °С (Fibrall, OCSiAl). Из исходных компонентов с использованием ультразвукового диспергирования мощностью 1,4 кВт в среде этилового спирта подготовили смесь с содержанием нановолокон Al_2O_3 1 % об.

Компактирование порошковых материалов осуществляли по схеме одноосного одностороннего прессования в стальной цилиндрической пресс-форме диаметром 10 мм при давлении 100 МПа. Масса навески оставляла 0,5 г.

Ранее было установлено, что введение метастабильных нановолокон Al_2O_3 в состав Y-TZP сопровождается интенсификацией процесса спекания. Этот эффект в наибольшей степени демонстрируется составом с 1 % об. Al_2O_3 [3]. На рисунке 1 представлена зависимость относительной плотности от температуры спекания исходного Y-TZP и смеси Y-TZP + 1 % об. Al_2O_3 .

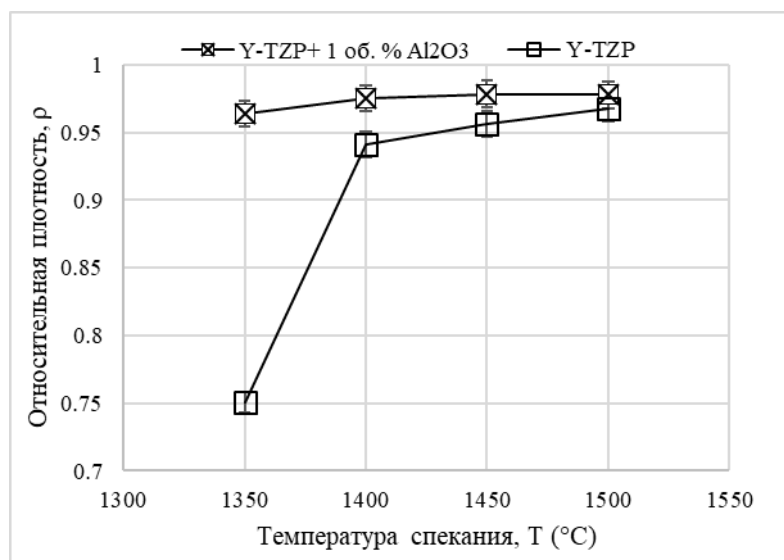


Рисунок 1 – Зависимость относительной плотности от температуры спекания исходного Y-TZP и смеси Y-TZP + 1 % об. Al_2O_3

Испытание керамики на стойкость к LTD проводили в соответствии с ГОСТ Р ИСО 6474-2-2014 с использованием соответствующего автоклава с водяным паром при температуре (134 ± 2) °С в течение 10 часов при давлении 0,2 МПа.

Содержание моноклинной фазы в образцах определяли с помощью рентгенофазового анализа по методике, описанной в [1].

Исходный фазовый состав спечённых образцов соответствует тетрагональной фазе ZrO_2 , кроме образца из исходного Y-TZP, спеченного при 1350 °С. В нем присутствует 4,8 % моноклинной фазы.

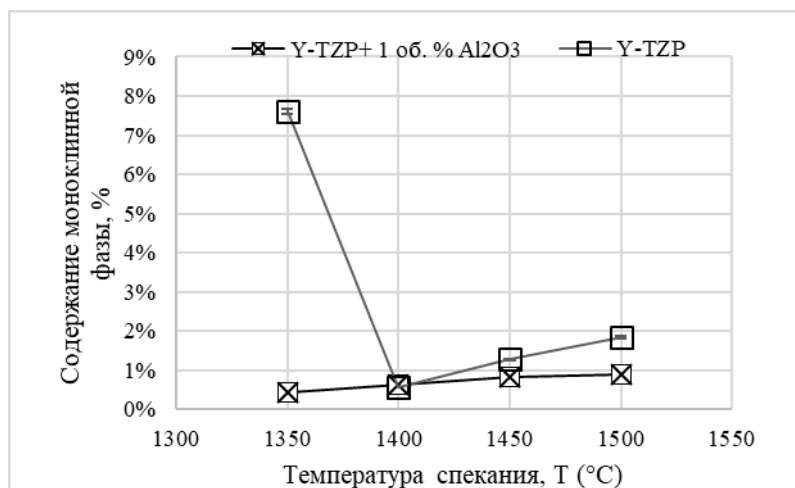


Рисунок 2 – Содержание моноклинной фазы после испытаний на стойкость к LTD в зависимости от температуры спекания

Больше всего моноклинной фазы (8 %) было обнаружено в образце Y-TZP, спеченного при температуре 1350 °С (рисунок 2). Значительное содержание моноклинной фазы обусловлено наличием её до испытаний на стойкость к низкотемпературному разложению, а также низкой плотностью спеченной керамики (75 %) (рисунок 1). Содержание моноклинной фазы минимально в композиционном образце, спечённом при 1350 °С и составляет 0,4 %. Отмечается снижение стойкости к LTD по мере увеличения температуры спекания. При этом композиционные образцы демонстрируют более высокую стойкость к образованию моноклинной фазы. Так, содержание моноклинной фазы в композиционном образце, спеченном при 1500 °С, не превышает 0,9 %, что в 2 раза меньше, чем в исходном Y-TZP, спеченного при идентичном режиме.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00763 мол_а.

Список литературы

1. Matsui K., Yoshida H., Ikuhara Y. Nanocrystalline, Ultra-Degradation-Resistant Zirconia: Its Grain Boundary Nanostructure and Nanochemistry // Sci. Rep. 2015. Vol. 4, № 1. P. 4758.
2. Ramesh S., Sara Lee K.Y., Tan C.Y. A review on the hydrothermal ageing behaviour of Y-TZP ceramics // Ceram. Int. Elsevier Ltd and Techna Group S.r.l., 2018. Vol. 44, № 17. P. 20620–20634.
3. Алишин Т. Р. Влияние содержания нановолокон оксида алюминия на спекание композиционной керамики на основе диоксида циркония / Т. Р. Алишин, О. С. Толкачёв, А. А. Леонов // Высокие технологии в современной науке и технике (ВТСНТ-2018) : сборник научных трудов VII Международной научно-технической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов, г. Томск, 26-30 ноября 2018 г. – Томск : Изд-во ТПУ, 2018. – С. 54-55.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ 50, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

М.Д. ТАШЛЫКОВА, Е.А. ДАРЕНСКАЯ
Томский Политехнический Университет
E – mail: marunya.ray@yandex.ru

Из имеющихся способов обработки металлов порошковая металлургия занимает особое место, так как позволяет получить изделия с особыми свойствами.

Объектом исследования в данной работе являются образцы спеченной порошковой стали 50, полученные при разных температурах спекания.

В качестве материалов исследования использовались образцы стали 50, полученные методом порошковой металлургии. Химический состав представлен в таблице 1. Формование проводили методом теплового прессования с добавлением 5,5 % пластификатора (70 % воска и 30 % полипропилена) при давлении 127 МПа. Спекание образцов проводили при температуре 1250 и 1300°C.

Таблица 1 – Химический состав порошковой стали 50

C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Fe
0,47 – 0,55	0,17 – 0,37	0,5 – 0,8	~0,25	~0,25	~0,25	~97

Структура обоих образцов имеет схожий характер: светлые зерна феррита и темные зерна перлита, рисунок 1. В таблице 2 представлены средние размеры зерен.

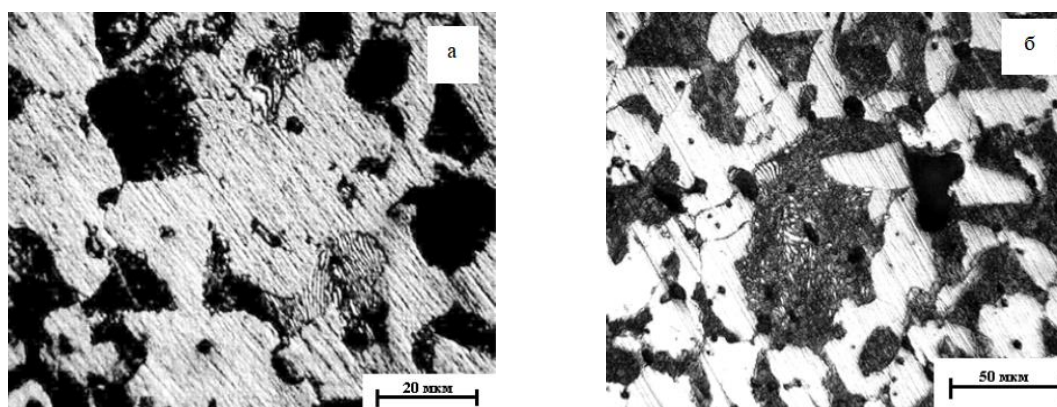


Рисунок 1 – Микроструктура образцов:
а – спеченного при температуре 1250°C, б - спеченного при температуре 1300°C

Таблица 2 – Размер зерен образцов

	Размер зерна, мкм	
	Образец 1	Образец 2
Перлит	26	39
Феррит	21	29

Образец 1 имеет пористость 4%, образец 2 – 5%. Средний размер пор находится в диапазоне 10 – 15 мкм.

Твердость образцов была измерена на приборе ПМТ – 3 с нагрузкой 100 г. Твердость образца 1 (1078 МПа) выше твердости образца 2 (956 МПа).

Проведенные исследования позволяют сделать выводы, что температура спекания влияет на пористость, размер зерна и микротвердость образцов стали 50, полученной методом порошковой металлургии.

Список литературы

1. Процессы порошковой металлургии. В 2-х т. Т.2. Формование и спекание: Учебник для вузов Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарнишкшй Г.В. - М.: «МИСИС», 2002.- 320 с.

ВЛИЯНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ BN И MWCNT НА ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ Y-TZP КЕРАМИКИ

Д.А. ТКАЧЕВ¹, А.С. БУЯКОВ^{1,2}, Ю.А. МИРОВОЙ^{1,2}, И.П. МАРТЫШИНА

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: d.tkachev11@gmail.com

Существуют различные подходы увеличения трещиностойкости керамических материалов, к числу которых относится создание гетеромодульной структуры: увеличение вязкости разрушения достигается остановкой трещин на относительно слабых межфазных границах раздела «матрица – низко модульные включения».

Наиболее изученным является подход, основанный на введении высоко модульных армирующих нанотрубок в керамическую матрицу. В данном случае торможение трещины происходит за счет затрат её энергии на работу трения при вытягивании волокон, расположенных перпендикулярно на пути движения трещины.

Другим механизмом увеличения трещиностойкости является механизм трансформационного упрочнения. Одним из материалов, демонстрирующих такую способность, является диоксид циркония, стабилизированный в тетрагональной фазе. Под действием напряжений, возникающих во фронте распространяющейся трещины, тетрагональный диоксид циркония претерпевает фазовое превращение в моноклинную модификацию, обладающую низким модулем упругости, что приводит к торможению и остановке трещины.

В работе исследованы керамические композиционные материалы на основе тетрагонального диоксида циркония, стабилизированного 3 мол. % оксида иттрия (3YSZ) с армирующими включениями в виде частиц низко модульного гексагонального нитрида бора (h-BN), многослойных углеродных нанотрубок (МУНТ) и одновременно h-BN и МУНТ в количестве до 5 мас. %. Керамики получены путем смешивания исходных порошковых составов в шаровой мельнице в среде этанола и последующего горячего прессования при температуре 1800 °С в защитной атмосфере аргона. Давление прессования составляло 40 МПа. Пористость образцов определена методом гидростатического взвешивания. Величина модуля упругости E определена из скорости прохождения ультразвука через образцы с помощью ультразвукового дефектоскопа Tektronix TDS200. Предел прочности при разрыве определен методом диаметрального сжатия цилиндрических образцов с помощью универсальной испытательной машины Devotrans GP.

Относительная плотность исследуемых в данной работе образцов керамики Y-TZP, полученных методом горячего прессования, в среднем составляла 99.2 %. При введении в Y-TZP дисперсных включений плотность керамики заметно уменьшалась, рисунок 1.

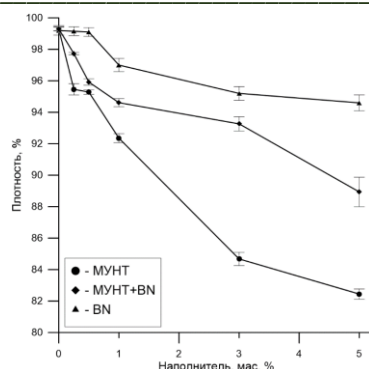
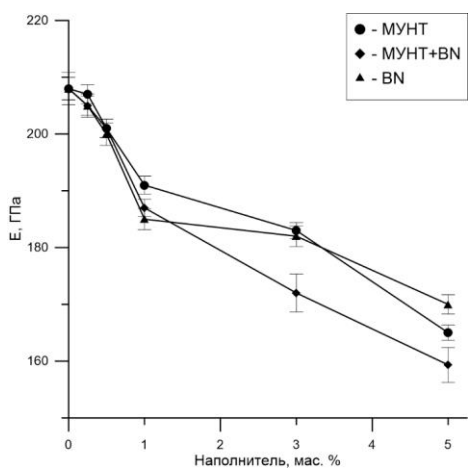


Рисунок 1 - Влияние включений гексагонального нитрида бора на плотность керамики (Y-TZP) (h-BN)

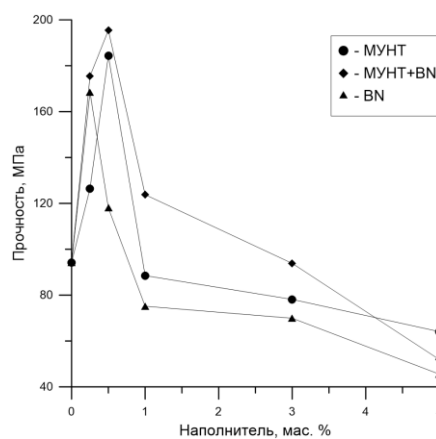
Величина модуля упругости керамики уменьшалась с увеличением объёмной доли включений, рисунок 2 (а). Основным фактором, оказавшим влияние на модуль упругости, являлась пористость. Модуль упругости структурно чувствительная характеристика материала, увеличение пористости в керамике приводит к его уменьшению.

На рисунке 2 (б) показана зависимость предела прочности при разрыве. Видно, что максимальная прочность достигается при совокупной концентрации h-BN и МУНТ 0.5 мас.%, что может говорить о синергетическом действии нескольких механизмов упрочнения керамики.

Таким образом, показано, что одновременное действие нескольких механизмов диссипации энергии развивающихся повреждений позволяет достичь более высоких результатов прироста трещиностойкости керамики на основе стабилизированного иттрием диоксида циркония.



(а)



(б)

Рисунок 2 - Зависимость модуля упругости E (а) и предела прочности при разрыве (б) керамики Y-TZP от содержания h-BN и МУНТ

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00304

ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТЬ В СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ В МАРТЕНСИТЕ МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат. %)

А.Б. ТОХМЕТОВА, Н.Г. ЛАРЧЕНКОВА, Е.Ю. ПАНЧЕНКО, Ю.И. ЧУМЛЯКОВ

Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: Aida-tx@mail.ru

В настоящее время актуальным является исследование новых многофункциональных ферромагнитных сплавов Гейслера с термоупругими мартенситными превращениями (МП). Ярким представителем таких сплавов являются сплавы NiFeGaCo . Данные интерметаллиды обладают такими функциональными свойствами как обычный и магнитный эффекты памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ), которые позволяют получить большие обратимые деформации (до 13,0 % при растяжении) при изменении температуры, под действием нагрузки и/или магнитного поля [1, 2]. Однако данные сплавы являются хрупкими, поэтому выгоднее использовать сжимающие нагрузки для практического применения данных материалов, где обратимая деформация при превращении в 2 раза меньше (6,25 %), чем при растяжении. Расширение и улучшение таких функциональных материалов возможно посредством старения в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой (СМН) [3, 4], которое может способствовать наблюдению обратимой деформации при двустороннем эффекте памяти формы (ДЭПФ) за счет ориентированного роста мартенсита при охлаждении/нагреве без приложения внешних напряжений и ферроэластичности (ФЭ) за счет переориентации стабилизированного варианта мартенсита в циклах нагрузка/разгрузка. Эффективность наведения максимальной величины ДЭПФ и ФЭ посредством СМН показана на монокристаллах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ в работе [5]. Ранее на монокристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ исследование эффекта ФЭ и ДЭПФ после СМН и влияние изменение химического состава сплава NiFeGaCo на ДЭПФ и ФЭ не проводилось. Поэтому целью работы является исследование проявления ДЭПФ и ФЭ после СМН в монокристаллах ферромагнитного сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат. %).

Для исследования выбраны монокристаллы сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$, выращенные методом Бриджмена в атмосфере инертного газа. Образцы перед исследованием подвергались закалке в воду после высокотемпературного отжига от $T = 1448$ К, 1 час. После такой термической обработки наблюдается однородная структура материала, высокотемпературная фаза имеет В2-структуру, которая под действием нагрузки переходит в $L1_0$ -мартенсит. Ориентация, вдоль которой проводилось СМН при деформации сжатием, выбрана вдоль [110]-направления для стабилизации раздвойникового ориентированного варианта $L1_0$ -мартенсита, который приводит к увеличению размеров образца вдоль перпендикулярного [001]-направления. Предполагается, что благодаря такому способу проведения СМН при изменении температуры без приложения напряжений, вдоль [001]-направления можно наблюдать большие обратимые растягивающие деформации.

Режим СМН заключается в выдержке в течение 1 часа при температуре $T_{\text{СМН}} = 423$ К под сжимающей нагрузкой $\sigma_{\text{ст}} = 450$ МПа в мартенситном состоянии с последующей разгрузкой и дальнейшим охлаждением образца до комнатной температуры. При СМН происходит рост ориентированного варианта мартенсита, и его стабилизация за счет перераспределения точечных дефектов и атомов разного сорта в соответствии с симметрией кристаллов мартенсита [4]. После СМН, как и предполагалось, наблюдается ДЭПФ величиной обратимой деформации $+(9,0 \pm 0,3)$ %. Несовпадение экспериментально полученной величины обратимой деформации с деформацией превращения может быть связано со стабилизацией нескольких вариантов мартенсита вблизи концов образца или неполного раздвойникового кристаллов $L1_0$ -мартенсита под сжимающей нагрузкой. Кривая «напряжение-деформация» при реализации ДЭПФ обладает широким термическим

гистерезисом $\Delta T = 49$ К, характеризующим рассеяние энергии при движении межфазных границ, и узкими интервалами температур МП $\Delta_1 = \Delta_2 \rightarrow 0$ К ($\Delta_1 = M_s - M_f$, $\Delta_2 = A_f - A_s$).

Таблица 1 – Характеристические температуры МП и функциональные свойства монокристаллов сплава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$

Состояние	M_s , К	A_f , К	$\epsilon_{ЭПФ}$, %	$\epsilon_{ДЭПФ}$, %	$\epsilon_{ФЭ}$, %
Высокотемпературный отжиг от $T = 1448$ К, 1 час с закалкой в воду	295	306	-4,5	отсутствует	отсутствует
Высокотемпературный отжиг от $T = 1448$ К, 1 час с закалкой в воду + СМН при $T_{СМН} = 423$ К, 1 час под $\sigma_{ст} = 450$ МПа	330	379	–	+9,0	-15,8

Для реализации эффекта ФЭ задавали деформацию $\epsilon_{зад} = 18$ % и прикладывали сжимающую нагрузку при температуре $T_{ФЭ} = 300$ К, при которой образец находился полностью в мартенситном состоянии. Экспериментально показано, что состаренные под нагрузкой в мартенсите монокристаллы демонстрируют ФЭ с величиной обратимой деформации до $\epsilon_{ФЭ} = -(15,8 \pm 0,3)$ %. Такая деформация связана с тем, что приложенная нагрузка вдоль кубического [001]-направления, провоцирует переориентацию мартенситных вариантов, которые сформировались во время СМН (V1), в более благоприятный вариант (V2) по отношению к внешней нагрузке. Затем при разгрузке происходит переход из варианта V2 в V1 и образец восстанавливает первоначальную форму. На кривых ФЭ при $T_{ФЭ} = 300$ К можно выделить две стадии превращения, где первая стадия протекает с уровнем критических напряжений образования мартенсита $\sigma_{кр1} = 34$ МПа и механическим гистерезисом $\Delta\sigma_1 = 34$ МПа, а вторая при $\sigma_{кр2} = 73$ МПа, $\Delta\sigma_2 = 48$ МПа. Физическая причина стадийности на кривых ФЭ требует дальнейшего исследования.

Таким образом, в монокристаллах сплава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ после высокотемпературного отжига с закалкой в воду с последующим старением в мартенситном состоянии под нагрузкой при температуре $T_{СМН} = 423$ К созданы условия для проявления ДЭПФ и эффекта ФЭ. Экспериментально показано, что после СМН монокристаллы проявляют ДЭПФ с величиной обратимой деформации $+(9,0 \pm 0,3)$ %. Впервые на данных монокристаллах при $T_{ФЭ} = 300$ К получена большая обратимая деформация при проявлении ФЭ до $\epsilon_{ФЭ} = -(15,8 \pm 0,3)$ % за счет переориентации мартенситных вариантов под действием сжимающей нагрузки, что сравнимо с величиной ФЭ на монокристаллах $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$ и говорит о том, что химический состав на величину ДЭПФ и ФЭ не влияет. Реализация данного эффекта позволит использовать монокристаллы сплава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ в качестве исполнительных устройств с гигантской обратимой сжимающей деформацией.

Список литературы

1. Stress-strain characteristics in Ni-Ga-Fe ferromagnetic shape memory alloys / Y. Sutou [et. al] // Appl. Phys. Lett. – 2004. – V. 84. – P. 1275–1277.
2. Чумляков Ю. И., Киреева И. В., Панченко Е. Ю. и др. Термоупругие мартенситные превращения в монокристаллах, содержащих дисперсные частицы. // Изв. вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 8. – С. 96–108.
3. Martensite aging – avenue to new high temperature shape memory alloys / T. Niendorf [et al.] // Acta Mater. – 2015. – V. 89. – P. 298–304.
4. Otsuka K. Mechanism of martensite aging effects and new aspects / K. Otsuka, X. Ren // Mater. Sci. Eng., A. – 2001. – V. 312. – P. 207–218.
5. Giant rubber-like behavior induced by martensite aging in $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$ single crystals / E. Panchenko [et. al] // Scripta Materialia. – 2019. – V. 162. – P. 387–390.

ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ УРАВНЕНИЙ ГИНЗБУРГА-ЛАНДАУ ДЛЯ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО КУБА

И.А. УШАКОВ¹

¹ Томский политехнический университет

E-mail: mamay2008@bk.ru

В работе была рассчитана индукция магнитного поля сверхпроводящего куба путем численного решения системы уравнений Гинзбурга-Ландау [1] методом конечных элементов

$$\frac{\partial \Psi}{\partial t} = - \left(\frac{i}{k} \nabla + \vec{A} \right)^2 \cdot \Psi + \Psi - |\Psi|^2 \cdot \Psi,$$

$$\sigma \cdot \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} = \frac{1}{2 \cdot i \cdot k} \cdot (\Psi^* \cdot \nabla \Psi - \Psi \cdot \nabla \Psi^*) - |\Psi|^2 \cdot \vec{A} - \nabla \times \nabla \times \vec{A},$$

с граничными условиями

$$\begin{aligned} (\nabla \Psi, \vec{n}) &= 0, \\ \nabla \times \vec{A} &= \vec{B}_a, \\ \vec{B}_a &= (0, 0, B_{az}), \\ (\vec{A}, \vec{n}) &= 0, \end{aligned}$$

где, Ψ – комплексное поле пар Купера, k – параметр Гинзбурга – Ландау, \vec{A} – векторный потенциал электромагнитного поля.

Моделирование проведено в COMSOL Multiphysics. Граничные условия были введены в систему с помощью вспомогательной переменной [2].

Уравнение решалось при следующих параметрах: шаг по времени от 0 до 200 равен 0.01, $\sigma = 1$, $k = 4$, магнитное поле направлено по оси Z и его величина составляла в безразмерных единицах $B_{az} = 0.85$.

На рисунке 1 очертаниями показан сверхпроводящий куб размерами 5x5x5 при $t=200$. В трех сечениях данного куба построены вектора индукции магнитного поля. Цветовой гаммой изображен квадрат модуля комплексного поля пар Купера.

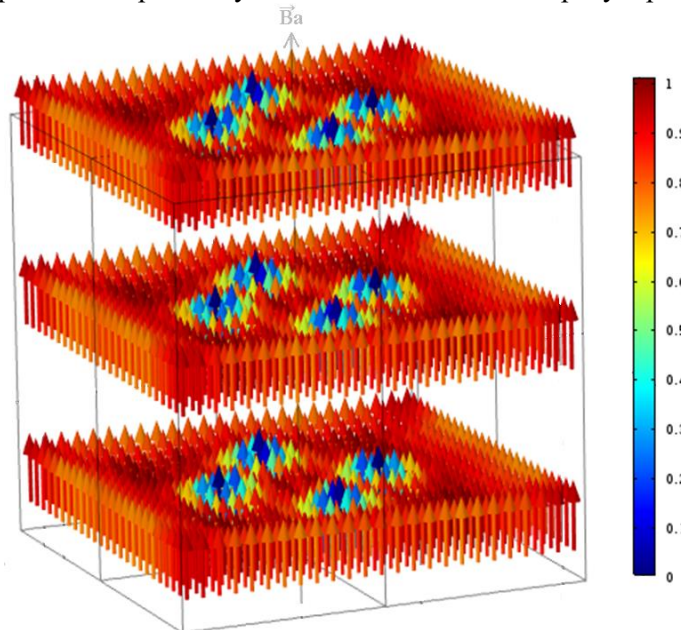


Рисунок 1 – Вектор индукции магнитного поля при $B_{az}=0.85$

Также найдены значения критического магнитного поля, для значений внешнего магнитного поля получено распределение вихрей Абрикосова.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00228.

Список литературы

1. Fomin Vladimir, Rezaev Roman, Schmidt Oliver. Tunable Generation of Correlated Vortices in Open Superconductor Tubes // Nano letters. 2012. – Volume 12, Number 3. – 1282-1287.
2. Alstrøm, T. S., Sørensen, M. P., Pedersen, N. F., & Madsen, S. Magnetic Flux Lines in Complex Geometry Type-II Superconductors Studied by the Time Dependent Ginzburg-Landau Equation // Acta Applicandae Mathematicae. 2010. – 115(1). – pp. 63-74.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННОЙ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

А.С. ФОРТУНА¹, Е.Г. АСТАФУРОВА²

¹ Томский политехнический университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: anastasya_fortuna@mail.ru

В процессе производства изделий аддитивными методами формируется сложная иерархическая микроструктура. Из-за большого количества факторов, воздействующих в процессе печати на изделие, предсказать вид микроструктуры и механические свойства конечного изделия достаточно сложно. Получаемая при аддитивном росте микроструктура требует изучения самыми различными методами. Целью данной работы являлось выявление особенностей микроструктуры аустенитной нержавеющей стали, формируемой в процессе проволочной электронно-лучевой наплавки, методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Процесс наплавки осуществлялся на лабораторной установке для проволочной электронно-лучевой печати в вакууме. Наплавку проводили в одном направлении (каждый новый слой начинался и заканчивался там же, где предыдущий). В качестве наплавляемого материала использовали стальную сварочную проволоку марки AISI 304 (<0,03% C, 19-20% Cr, 9-11% Ni, 0,65-1% Si, 1-2,5% Mn, Fe ост.) диаметром 1 мм. Подложка, на которую производили наплавку, была изготовлена из низкоуглеродистой стали. Полученная заготовка имела вид стенки с размерами 100x5x30 мм. Для исследования микроструктуры перпендикулярно направлению печати были вырезаны плоские образцы в верхней и нижней частях заготовки. Фольги для ПЭМ исследований готовили стандартными методами путем электролитического травления в растворе хлорной кислоты в спирте. Исследование микроструктуры проводили стандартными методами ПЭМ (микроскоп JEOL 2100) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (энергодисперсионный детектор Inca X-act, Oxford Instruments).

На рисунке 1 представлены характерные ПЭМ-изображения микроструктуры наплавленного образца в разных частях заготовки. Изображения получены в режиме сканирующей просвечивающей электронной микроскопии. Вне зависимости от положения относительно подложки и начала печати слоя, микроструктура стали является двухфазной: по границам основной фазы располагаются ламели (ветви) дендритов другой фазы. Зёрна основного материала представляют собой аустенит (γ -фаза), а лежащие на границах с ними ламели – высокотемпературный феррит (δ -фаза). Толщина ламелей феррита достигает 1-2 мкм, длина – несколько микрометров. При помощи энергодисперсионного анализа было установлено, что ламели феррита обогащены по хрому и обеднены по никелю, а области аустенита, напротив, обогащены никелем и содержат мало хрома. По границам феррита и

аустенита были обнаружены различные неметаллические включения, которые, согласно энергодисперсионному анализу, представляли собой нитриды и сульфиды различного состава. Их образование связано с наличием в проволоке различных металлургических примесей.

В аустените вблизи подложки присутствуют единичные двойники, их ширина достигает величины сто нанометров. В верхней части заготовки двойники экспериментально не были выявлены. В структуре образца, полеченного из верхней части заготовки в конце роста слоев методом ПЭМ наблюдали единичные дефекты упаковки. Данные особенности говорят о повышении энергии дефекта упаковки (ЭДУ) при движении вверх от подложки. Это было подтверждено при помощи спектров, полученных энергодисперсионным методом из областей вблизи подложки и вверху стенки. Расчёт ЭДУ производили по эмпирической формуле, приведённой в работе [1], связывающей значение ЭДУ с химическим составом стали.

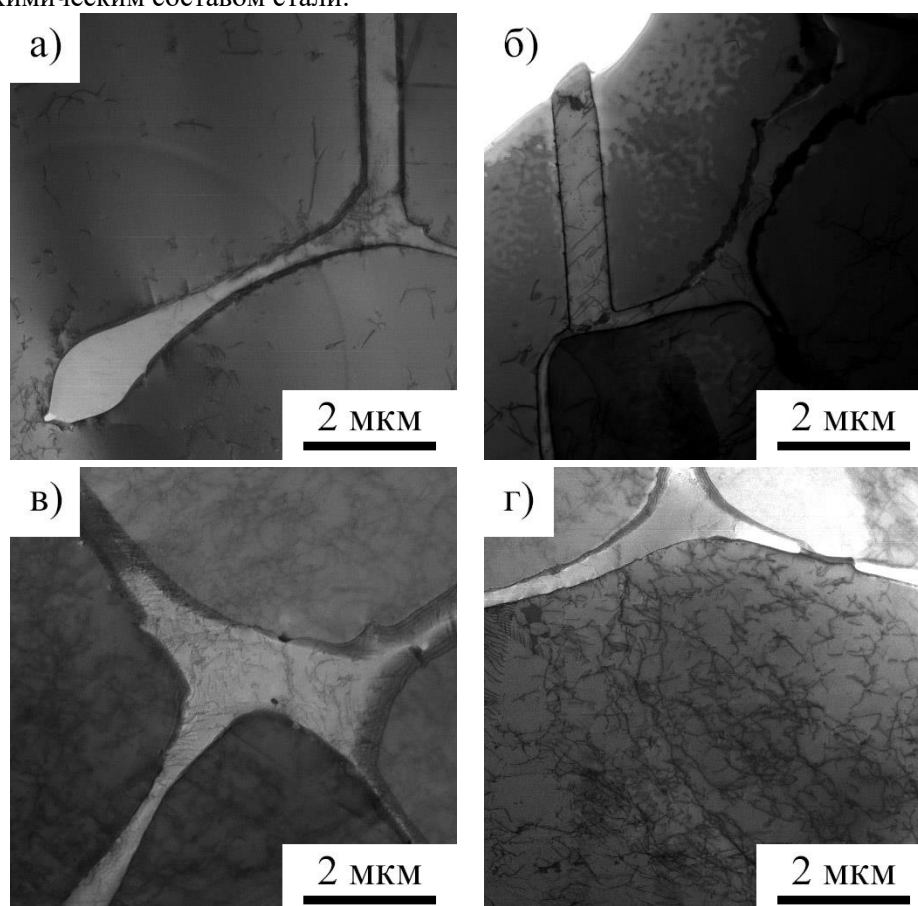


Рисунок 1 – Микроструктура наплавленного образца, полученная методом ПЭМ: а) верх, начало печати; б) верх, конец печати, в) низ, начало печати; г) низ, конец печати

Дислокационная структура аустенита зависит от близости к подложке. Вблизи подложки дислокационная структура однородная: не образуется скопления дислокаций и ячеек, нет выраженной планарности структуры. Скалярная плотность дислокаций в области начала наплавления каждого слоя составляет $2,7 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$, окончания наплавления - $3,3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Вверху стенки дислокационная структура носит выраженный планарный характер. Плотность дислокаций области начала наплавления каждого слоя ниже, чем в нижней части заготовки - $0,8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$, для области окончания наплавления слоев -

$3,0 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Распределение дислокаций в ламелях феррита носит планарный характер, плотность дислокаций в них сопоставима с показателями для аустенита.

Таким образом, после аддитивного роста стальной заготовки методом проволоочной электронно-лучевой наплавки в ней формируется существенно неоднородная микроструктура, которая зависит от термической истории каждой части заготовки и ее элементного состава.

Автор работы выражает благодарность Е.Г. Астафуровой, В.А. Москвиной, Г.Г. Майер и С.В. Фортуна за помощь в проведении исследований. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН).

Список литературы

1. Meric de Bellefon G., van Duysen J. C., Sridharan K. Composition-Dependence of Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels through Linear Regression with Random Intercepts // Journal of Nuclear Materials. 2017. Vol. 492. P. 227–230.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИИМИДА (ПИ)

С.В.ПАНИН^{1,2}, Д.О.ЦЗЯНКУНЬ², Л.А.КОРНИЕНКО¹, В.О.АЛЕКСЕНКО^{1,2}, Л.Р.ИВАНОВА¹

¹ ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

² ФГАОУ ВО Национальный исследовательский Томский политехнический университет

Полиимид (ПИ) – высокотехнологичный высокотемпературный полимерный материал, который благодаря своим ценным свойствам применяется в машиностроении, автомобильной, горнодобывающей, химической отраслях, а также в медицине (например, для изготовления эндопротезов, межпозвонковых дисков и т. д.). ПИ обладает по сравнению с другими полимерами высокими характеристиками твердости, жесткости, износостойкости и прочности, показывает повышенную стабильность размеров и ударопрочность даже при длительных высокотемпературных нагрузках. Он предназначен для работы в условиях повышенного давления, химически агрессивных сред и имеет достойную стойкость к гидролизу, а также хорошие электроизоляционные свойства [1,2]. Быстрое развитие современной науки и техники диктует высокие требования к материалам, в частности, к износостойкости антифрикционных материалов в различных условиях эксплуатации. В этом случае основной задачей применения композитов на основе полимеров является снижение коэффициента трения и износа при сохранении достаточно высоких физико-механических показателей композиции.

Снижение износа полимера за счет твердосмазочного наполнителя один из путей расширения номенклатуры антифрикционных материалов для трибоузлов в машиностроении и медицине. Например, политетрафторэтилен, дисульфид молибдена, графит и др. [3,4].

В работе использовали порошок ПИ (SolverPI-Powder 1600) со средним размером частиц 16 мкм. В качестве наполнителей использовали частицы политетрафторэтилена (ПТФЭ) (\varnothing 6-20 мкм) в объеме 10 - 20 вес. % и дисульфида молибдена MoS_2 (\varnothing 1÷7 мкм) в объеме 5-20 вес. %. Образцы для испытаний получали методом горячего прессования при давлении 15 МПа и температуре 370 °С. Механические характеристики определяли при разрывных испытаниях на электромеханической испытательной машине Instron 5582 при растяжении образцов в форме двойной лопатки (ГОСТ 11262-80). Испытание образцов на изнашивание в режиме сухого трения проводили по схеме «шар-по-дису» при нагрузке $P=5$ Н и скорости скольжения $V=0,3$ м/с на трибометре CSEM CH-2000 в соответствии с ASTM G99. При трибоиспытаниях использованы два типа шарика-контртела: из стали

ШХ15 и керамический Al_2O_3 . Диаметр шарика контртела составлял 6 мм. Путь испытания равен 1 км, радиус траектории триботрека – 16 мм. Структурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 при ускоряющем напряжении 20 кВ по поверхностям скола, полученным механическим разрушением образцов с надрезом, предварительно выдержанных в жидком азоте.

Показано, что введение твердых смазочных частиц приводит к снижению механических свойств композита. При содержании ПТФЭ в количестве 10 вес. %, механические свойства композита снижаются в 2 раза по сравнению с ненаполненным полиимидом. Добавление MoS_2 до 20 вес. % позволяет повысить модуль упругости композита при сохранении деформационно прочностных характеристик. Увеличение содержания ПТФЭ до 15 – 20 вес. % приводит к снижению прочностных свойств более, чем в 5 раз. Многокомпонентные композиции на основе ПИ с твердосмазочными наполнителями (ПТФЭ и MoS_2) не способны обеспечить необходимую износостойкость при одновременном сохранении прочностных свойств матрицы, что связано с особенностями формирующейся надмолекулярной структуры матрицы.

Показано, что эффективным твердосмазочным наполнителем для полиимида является политетрафторэтилен, повышающий износостойкость матрицы до 100 раз за счет формирования пленки переноса на контртеле. Дисульфид молибдена выступает абразивом и в количестве 5 вес.% не обеспечивает сохранение механических характеристик на уровне исходной матрицы.

Двухкомпонентный композит ПИ+15вес.% ПТФЭ может быть рекомендован в качестве антифрикционного для узлов трения в металло- и керамо-полимерных сопряжениях.

Список литературы

1. Geraldine T, Thomas G. Tribological characteristics of polyimide composites in hydrogen environment. Tribol Int 2015; 92: 162–71.
2. Ragosta G, Musto P. Polyimide/silica hybrids via the sol-gel route: high performance materials for the new technological challenges. Express Polym Lett 2009; 3: 413–28.
3. M Conte, B Pinedo, A Igartua. Role of crystallinity on wear behavior of PTFE composites. Wear, 2013, 307: 81–86.
4. Chen ZY, Yan HX, Liu TY, Niu S. Nanosheets of MoS_2 and reduced graphene oxide as hybrid fillers improved the mechanical and tribological properties of bismaleimide composites. Tribol Int 2016; 125: 47–54.

ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВ

ЦЗЯЦЗЮНЬ ЧЭНЬ¹, С.Н. КУЛЬКОВ^{1,2}

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: chenj27@outlook.com

Инварные сплавы Fe – 30–40 wt% Ni являются прецизионными материалами и представляют значительный практический интерес. В этой области содержания никеля они обладают низким коэффициентом теплового расширения (КТР), что указывает на перспективность применения в качестве элементов точных инструментов и приборов.

Как известно, на КТР реальных материалов влияет ряд факторов, вызванных дефектами структуры, например пористость, границы зерен, дислокации и др. [1], поэтому КТР инварных сплавов может изменяться при изменении способов получения. Таким образом исследование теплового расширения подобных сплавов различными методами, в

частности, рентгенографическим методом на уровне кристаллической решетки и дилатометрическим макрометодом является актуальным и имеет высокую научную значимость.

Для проведения рентгеновского исследования инварные сплавы Fe – xNi (x = 30, 32, 35, 37, 40 wt%) получали прессованием порошка Ni, Fe и последующим спеканием. Образцами для дилатометрического исследования являются спеченные инварные сплавы Fe – 35 wt% Ni. Для определения КТР кристаллической решетки проведен рентгеновский анализ на рентгеновском дифрактометре с излучением Co-K α , $\lambda(\alpha_1)=1.7902\text{\AA}$. Диапазон сканирования 2θ от 49 до 62°, шаг сканирования 0.05°; при температурах 20 - 400°C с шагом 25°C со скоростью нагрева 5 °C/мин. Измерение КТР на дилатометре NETZSCH DIL 420PC проведено в температурном интервале от 23 до 400°C.

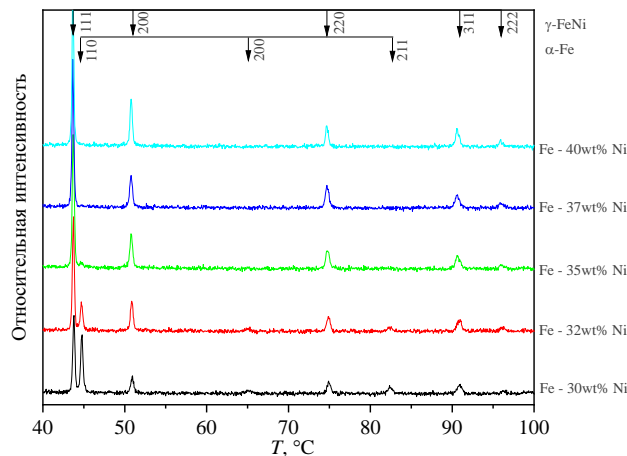


Рисунок 1 – Дифрактограмма спеченных сплавов

На рисунке 1 показана дифрактограмма спеченных сплавов. На дифрактограмме присутствовали рефлексы от γ -FeNi фазы с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой. В сплавах Fe – 30 wt% Ni и Fe – 32 wt% Ni наблюдается фаза α -Fe с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой.

Для определения КТР кристаллической решетки построены зависимости изменения межплоскостных расстояния $\Delta d/d_0$ от температуры. При содержании никеля больше 30% все кривые $\Delta d/d_0$ можно разделить на два участка, на первом участке $\Delta d/d_0$ слабо зависит от изменения температуры, на втором участке кривые $\Delta d/d_0$ изменяются сильнее, при этом точки перегиба кривых находятся около 200°C ($\pm 20^\circ\text{C}$). Это обусловлено тем, что в сплаве происходит магнитное превращение с температурой Кюри T_C около 230 °C [2].

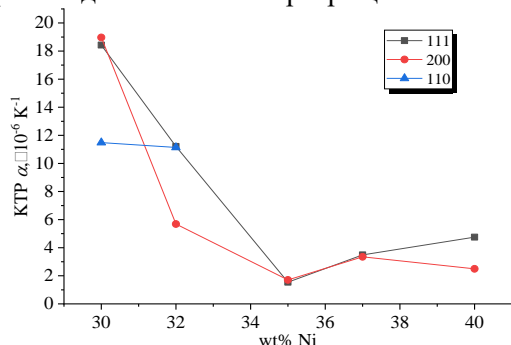


Рисунок 2 – Зависимость КТР кристаллической решетки от содержания никеля

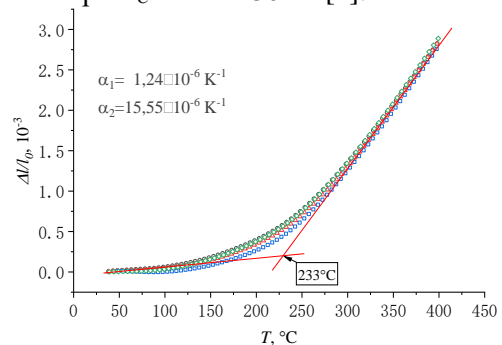


Рисунок 3 – Зависимость изменения длины образца от температуры

На рисунке 2 показана зависимости КТР при температуре ниже точки Кюри от содержания никеля. Как видно КТР кристаллической решетки имеет минимальное значение при 35% содержания никеля, что хорошо согласуется с литературой [1,3].

Далее проведено дилатометрическое измерение КТР спеченных сплавов Fe – 35 wt% Ni, на рисунке 3 приведена зависимость изменения длины образца от температуры. Кривую можно разделить на 2 участка с характерными наклонами, точка перегиб около 233°C.

Сравнение КТР, полученных обоими методами, показало хорошее согласие, однако рентгеновские данные свидетельствуют об анизотропии КТР, что возможно проанализировать при использовании монокристаллического образца.

Список литературы

1. Афанасьев В.К. Инвары: учеб. пособие / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, С.А. Гладышев, В.В. Герцен, Г.В. Обухов, А.В. Горшенин. СибГИУ. – Новокузнецк, 2006. – 126 с.
2. Prica C.V. Invar-type nanocrystalline compacts obtained by spark plasma sintering from mechanically alloyed powders / C. V. Prica , B. V. Neamtu, F. Popa et al. // J Mater Sci. – 2018. – Vol. 53, Issue 5, – P.3735-3743.
3. Toshihiko Y. Anharmonicity and Quantum Effects in Thermal Expansion of an Invar Alloy / Y. Toshihiko, E. Keitaro // Physical review letters. – 2011. – PRL 107, 065901.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО КАБЕЛЯ

ЫНТЫМАКОВА А.С.

Томский Политехнический университет
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: aklima.int@mail.ru

Сплав Nb-Ti в течение последних сорока лет занимает особое положение в технике прикладной сверхпроводимости. Токонесущая способность сверхпроводника зависит от его микроструктуры, то есть, формы, размеров и объемного содержания частиц, выделившихся при распаде твердого раствора. На технологическом этапе необходимо обеспечить безобрывность процесса и заданную плотность микродефектов. Поэтому, целью настоящей работы являлось оценка влияния пластической деформации (растяжение) на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb-Ti.

В работе представлены результаты исследований сверхпроводящего кабеля на основе Nb-Ti волокон. Были проведены механические испытания свехпроводника на одноосное растяжение на испытательной машине Walter+Bai AG LFM-125 (max усилие до 125 кН), до разрушения. Изучена внутренняя структура образца в месте разрыва с помощью оптического микроскопа Neophot-21 [1] и атомно-силового микроскопа Solver PRO - 47H [2]. Изучено влияние деформации на геометрические параметры Nb-Ti волокон.

Механические испытания сверхпроводника проводили на двух одинаковых \varnothing 1,3 мм на испытательной машине Walter+Bai AG LFM-125 (max усилие до 125 кН). В качестве исходного был взят технологический образец после многократного волочения, рисунок 1. Установлено, что при одинаковом пределе прочности для образцов, относительное удлинение при разрушении оказалось различной и составило соответственно $\approx 1,8\%$ и $2,1\%$. Для исследования структуры сверхпроводника после испытаний на растяжение изготавливались металлографические шлифы по стандартной для этих сплавов методик. В заключении шлифы подвергались травлению реактивом №19 [3].

Металлографические исследования светлопольном изображении показали, что деформация волокон протекает неравномерно по все поверхности сверхпроводника. Наиболее деформированы волокна при деформации 4,5%.

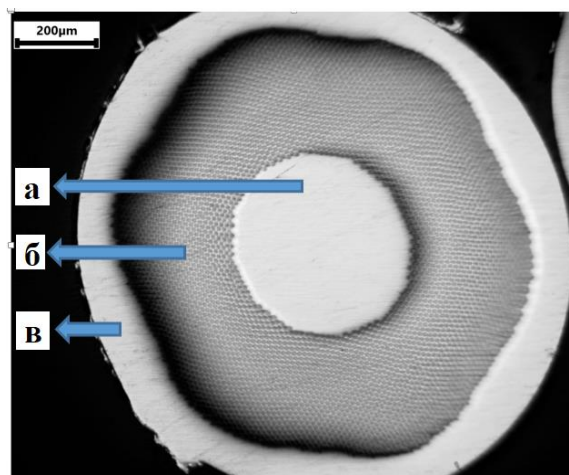


Рисунок 1- Структура сверхпроводника в исходном состоянии:
а-медный сердечник (Cu); б-Nb-Ti волокна; в-медная оболочка (Cu)

Список литературы

1. Власов А.И., Елсуков К.А., Косолапов И.А. Оптическая микроскопия: Учебное пособие. - М.: Изд-во МГТУ им.Н.Э.Баумана, 2011. - 184 с.
2. Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. Российская академия наук, Институт физики микроструктур - г. Нижний Новгород, 2004. -110 с.
3. Беккер М., Клемм Х. Способы металлографического травления. Справочник, М., Металлургия, 1988.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ПОРОШКОВОЙ ЖЕЛЕЗО-ТИТАНОВОЙ СМЕСИ НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СПЕЧЕННОГО МАТЕРИАЛА

О.С. ЮГОВА, Ю.В. МЯЧИН

Томский политехнический университет

E-mail: ugovao@gmail.com

Актуальность. В настоящее время порошковая металлургия находит широкое применение в промышленности и машиностроении. Это обусловлено рядом преимуществ данного подхода по сравнению с традиционными методами (литье, штамповка и др.) изготовления различных изделий [1]. Одной из перспективных методик подготовки порошков является их механическая активация. Данный процесс приводит к увеличению внутренней энергии порошка, что позволяет улучшить эффективность последующего спекания [2].

Цель работы. Цель данной работы – исследовать влияние механоактивации порошковой смеси Fe-Ti-C на свойства и структуру спеченного материала.

Материал и методы исследования. В ходе исследования использовались порошки со следующим соотношением железа, титана и углерода: Fe – 94%, Ti – 5%, C – 1%. Приготовленные смеси активировались в шаровой мельнице в течение 1, 5, 10 и 20 минут. Часть порошковой смеси активации не подвергалась. С помощью сканирующего

электронного микроскопа «TESCAN VEGA3» были получены снимки порошковых смесей. Величина пористости определялась по снимкам поверхности с помощью ПО «Siams». Снимки микроструктуры были получены с помощью металлографического микроскопа «ЛабoМет-И» при увеличении $\times 400$. Микротвердость измерялась микротвердомером «ПМТ-3М» по методу Викакса с нагрузкой 100 г.

Результаты исследования. Анализ снимков порошков после активации показал, что механическая активация способствует образованию и росту конгломератов в порошковой смеси, рисунок 1.

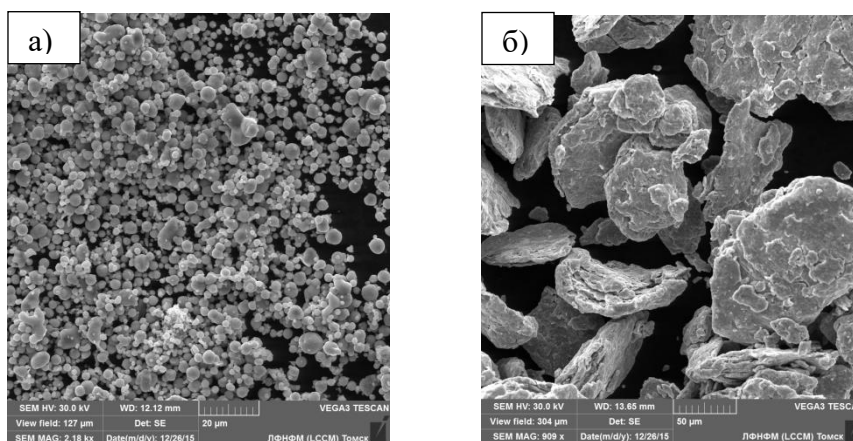


Рисунок 1 – Снимки порошков: а) без активации; б) с активацией в течение 20 минут

Также было установлено, что механоактивация влияет на пористость спеченных образцов следующим образом, рисунок 2: при активации в течение 1 и 5 минут величина пористости уменьшается с 5,5% до 2 и 0,5% соответственно. Активация в течение 10 минут приводит к увеличению пористости до 11%. При 20 минутах пористость составила 9%.

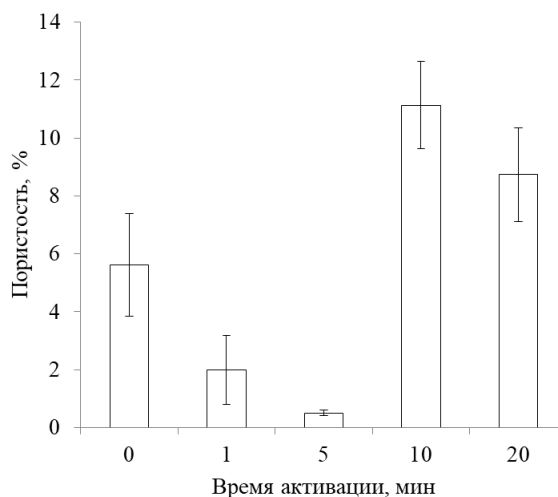


Рисунок 2 – Гистограмма зависимости пористости от времени активации

На снимках микроструктуры образца без активации, рисунок 3, а, видно, что большую площадь занимает железо (светлая область). Титан представлен в виде темных включений. Более темные области представляют собой поры и протравленный углерод, сосредоточенный по границам зерен. Активация в течение 20 минут привела к равномерному распределению титана и углерода по образцу, что можно видеть на рисунке

3, б. Таким образом, механоактивация приводит к равномерному распределению компонентов смеси.

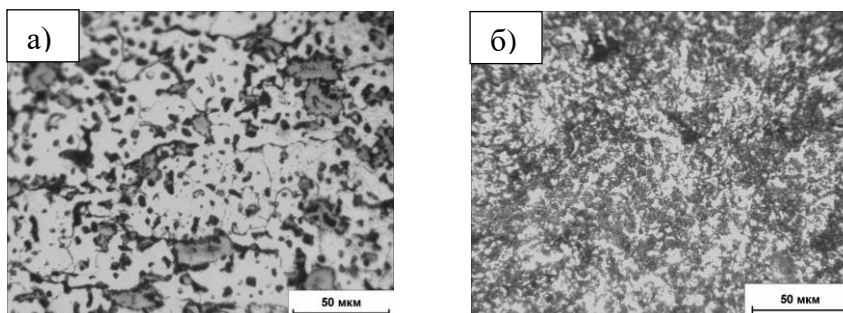


Рисунок 3 – Микроструктура образцов: а) без активации; б) с активацией в течение 20 минут

Анализ микротвердости показал, что образец без активации имеет микротвердость с 670 МПа. Механоактивация в течение 1-10 минут способствует увеличению микротвердости до 1000 МПа. При 20 минутах микротвердость уменьшается до 510 МПа.

Заключение. В ходе исследования было установлено, что механоактивация влияет на пористость, микротвердость и микроструктуру образцов. Вероятно, это связано с получением более однородной структуры, образованием в порошковой смеси конгломератов и их дальнейшим ростом с увеличением времени активации.

Список литературы

1. Либенсон Г.А. Процессы порошковой металлургии. В 2-х т. Т.1. Производство металлических порошков: учебник для вузов / Г.А. Либенсон, В.Ю. Лопатин, Г.В. Комарницкий.- М: МИСИС, 2001. - 368 с.
2. Mucs G. Mechanical activation of power station fly ash by grinding // Journal of Silicate Based and Composite Materials. – 2016/2. – Vol. 68. – P. 56–61.

СИНТЕЗ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИКАРБОНИТРИДНЫХ ФАЗ ЦИРКОНИЯ

З.Н. ЮСУПОВА, С.В. МАТРЕНИН
Томский политехнический университет
E-mail: ziliya-usss@mail.ru

Несмотря на многообразие методов синтеза оксидов, нитридов и карбидов циркония и консолидирования керамики на их основе, разрабатываемых в настоящее время, научный и практический интерес представляет твердофазный синтез в процессе компактирования соответствующих смесей в инертной атмосфере.

Анализ научно-технической литературы показывает, что варианты активированного спекания с применением добавок, в том числе, нанодисперсных порошков, разработаны недостаточно.

Для тугоплавких ионноковалентных оксикарбонитридов переходных металлов активированное спекание является актуальной проблемой, так как тугоплавких соединений осуществляется по диффузионному механизму. Для ее решения необходимо исследование закономерностей и механизмов консолидирования оксикарбонитридных керамических материалов и поиск соответствующих активирующих добавок и методов активирования.

Цель работы: исследование структуры и физико-механических свойств циркониевой керамики, полученной прессованием и спеканием, прессованием с горячим спеканием.

Исследование проводилось на порошках ZrN, ZrC, ZrO₂.

В ходе исследования использовали методы определения насыпной плотности, метод анализа гранулометрического состава порошка, формование, спекание, наноиндентирование и изучение микроструктуры.

Измерив массу порошков, была посчитана насыпная плотность каждого порошка.

ZrO₂: $\rho_{\text{нас}} = 0.311 \text{ г/см}^3$, ZrN: $\rho_{\text{нас}} = 1.799 \text{ г/см}^3$, ZrC: $\rho_{\text{нас}} = 1.112 \text{ г/см}^3$

Гранулометрический анализ проводился с помощью Вибропривода ВП–С/220. Использовался набор сит размерами 40, 50, 56, 63, 90, 112, 140 мкм. Время просева-10 минут, частота - 70 Гц.

По результатам ситового анализа пришли к выводу, что в порошке ZrO₂ преобладают частицы крупных размеров более 140 мкм, в порошке ZrC преобладают порошки средних размеров 112-140 мкм, в порошке ZrN преобладают частицы мелкие, размером менее 40 мкм. Для дальнейшего исследования более мелких частиц порошка ZrN был проведен гранулометрический анализ методом секущих, по его результатам пришли к выводу, что в порошке ZrN размеры самых мелких частиц составляют 24-32 мкм.

Для активации порошков было проведено смешивание порошков в планетарной мельнице в течении 10 минут, частота составляла 20 Гц.

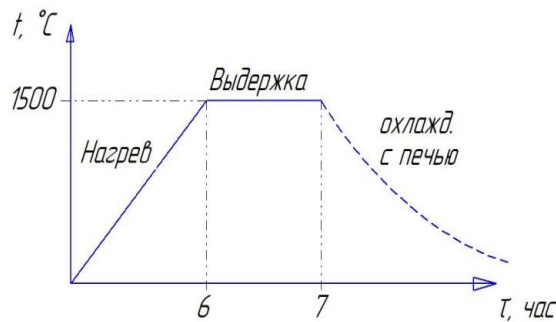
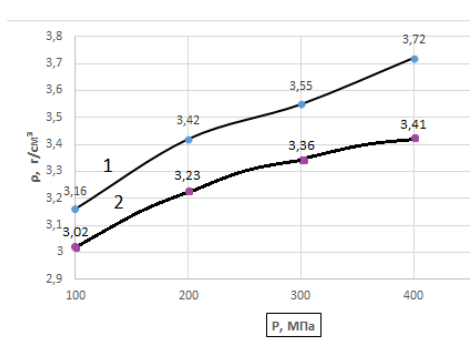


Рисунок 1 - Режим вакуумного спекания прессовок ZrO₂- ZrN, 33% ZrO₂ -33% ZrC -34% ZrN

а)



б)

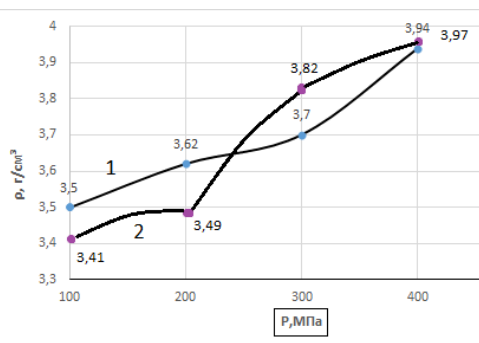


Рисунок 2 – Плотность прессовок до (1) и после(2) спекания: а) 33%ZrO₂ - 33%ZrC - 34%ZrN;б) 50 %ZrO₂ – 50 %ZrN

Анализ рисунка 1 а показывает, что плотность после прессования уменьшилась при давлении 100,200,300,400 МПа для образца первого состава, а на рисунке 1 б видим, что плотность при 100,200 МПа уменьшилась, а при 300,400 МПа –увеличилась.

Предположительно, произошло уменьшение плотности из-за того, что произошли фазовые переходы и химическое взаимодействие компонентов.

Таблица 1 - Режим горячего прессования

Состав порошка	Давление прессования, МПа	Время изотермической выдержки, мин	Температура спекания, °С
33% ZrO ₂ – 33% ZrN – 34% ZrC	40	20	2000
50% ZrO ₂ – 50% ZrN	40	20	1700

После горячего прессования было проведено наноиндентирование каждого образца. Определен модуль Юнга, нанотвердость и плотность образцов. Проанализировав результаты плотности образцов после горячего и холодного прессования, можно сказать, что плотность образцов после горячего прессования в два раза выше.

1. Вакуумное спекание не дает высоких физико-механических свойств, после спекания уменьшилась плотность образцов

2. Горячее прессование в инертной атмосфере является эффективным методом консолидирования керамики на основе оксикарбонитридных фаз циркония. Характеристики спечённых образцов: ($E_{IT}= 418902$ МПа, $H_{IT}= 21975$ МПа) для 50% ZrO₂ -50% ZrN

($E_{IT}= 304452$ МПа, $H_{IT}= 10769$ МПа) для 33% ZrO₂ - 33% ZrC - 34% ZrN

ρ (50% ZrO₂ -50% ZrN)=6,2 г/см³, ρ (33% ZrO₂ - 33% ZrC - 34% ZrN)=6,13 г/см³

3. Гранулометрический анализ показал, что наименьшие частицы порошка имеют размеры 24-32 мкм.

Список литературы

1. Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В. Процессы порошковой металлургии ,композиционные материалы. В 2-х т. Том 2. Формование и спекание: Учебник для вузов. М.: МИСИС, 2002. - 320 с.
2. Никифоров В.С. Коротов М.Г., Казанцева К.А. , Свойства моноклинного оксида циркония. Журнал – ,2016 – 45с.
3. Зимичев А.М. , Е.П. Соловьева волокно диоксида циркония для высокотемпературного применения .Изд. Авиационные материалы и технологии, – 2014, – 61с.

ВЛИЯНИЯ СТАРЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ CoNiAl С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Э.И. ЯНУШОНИТЕ, А.С.ЕФТИФЕЕВА, Е.Ю. ПАНЧЕНКО

Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: yanushonite98@mail.ru

Одним из перспективных сплавов Гейслера является ферромагнитный сплав CoNiAl. Этот материал имеет низкую стоимость, демонстрирует хорошие коррозионные свойства, испытывает термоупругое B2-L1₀ мартенситное превращение (МП) и магнитоиндуцированную деформацию до 3,3 % [1]. МП способствует наведению эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности. Сплав CoNiAl, обладающий такими эффектами, может найти практическое применение в авиакосмической промышленности и микросистемной технике в качестве актуаторов и демпферов.

Обратимую деформацию можно наблюдать не только с помощью развития МП под нагрузкой (ЭПФ), но и в циклах охлаждение/нагрев без приложения внешних нагрузок, что позволяет упростить конструкцию устройств. Этот эффект называется двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ). Результаты исследования ДЭПФ на сплаве CoNiAl показали, что наиболее эффективной термообработкой для наведения ДЭПФ является старение в мартенситном состоянии под нагрузкой. На монокристаллах CoNiAl получен ДЭПФ с величиной до +7,3 % и хорошей циклической стабильностью за счет старения при 398 К в мартенситном состоянии под нагрузкой [2, 3]. Однако представляет интерес рассмотреть влияние температуры старения на функциональные свойства. Поэтому данная работа посвящена изучению ДЭПФ, индуцированного с помощью старения при 423 К в мартенситном состоянии и влиянию противодействующей внешней нагрузки на его величину в монокристаллах ферромагнитного сплава CoNiAl.

Монокристаллы $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ (ат. %) выращены методом Бриджмена. Образцы имели форму прямоугольных параллелепипедов ($3 \times 3 \times 6$ мм²). Образцы гомогенизировали при 1623 К, 8,5 ч и закаливали в воду, затем старили при 423 К, 0,5 ч в мартенситном состоянии под сжимаемой нагрузкой -500 МПа, приложенной вдоль $[110]_{\text{B2}}||[100]_{\text{L10}}$ -направления.

Процесс старения заключался в том, что под сжимающей нагрузкой, приложенной вдоль $[110]_{\text{B2}}$ -направления, образовывался преимущественный вариант мартенсита, ориентированный в соответствии с этой нагрузкой. Этот вариант приводил к сжатию вдоль $[110]_{\text{B2}}$ -направления и растяжению вдоль перпендикулярного $[001]_{\text{B2}}$ -направления. После старения, в циклах охлаждение/нагрев будет расти тот же вариант мартенсита, что и при старении, но без приложенного напряжения. Деформация, которая наблюдается вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления при таком термоцикле составляет $+6,2 \div +7,1$ %, рисунок 1 (а). Экспериментальная обратимая деформация близка к теоретически рассчитанной деформации решетки $\varepsilon_0 = +8,6$ % во время B2-L10 МП при растяжении вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления [4]. Это говорит о том, что формируется преимущественный вариант мартенсита, который был сформирован под нагрузкой ранее во время старения. Известно, что старение в мартенситном состоянии приводит к стабилизации мартенсита, т.е. к увеличению температур МП. Стабилизация мартенсита происходит за счет изменения конфигурации ближнего порядка точечных дефектов и атомов разного сорта аустенита в соответствии с симметрией мартенсита [5]. Усредненная структура мартенсита остается неизменной после такого старения, но стабилизированный вариант мартенсита находится в более низком энергетическом состоянии, по сравнению с другими вариантами мартенсита.

Однако, образцы, состаренные при одном и том же режиме, демонстрируют различные температуры МП. Хотя до старения, в закаленном состоянии, все исследуемые образцы имели одинаковые характеристики. По сравнению с закаленным состоянием температуры МП после старения увеличились на 172 К для партии №1 и на 119 К для партии №2, рисунок 1 (а). Предполагается, что такая разница может быть связана с различным распределением γ -фазы (ГЦК-решетка, объемная доля ~ 2 %) в образцах, границы которой некогерентные и являются концентраторами остаточного L10-мартенсита. Влияние γ -фазы на процесс старения в мартенсите требует углубленного изучения.

На рисунке 1 (б) представлена зависимость обратной растягивающей деформации при ДЭПФ вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления от внешних сжимающих напряжений $\sigma_{\text{сж}}$, приложенных вдоль этого же направления, для состаренных монокристаллов. С ростом нагрузки $\sigma_{\text{сж}}$ растягивающая деформация уменьшается. Это связано с тем, что в действительности на развитие МП действуют некоторые результирующие напряжения, равные $|\sigma_{\text{эфф}}| = |\sigma_{\text{Г}}| - |\sigma_{\text{сж}}|$, где $\sigma_{\text{Г}}$ – внутренние растягивающие напряжения, созданные с помощью старения в мартенсите. Т.о., величину внутренних напряжений можно определить экспериментально, когда к образцу будут приложены внешние напряжения равные по абсолютному значению внутренним напряжениям, но противоположные им по знаку, и деформация превращения равна нулю. Внутренние напряжения для состаренных

монокристаллов составили $\sigma_G \sim +95 \div +130$ МПа, что согласуется с теоретической оценкой σ_G с использованием уравнения Клапейрона-Клаузиуса [3].

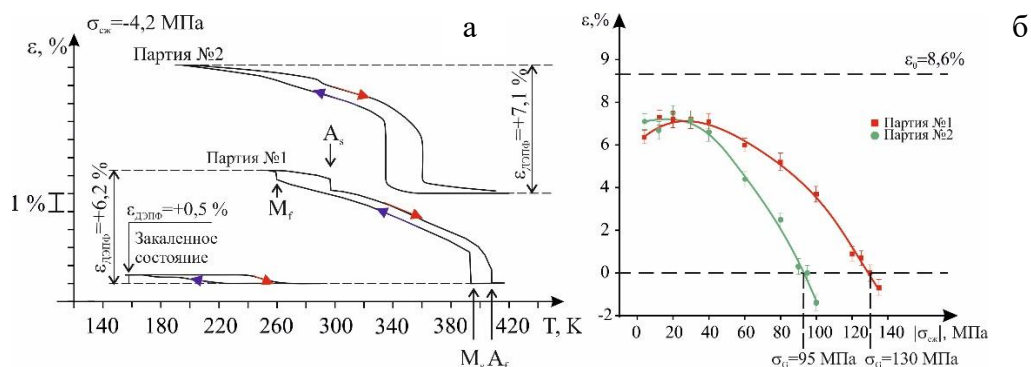


Рисунок 1 - Зависимости для монокристаллов $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ с осью сжатия вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления: а) кривые $\varepsilon(T)$ под постоянной нагрузкой для закаленного и состаренного состояний; б) зависимость $\varepsilon(\sigma_{\text{сж}})$ для состаренного состояния

Таким образом, впервые экспериментально показано, что старение под сжимающей нагрузкой, приложенной вдоль $[110]_{\text{B2}}$ -направления, в мартенситном состоянии сплава CoNiAl способствует наведению растягивающего ДЭПФ с величиной $\varepsilon_{\text{ДЭПФ}} = +6,2 \div +7,1$ %, созданию внутренних напряжений $\sigma_G = +95 \div +130$ МПа, повышению температур МП на $\Delta M_s = 119 \div 172$ К. Полученный материал с высокотемпературным ДЭПФ способен совершать работу под действием высоких противодействующих напряжений.

Список литературы

1. Tanaka Y., Oikawa K., Sutou Y., Omori T., Kainuma R., Ishida K. Martensitic transition and superelasticity of Co–Ni–Al ferromagnetic shape memory alloys with $\beta + \gamma$ two-phase structure // Materials Science and Engineering A. – 2006. – V. 438–440. – P. 1054–1060.
2. Eftifeeva A, Panchenko E, Chumlyakov Y et al. Two-way shape memory effect in $[001]_{\text{B2}}$ -oriented CoNiAl single crystals // Materials Today: Proceedings. – 2017. – V. 4. – P. 4789–4796.
3. Panchenko E., Eftifeeva A., Chumlyakov Y. et al. Two-way shape memory effect and thermal cycling stability in $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ single crystals by low-temperature martensite ageing // Scripta Mater. – 2018. – V. 150. – P. 18–21.
4. Hamilton R.F., Sehitoglu H., Efstathiou C. et al. Transformation of Co–Ni–Al single crystals in tension // Scripta Materialia. – 2005. – V. 53. – P. 131–136.
5. Otsuka K., Ren X. Mechanism of martensite aging effects and new aspects // Materials Science and Engineering. – 2001. – V. 312. – P. 207–218.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ЭВОЛЮЦИИ СТАЛИ 110Г13Л С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОЙ МИКРОДИФРАКТОМЕТРИИ В УСЛОВИЯХ ФРИКЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

К.И. ЭМУРЛАЕВ¹

¹ Новосибирский государственный технический университет

E-mail: emurlaev@corp.nstu.ru

На сегодняшний день известно множество различных марок сталей для фасонного литья. Особое место среди них занимают высокомарганцевые стали, тип которых является одним из наиболее распространённых среди легированных сталей [1]. Основой

распространения этих сталей, очевидно, стала разработка высокомарганцевой углеродистой стали Р. Гадфильдом свыше 100 лет назад. Известно, что сталь Гадфильда типа 110Г13Л характеризуется высоким сопротивлением к изнашиванию при высоких удельных нагрузках и ударном воздействии, а также высоким уровнем пластичности. В то же время область применения высокомарганцевого сплава ограничена из-за крайне плохой обрабатываемости и относительно низкой исходной твердости. Такой сплав используется в основном для литых деталей, которые не подвергаются дальнейшей механической обработке [2].

Несмотря на широкое распространение высокомарганцевых железоуглеродистых сплавов типа стали Гадфильда, механизмы, ответственные за их упрочнение все еще требуют детального рассмотрения. Особый интерес представляет структурная эволюция такого сплава в условиях трения скольжения. Как правило, для изучения особенностей изменения структурных преобразований и свойств применяются методы разрушающего контроля. Впрочем, такой подход является нерациональным, поскольку исследуемый образец не может быть подвержен дальнейшим испытаниям. Это, в свою очередь, приводит к расхождению в условиях испытаний. Кроме того, остановка трибологического процесса может приводить к удалению частиц износа, охлаждению изучаемого тела или же нагрева в результате его механической обработки, что приводит к изменению структуры приповерхностных слоев, которые зачастую имеют толщину всего в несколько микрометров.

На сегодняшний день особый интерес представляют методы исследования структуры с использованием синхротронного излучения. Высокий показатель яркости обеспечивает возможность получать сотни и даже тысячи дифракционных картин в секунду, т.е. отслеживать структурные изменения в режиме реального времени. В данной работе представлены данные полученные на специально разработанной фрикционной машине, позволяющей реализовать схему «штифт-диск» с одновременным использованием синхротронной микродифрактометрии как показано на рисунке 1 и подробно описано в работе [3].

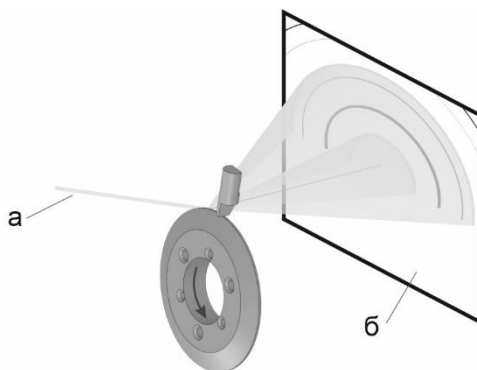


Рисунок 1 – Схема трения «штифт-диск» с использованием синхротронной микродифрактометрии: а) падающее излучение; б) двумерный детектор Eiger 4M

Исследования были проведены на станции ID13 Европейского центра синхротронных исследований. Энергия источника составляла 14 кэВ.

На рисунке 2 представлены дифракционные картины на различных этапах трения, полученные при испытании стали Гадфильда. Можно отметить, что интенсивность пиков мартенсита и сложного карбида со временем уменьшается, что, судя по всему, связано с адгезионными процессами в ходе приработки материалов и их удаления из области взаимодействия. Кроме того, указанные фазы имеют высокую твердость и хрупкость, что также повышает шанс разрушения областей с их высоким содержанием. Что касается пика аустенита, то его относительная интенсивность возрастает, что обусловлено

формированием двойников. Из этого можно предположить, что в данном случае преобладает дислокационный механизм упрочнения за счет возрастания общей плотности дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения, а не путем образования мартенсита или карбидов.

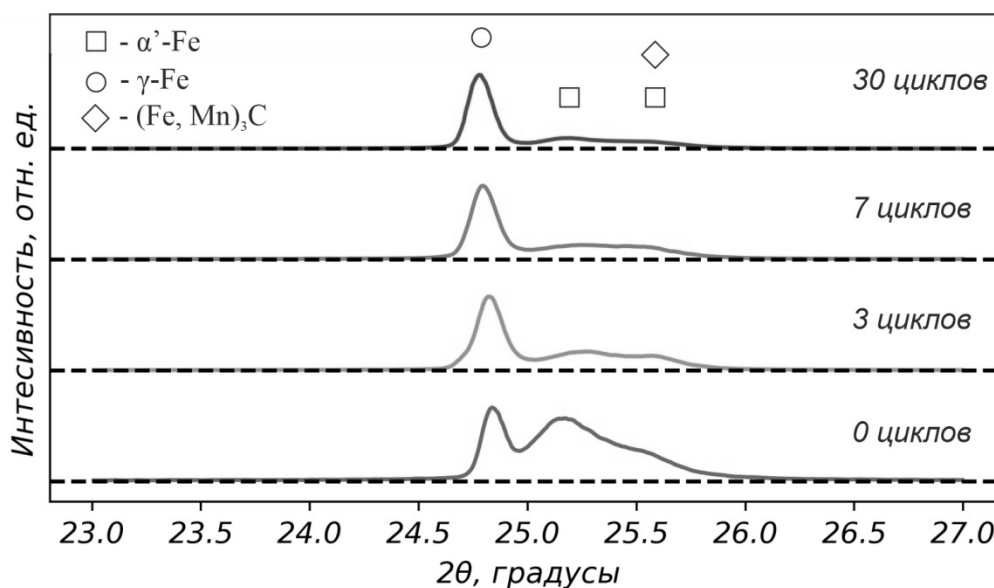


Рисунок 2 – Дифракционные картины стали 110Г13Л на различных этапах трения

Благодарность

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Новосибирской области в рамках научного проекта № 19-48-543022.

Список литературы

1. Bouaziz O. и др. High Manganese Austenitic Twinning Induced Plasticity Steels: A Review of the Microstructure Properties Relationships // *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 2011. Vol. 15. Pp. 141–168.
2. Burov V., Bataev I., Smirnov A. In-situ study of structural evolution of tribological materials using synchrotron radiation // *MATEC Web Conf.* 2017. Vol. 129. Pp. 2024.
3. Lychagin D. и др. Dry sliding of Hadfield steel single crystal oriented to deformation by slip and twinning: Deformation, wear, and acoustic emission characterization // *Tribol. Int.* 2018. Vol. 119. Pp. 1–18.

СОСТАВ И ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЕЧЕННОЙ КЕРАМИКИ, СОДЕРЖАЩЕЙ НИТРИДЫ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

А.О. ЧУДИНОВА, Т.В. КОНОВЧУК, Ю.А. МИРОВОЙ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: Chudinova.1509@mail.ru

При горении нанопорошка алюминия (НПА) в воздухе происходит химическое связывание азота воздуха с образованием нитрида алюминия AlN [1]. Путем сжигания НПА в постоянном магнитном поле (1500 Э) содержание AlN в конечных продуктах горения повышалось до 83 % [2]. При сгорании смесей НПА с диоксидами титана и циркония в

воздухе в конечных продуктах стабилизируются соответствующие нитриды TiN и ZrN [3, 4]. Из двух серий продуктов сгорания смесей НПА с диоксидами были выбраны составы с максимальным содержанием нитридов (TiN – 50 ± 3 %, ZrN – 70 ± 4 %). Путем сжигания нескольких навесок смесей по 4,8 г наработаны конечные продукты, которые были усреднены и дезагрегированы для использования в качестве шихты для получения спеченной керамики, таблица 1.

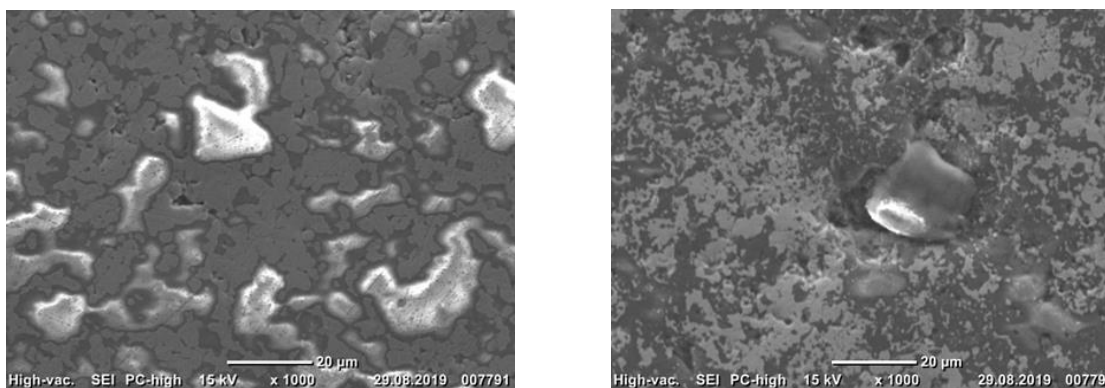
Таблица 1 – Фазовый состав шихты по данным рентгено-фазового анализа (РФА)

Образец	Содержание TiN/ZrN, %	Содержание Al ₂ O ₃ , %	Содержание TiO ₂ /ZrO ₂ , %
Ti – 3	50 ± 3	15 ± 2	27 ± 3
Zr – 3	70 ± 4	8 ± 2	14 ± 2

Спекание проводили в графитовой пресс-форме в аргоне при нагревании до 1600 °С и выдерживании образцов при этой температуре в течение 20 мин.

После горячего прессования и полирования с использованием алмазных паст образцы керамики имели желтую окраску, характерную для нитридов титана и циркония.

На рисунке 1 представлены микрофотографии шлифов образцов керамических материалов.



а

б

Рисунок 1 - Микрофотографии шлифов образцов спеченных керамических материалов, полученных из порошков: а) Ti – 3; б) Zr – 3

Согласно электронной микроскопии, в поверхности керамических образцов обнаруживаются открытые поры (темные области). Также на микрофотографиях присутствуют включения белого цвета с повышенной плотностью вещества, наиболее вероятным представляющие собой нитриды титана и циркония.

Спеченные образцы нитридосодержащей керамики также анализировали с помощью РФА. Фазовый состав керамических образцов представлен в таблице 2.

Таблица 2 - Фазовый состав керамических образцов по данным РФА

Образец	Содержание TiN/ZrN, %	Содержание Al ₂ O ₃ , %	Содержание TiO ₂ /ZrO ₂ , %
Ti – 3	62,5	37,5	-
Zr – 3	89,0	8,0	3,0

Измерение микротвердости проводили с использованием прибора Nano Indenter G200, который позволяет по диаграмме внедрения автоматически рассчитывать модуль упругости E и микротвердость H в соответствии со стандартом ISO 14577. Результаты измерений приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Характеристики полученных керамических образцов

Образец	Микротвердость Н, МПа	Модуль упругости Е, МПа
Ti – 3	37674	607306
Zr – 3	38254	663669

Согласно полученным результатам, таблица 3, величина модуля упругости и микротвердость обоих образцов позволяет их отнести к сверхтвердым материалам. Повышенная микротвердость в сравнении с микротвердостью исходных компонентов связана с формированием прочных ионно-ковалентных связей в полученных материалах.

Выводы

1. Продукты сгорания в воздухе смесей нанопорошка алюминия с диоксидами титана и циркония содержат компоненты, необходимые для синтеза нитридсодержащей керамики: нитрид, оксид алюминия и остаточный диоксид. При этом более 95 % частиц продуктов сгорания имеют характерный размер менее 1 мкм.
2. В условиях горячего прессования (1600 °С, 30 МПа) синтезированы сверхтвердые керамические материалы с микротвердостью 37674 МПа (TiN) и 38254 МПа (ZrN), что объясняется формированием прочных ионно-ковалентных связей в материалах.

Работа выполнена при поддержке Государственного задания «Наука», проект №11.1928.2017/4.6, грант РФФИ № 19-03-00160 а2019.

Список литературы

1. Ильин А.П., Проскуровская Л.Т. Двухстадийное горение ультрадисперсного порошка алюминия на воздухе // ФГВ – 1990. – Т.26, №2. С. 71-72.
2. Ильин А.П., Мостовщиков А.В. Кристаллические продукты сгорания в воздухе нанопорошка алюминия при действии магнитного поля // Известия ТПУ. Физика. – 3013. Т.323, №2. – С.101-104.
3. Роот Л.О., Ильин А.П., Коновчук Т.В. К вопросу о механизме синтеза TiN, ZrN и HfN при сжигании смесей нанопорошка алюминия с диоксидами TiO₂, ZrO₂ и HfO₂ // Новые огнеупоры. – 2019. №8. – С.44-48.
4. Амелькович, Ю. А. Синтез нитридов титана и циркония сжиганием в воздухе смесей их оксидов с нанопорошком алюминия / Ю. А. Амелькович, А. П. Астанкова, Л. О. Толбанова, А. П. Ильин // Новые огнеупоры. – 2007. – № 11. – С. 64–67.

СЕКЦИЯ 3

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПОКРЫТИЯ

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА МОРФОЛОГИЮ ПОВЕРХНОСТИ И ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЁРДОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Ф.А. ДЬЯЧЕНКО¹, А.А. АТОВУЛЛАЕВА², Е.В. ЯКОВЛЕВ³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет,

³Институт сильноточной электроники СО РАН

E-mail: sagittarius.a16@gmail.com

Введение. Благодаря эффектам памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ) сплавы на основе никелида титана (TiNi) нашли широкое применение в науке, технике и медицине [1]. В исследованиях [2, 3] сплава TiNi показало наличие на его поверхности частиц вторых и примесных фаз. Из анализа литературных данных установлено, что включения, находящиеся на поверхности, оказывают влияние на механические свойства материала [1]. Одним из возможных способов очищения поверхности является обработка импульсным низкоэнергетическим (10-30 кэВ) сильноточным (10-25 кА) электронным пучком (НСЭП) [4].

Цель данной работы: провести исследование влияния параметров низкоэнергетического сильноточного электронного пучка на морфологию поверхности и изменение микротвёрдости поверхностного слоя никелида титана.

Материалы и методы исследования. В данной работе использовались образцы размерами 10×10×1 мм, вырезанные методом лазерной резки из горячекатаного листового проката, изготовленного из промышленного сплава на основе TiNi марки ТН1 (ООО «Промышленный центр МАТЕК-СПФ», Россия). Сплав выплавлен методом вакуумной индукционной плавки в печи с графитовым тиглем. Химический состав сплава: Ti-55,08 Ni-0,051 C-0,03 O-0,002 N (вес. %).

Исходные поверхности всех образцов перед облучением подготовлены следующим образом:

- 1) снятие шлака после лазерной резки;
- 2) пошаговая механическая шлифовка/полировка до «зеркального блеска» на шлифовально-полировальном станке *Saphir 550 (ATM GMBH, Германия)*;
- 3) электролитическая полировка в растворе кислот (3 ч. CH₃COOH + 1 ч. HClO₄);
- 4) промывка в ультразвуковой ванне с дистиллированной водой ($t = 15$ мин).

Модификация поверхности образцов TiNi сплава проводилась на автоматизированной электронно-пучковой установке «РИТМ-СП» (ООО «Микросплав, Россия») [4]. Число импульсов воздействия $n = 5$; длительность импульса $\tau = 2-2,5$ мкс; величина плотности энергии электронного пучка E_s изменялась и составляла: 1,1 Дж/см², 1,7 Дж/см², 2,7 Дж/см², 3,7 Дж/см².

Исследование морфологии поверхности образцов до и после обработки пучком заряженных частиц проводилось на оптическом микроскопе *Axiocvert 200MAT (Zeiss, Германия)* (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, Томск) с использованием методов оптического светлого и оптического тёмного полей (ОСП, ОТП), а также с функцией дифференциального интерференционного контраста (ДИК).

Исследование топографии поверхности было проведено на оптическом интерференционном профилометре *New View 6200 (Zygo, Германия)* (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, Томск). С помощью программного комплекса управления и сбора данных профилометра «*MetroPro*» были получены цифровые 2D- и 3D-изображений поверхности, а также профили рельефа вдоль выбранного направления. В качестве основного измеряемого параметра, используемого для установления корреляционных зависимостей, был выбран параметр средней шероховатости поверхности R_a , рассчитанный в соответствии нормам и рекомендациям ГОСТа 2789-73 [5].

Для измерения динамической микротвёрдости H_{OR} использовали нанотвердомер *Nano Hardness Tester (CSM NHT, Швейцария)*. Расчет параметра твёрдости проводился по методике Оливера-Фарра [6].

Результаты. Анализ морфологии поверхности образцов TiNi сплава показал, что в результате НСЭП-обработок на поверхностях образуется кратерообразный рельеф.

Методом оптической профилометрии были получены значения параметра средней шероховатости R_a . Минимальное значение $R_a = 0,02 \pm 0,01$ мкм достигается при $E_s = 1,1$ Дж/см². При значениях плотности энергии: 1,7 Дж/см², 2,7 Дж/см², 3,7 Дж/см² коэффициент шероховатости R_a соответствует значениям: $0,06 \pm 0,01$ мкм, $0,05 \pm 0,01$ мкм и $0,06 \pm 0,01$ мкм и близок к величине параметра для исходного образца $R_a = 0,06 \pm 0,01$ мкм.

Методом наноиндентирования установлено, что в образцах после НСЭП – обработки величина твердости поверхностных слоев (до ~ 500 нм) значительно возрастает в зависимости от режима обработки: Так, при плотности энергии электронного пучка $E_s = 1,1$ Дж/см² величина параметра возросла до ~ 7000 МПа, при $E_s = 1,7$ Дж/см² до ~ 5500 МПа, при $E_s = 2,7$ Дж/см² до ~ 4000 МПа, при $E_s = 3,7$ Дж/см² до ~ 6000 МПа. Однако, на глубине от ~ 1,5 мкм, параметры твердости принимают значения, соответствующие исходным значениям параметра материала TiNi-подложки.

Заключение. В результате исследования установлено, что закономерности образования кратерообразного рельефа на поверхности в результате НСЭП-обработки определяются особенностями прокатанных образцов TiNi – текстурой прокатки и характером распределения частиц вторых и примесных фаз. Можно предположить, что наличие электронно-модифицированных слоев на поверхности образцов из никелида титана, не приведет к подавлению в них эффектов памяти формы и сверхэластичности, в силу того, что существенное изменение физико-механических свойств TiNi сплава после электронно-пучковой модификации наблюдается лишь в поверхностном слое образца субмикронной толщины.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект №18-19-00198 (от 26.04.2018г.).

Список литературы

1. Хачин В.Н. Никелид титана: Структура и свойства / В.Н. Хачин, В.Г. Пушкин, В.В. Кондратьев. – М.: Наука, 1992. – 160 с.
2. Мейснер С. Н. Влияние числа импульсов воздействий электронным пучком на изменение физико-механических свойств поверхностного слоя никелида титана / С.Н. Мейснер, Ф.А. Дьяченко, Е.В. Яковлев, Л.Л. Мейснер // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2016. – Т. 59, №7/2. – С. 159-163.
3. Characterization of Inclusions in VIM/VAR NiTi Alloys / A. Coda [and etc.] // Journal of Materials Engineering and Performance – 2012. – Vol.21, is. 12. – P. 2572–2577.
4. Марков А.Б., Миков А.В., Озур Г.Е., Падей А.Г. Установка РИТМ-СП для формирования поверхностных сплавов // ПТЭ. – 2011. – №6. – С. 122–126.
5. ГОСТ 2789–73, Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики. – М. : Стандартиформ, 2005. – 7 с.
6. Pharr G.M., Oliver W.C. Measurement of thin film mechanical properties using nanoindentation // MRS Bulletin. – 1992. – Vol. 17. – P. 28–33.

СВОЙСТВА КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ ПЛЁНОК И ИХ ВОЗМОЖНОЕ ПРАКТИЧЕСКОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

А.С. ГРЕНАДЁРОВ¹, К.В. ОСКОМОВ¹, А.А. СОЛОВЬЁВ¹

¹Институт сильноточной электроники СО РАН

E-mail: 1711Sasha@mail.ru

Кремний-углеродные плёнки это новый класс алмазоподобных материалов, состоящих из углеродной a-C:H матрицы и SiO_x фазы. Для получения используют как метод физического газофазного осаждения (магнетронное распыление графитовой и кремнийсодержащей мишени), так и плазмохимические методы (плазмохимические реакции углеродсодержащих жидкостей, типа силосанов и силазанов) [1-3]. Включение SiO_x фазы в структуру углеродных плёнок приводит к снижению внутренних напряжений, способствуя улучшению адгезии и формированию толстых плёнок (толщиной десятки микрометров), а также повышает биосовместимость плёнки с биологической средой человека [1, 4]. Кроме этого, для кремний-углеродных плёнок характерна высокая твердость, низкий коэффициент трения, низкая скорость износа, химическая стойкость и др. Таким образом, кремний-углеродные плёнки находят применение в медицине, промышленности, электронике и т.д.

Ранее нами было показано, что условия осаждения, в частности давление аргона, амплитуда отрицательного импульса, индукция магнитного поля в области подложки оказывают непосредственное влияние на структуру и свойства кремний-углеродных плёнок [5-7]. Оптимизирование технологических режимов процесса осаждения кремний-углеродных плёнок позволило получить режим, при котором формируется твердая плёнка с низкой шероховатостью поверхности. На рисунке 1 представлено изображение морфологии поверхности кремний-углеродной пленки на подложке монокристаллического кремния, полученное с использованием атомно-силовой микроскопии. Среднеквадратичная шероховатость поверхности R_q на участке 5x5 мкм² составляет 0,5 нм.

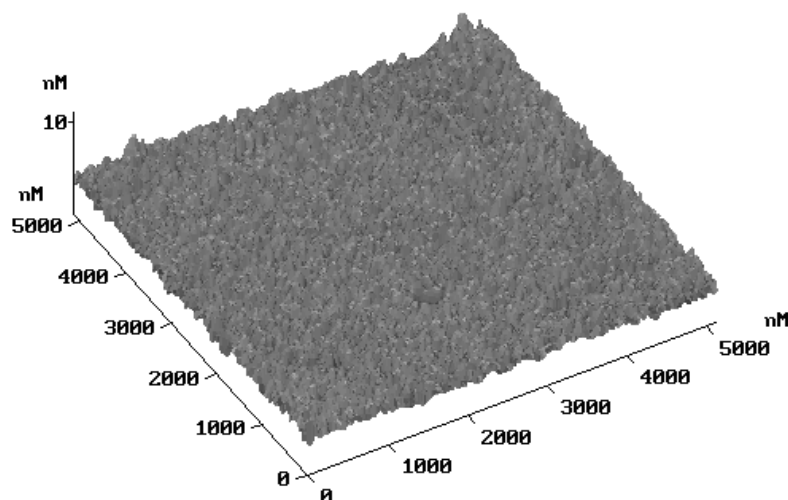


Рисунок 1 – Изображение морфологии поверхности кремний-углеродной пленки, полученное с помощью АСМ

Механические свойства нескольких образцов кремний-углеродных плёнок, полученных при одних и тех же условиях осаждения на подложке монокристаллического кремния представлены в таблице 1. Из табл. 1 можно заметить, что разброс по твердости составляет ±3 ГПа.

Таблица 1 – Механические свойства кремний-углеродной пленки

№ образца	H, ГПа	E, ГПа	H/E	H ³ /E ² , МПа
1	15,1	127,6	0,118	211,4
2	20,3	156,6	0,129	341,1
3	15,6	139,4	0,112	195,3
Ср. знач.	<i>17,0</i>	<i>141,2</i>	<i>0,120</i>	<i>249,3</i>

Результаты скретч-теста показали, что кремний-углеродные пленки обладают высокой адгезионной прочностью на подложках монокристаллического кремния. Критическая сила нагрузка, при которой начинают появляться микротрещины и покрытие разрушается составляет 20-22 Н.

Результаты трибологических испытаний на титане и стали показали, что скорость износа составляет менее 10^{-6} мм³/Н·м, а коэффициент трения – 0,1.

В зависимости от условий осаждения можно варьировать краевой угол смачивания с водой и глицерином в диапазоне 70-93 °, что соответствует свободной поверхностной энергии 17-40 мН/м.

Термический отжиг до 700 °С в воздушной и водородной среде показал, что снижение механических свойств, а также морфологии поверхности не происходит до температуры отжига 500 °С. Дальнейшее повышение температуры отжига более 600 °С приводит к графитизации пленки и кардинальному снижению твердости, индекса пластичности и сопротивления пластической деформации.

Таким образом, можно сделать вывод об использовании кремний-углеродных плёнок в качестве защитных, износостойких, антифрикционных покрытий.

Список литературы

1. Meskinis S. and Tamuleviciene A. Structure, Properties and Applications of Diamond Like Nanocomposite (SiO_x Containing DLC) Films: A Review // Materials science. – 2011. – V. 17. – №4. – P. 358-370.
2. Batory D., Jedrzejczak A., Kaczorowski W. et al The effect of Si incorporation on the corrosion resistance of a-C:H:SiO_x coatings // Diamond and Related Materials. – 2016. – V. 67. – P. 1-7.
3. Santra T.S., Bhattacharyya T.K., Patel P., Tseng F.G., Barik T.K. Structural and Tribological Properties of Diamond-like Nanocomposite Thin Films // Surface & Coatings Technology. – 2011. – V. 206. – P. 228 – 233.
4. Koshigan K., Mangolini F., McClimon J.B. et al Understanding the Hydrogen and Oxygen Gas Pressure Dependence of the Tribological Properties of Silicon Oxide-Doped Hydrogenated Amorphous Carbon Coatings // Carbon. – 2015. – V. 93. – P. 851-860.
5. Grenadyorov, A.S. Solovyev A.A., Oskomov K.V., Sypchenko V.S. Influence of deposition conditions on mechanical properties of a-C:H:SiO_x films prepared by plasma-assisted chemical vapor deposition method // Surface and Coatings Technology. – 2018. – V. 349. – P. 547-555.
6. Grenadyorov A.S., Oskomov K.V., Solovyev A.A. Effect of deposition conditions on optical properties of a-C:H:SiO_x films prepared by plasma-assisted chemical vapor deposition method // Optik – 2018. – V. 172. – P. 107-116.
7. Grenadyorov A.S., Solovyev A.A., Oskomov K.V., Rabotkin S.V., Elgin Yu.I., Sypchenko V.S., Ivanova N.M. Effect of substrate bias and substrate/plasma generator distance on properties of a-C:H:SiO_x films synthesized by plasma-assisted chemical vapor deposition // Thin solid films. – 2019. – V. 669. – P. 253-261.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Hf-Al-C, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РЕАКТИВНОГО МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Д. ЗЕЛЕЦОВ, С.П. ЗЕНКИН, С.Г. ДЕМЧЕНКО

Гомский политехнический университет

E-mail: z-denis07@mail.ru

Тонкопленочные покрытия имеют широкий диапазон применений в различных областях промышленности, в том числе в качестве термозащитных. Применение термозащитных покрытий позволяет защитить от высокотемпературной коррозии, а также продлить срок службы компонентов, работающих при высоких температурах. В частности, особый интерес вызывают покрытия, имеющие устойчивость к окислению.

Одним из кандидатов для применения в качестве термостойких покрытий являются карбиды переходных металлов, среди которых HfC. Данный материал характеризуется высокой температурой плавления (3928 °C) [1], высокой твердостью (20,2 ГПа), устойчивостью к термоудару, а также химической инертностью. Однако, его использование сильно ограничено из-за присущей ему хрупкости и низкой стойкости к окислению, проявляющейся при температуре выше 430 °C [2]. Значительно повысить термостойкость данного материала в условиях окружающей среды, а также снизить хрупкость, возможно путем создания системы материалов Hf-Al-C. Согласно работе [3], формирование тройных карбидов в данной системе существенно снижало окисляемость данного материала за счет формирования тонкого оксидного слоя на поверхности и препятствовало проникновению кислорода в толщу образца. Однако, использование системы Hf-Al-C в качестве покрытий, на данный момент не описано в литературе, и данных синтезу данного материала крайне мало.

Поэтому целью данной работы являлось синтез тонкопленочных покрытий системы Hf-Al-C методом магнетронного распыления, изучение структуры и свойств.

Тонкопленочные покрытия Hf-Al-C были осаждены методом реактивного магнетронного распыления на подложки монокристалла кремния с ориентацией (100), и на подложки Al₂O₃. Предварительно, подложки очищались в ультразвуковой ванне в ацетоне в течение 10 минут. Осаждение проводилось с использованием двух несбалансированных магнетронов (Ø = 100 мм), сконструированных над держателем подложки под углом ≈ 20°, Магнетроны были оснащены мишенями Hf и Al. Питание магнетронов было осуществлено импульсными источниками тока с частотой 40 КГц. Концентрация элементов контролировалась силой тока на магнетронах. Источником углерода являлся метан (CH₄). В качестве рабочего газа использовался аргон (Ar), при этом общее давление газов в камере $p_T = p_{Ar} + p_{CH_4} = 1$ Па, при предварительной откачке камеры до 3.3×10^{-3} Па. При осаждении покрытий применялись различные температуры подложек ($T_s = 27-1100$ °C). Нагрев производился путем пропускания тока через графитовый держатель.

Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре «PANalytical XPert PRO» с фильтрованным Cu-K α излучением. Элементный состав и изображения поперечного сечения были получены с помощью сканирующего электронного микроскопа (SEM) «Hitachi SU-70» с энергодисперсионным рентгеновским (EDX) детектором. Механические свойства (твердость H , модуль упругости E) с помощью микротвердомера «Fisherscope H100VP» с алмазным индентором при нагрузке $L = 25$ мН. Отжиг пленок производили в муфельной печи. Изменение массы фиксировали на лабораторных весах «Radwag MYA 21.4Y».

В первом этапе экспериментов осаждение производилось на подложки без дополнительного нагрева с различными вариациями сил тока на магнетроны. После непродолжительного времени при извлечении образцов из камеры произошло отслоение покрытий от подложек и последующее полное разрушение покрытий. Вероятно, данный эффект обусловлен формированием Al₃C₄ и его реакцией с водяным паром.

При осаждении с нагревом подложек до 350 °С, после извлечения образцов, покрытия были стабильны в условиях окружающей среды. При этом, рентгеноструктурный анализ выявил аморфную структуру покрытий. При увеличении температуры подложек до 1000 и 1100 °С наблюдалось формирование различных по цвету и толщине областей покрытий. Такое проявление было вызвано локальной неравномерностью нагрева подложек, и испарением алюминия в более нагретых областях, что также описано в работе [4]. В результате рентгенофазового анализа было выявлено формирование доминантной фазы HfC в данных областях.

Стойкость к окислению значительно улучшилась для синтезированных покрытий Hf-Al-C относительно HfC при температуре 600 и 800 °С. На рисунке 1а приведены зависимости изменения массы образцов от времени в печи. После 20 минут отжига на образцах Hf-Al-C формируется оксидный слой, защищающий покрытия от проникновения кислорода и дальнейшего окисления без изменения микроструктуры и массы, рисунок 1б. В то время как для HfC при 600 °С наблюдается значительное увеличение массы, свидетельствующее о формировании оксидного слоя, и ее снижение, обусловленное замещением HfC на менее плотный HfO₂. При 800 °С увеличение массы не так значительно, однако это также результат полного окисления пленки, о чем также свидетельствовал цвет и изменившаяся микроструктура покрытия.

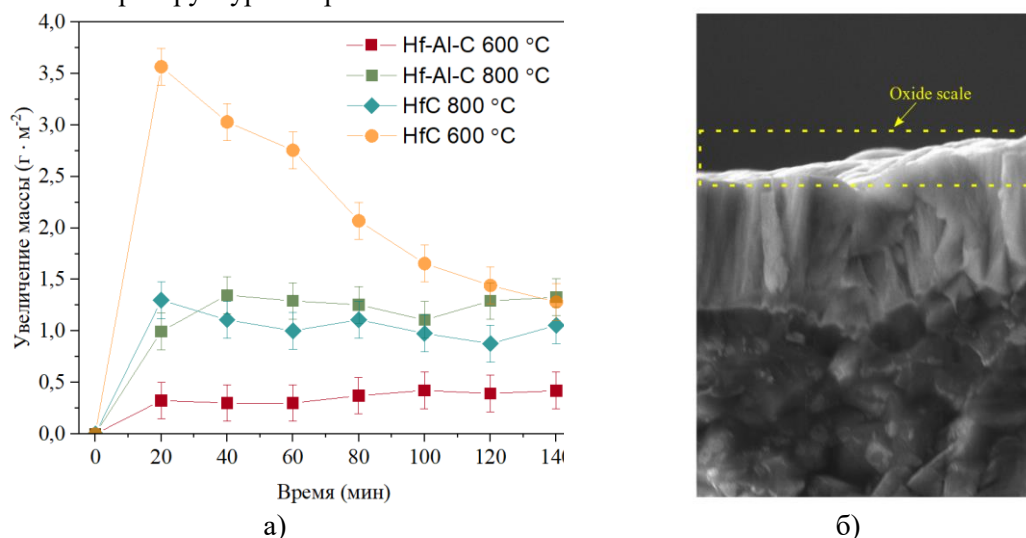


Рисунок 1 – а) зависимости увеличения массы от времени отжига покрытий Hf-Al-C и HfC; б) СЭМ изображение покрытия Hf-Al-C после 140 минут отжига при 800 °С

Исследования количественного содержания элементов в синтезированных пленках Hf-Al-C показали отсутствие кислорода в осажденных пленках и его незначительное присутствие, увеличивающееся ближе к границе пленки в пленках после отжига.

Максимальное среднее значение твердости достигалось при равном соотношении токов на магнетроны. Среднее значение твердости при соотношении $I_{\text{Hf}} / I_{\text{Al}} = 1 \approx 13,5$ ГПа при модуле упругости $E \approx 163$ ГПа.

Список литературы

1. He L.F. et al. Microstructure and mechanical and thermal properties of ternary carbides in Hf-Al-C system // Acta Mater. Acta Materialia Inc., 2009. Vol. 57, № 9. P. 2765–2774.
2. Shimada S., Inagaki M., Matsui K. Oxidation Kinetics of Hafnium Carbide in the Temperature Range of 480° to 600°C // J. Am. Ceram. Soc. 1992.
3. He L.F. et al. Oxidation behavior of ternary carbide ceramics in Hf-Al-C system in air // J. Am. Ceram. Soc. 2010. Vol. 93, № 10. P. 3427–3431.
4. Frodelius J. et al. Sputter deposition from a Ti₂AlC target: Process characterization and conditions for growth of Ti₂AlC // Thin Solid Films. 2010.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ НАПРЯЖЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В МИКРОДУГОВЫХ SR-SI-СОДЕРЖАЩИХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЯХ

Я.О. ИВАЩЕНКО¹, Е.Г. КОМАРОВА², Е.А. КАЗАНЦЕВА¹

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет,

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: yanaivashchenko16@gmail.com

В современном медицинском материаловедении для формирования покрытий на основе фосфатов кальция перспективным методом является микродуговое оксидирование (МДО), преимуществом которого является возможность осаждения кальций-фосфатных (КФ) соединений на поверхности подложки и изменения фазового состава покрытия и его структуры при изменении состава и концентрации электролита. Использование в составе электролита порошка биоактивного гидроксиапатита (ГА), замещенного ионами стронция (Sr^{2+}) и силикат ионами (SiO_4^{4-}), обеспечивает уникальные биологические свойства покрытиям: ионы Sr и Si способствуют остеогенезу и ускоряют процессы биоминерализации; Sr и Si подавляют активность остеокластов, не оказывая на них токсического эффекта, и одновременно с этим стимулируют созревание и активность остеобластов [1, 2].

Целью исследования было получение Sr-Si-КФ покрытий методом МДО и изучение влияния величины напряжения на структурно-фазовые состояния в Sr-Si-КФ покрытиях.

Синтез Sr-Si-КФ покрытий проводили методом МДО на образцы из чистого титана марки ВТ1-0 по схеме, описанной в работе [3] при варьировании величины импульсного напряжения от 200 до 350 В. Состав электролита был следующий: H_3PO_4 (30%-ный раствор), CaCO_3 (100 г/л) и Sr-Si-замещенный ГА ($\text{Ca}_{9,5}\text{Sr}_{0,5}(\text{PO}_4)_{5,5}(\text{SiO}_4)_{0,5}(\text{OH})_2$, 60 г/л) [3]. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 в геометрии Брэгга-Брентано в излучении $\text{Cu-K}\alpha$ в диапазоне углов $2\theta = 10-80^\circ$, с шагом сканирования $0,02^\circ$, временем экспозиции 3 с.

Установлено, что Sr-Si-КФ покрытия, нанесенные при напряжениях процесса 200 В, находятся в рентгеноаморфном состоянии, о чем свидетельствует диффузное гало на малых углах $2\theta = 10-35^\circ$ на рентгенограммах (рис. 1а). При этом на дифрактограммах наблюдаются рефлексы фазы Ti, соответствующие материалу подложки. Следует отметить, что диффузное гало на данных углах 2θ может соответствовать аморфным КФ соединениям покрытия, которые имеют более высокую скорость биорезорбции, по сравнению с кристаллическими КФ [3].

Повышение напряжения МДО от 250 до 350 В приводит к формированию в покрытиях наряду с аморфной фазой кристаллической фазы монетита CaHPO_4 . На рентгенограммах покрытий видно, что количество рефлексов фазы CaHPO_4 увеличивается и растет их интенсивность. Возможно, подобная трансформация в структуре покрытий из рентгеноаморфного до аморфно-кристаллического состояния связана с интенсивным повышением температур в области микродуговых разрядов под действием высоких напряжений, что приводит к рекристаллизации аморфного КФ вещества.

Результаты расчетов объема кристаллической фазы в аморфно-кристаллическом покрытии показали, что при повышении импульсного напряжения до 350 В доля фазы CaHPO_4 в Sr-Si-КФ покрытиях увеличивается до 40 об.%.

На рис. 1б видно, что с повышением приложенного напряжения происходит сдвиг дифракционных максимумов и уширение рефлексов фазы CaHPO_4 относительно рефлексов эталонной фазы. Сдвиг дифракционных максимумов может быть связан с изменением параметров элементарной ячейки. РСА показал, что в покрытиях кристаллическая фаза CaHPO_4 имеет триклинную кристаллическую решетку с параметрами элементарной ячейки: $a = 6,889 \text{ \AA}$, $b = 8,554 \text{ \AA}$, $c = 6,619 \text{ \AA}$, $V = 308,1 \text{ \AA}^3$, $\alpha = 94,125^\circ$, $\beta = 91,414^\circ$, $\gamma = 127,530$. В то время как, параметры элементарной ячейки эталонной фазы CaHPO_4 (JCPDS №00-09-0080)

составляют: $a = 6,906 \text{ \AA}$, $b = 8,577 \text{ \AA}$, $c = 6,634 \text{ \AA}$, $V = 309,4 \text{ \AA}^3$, $\alpha = 93,99^\circ$, $\beta = 91,50^\circ$, $\gamma = 127,60^\circ$.

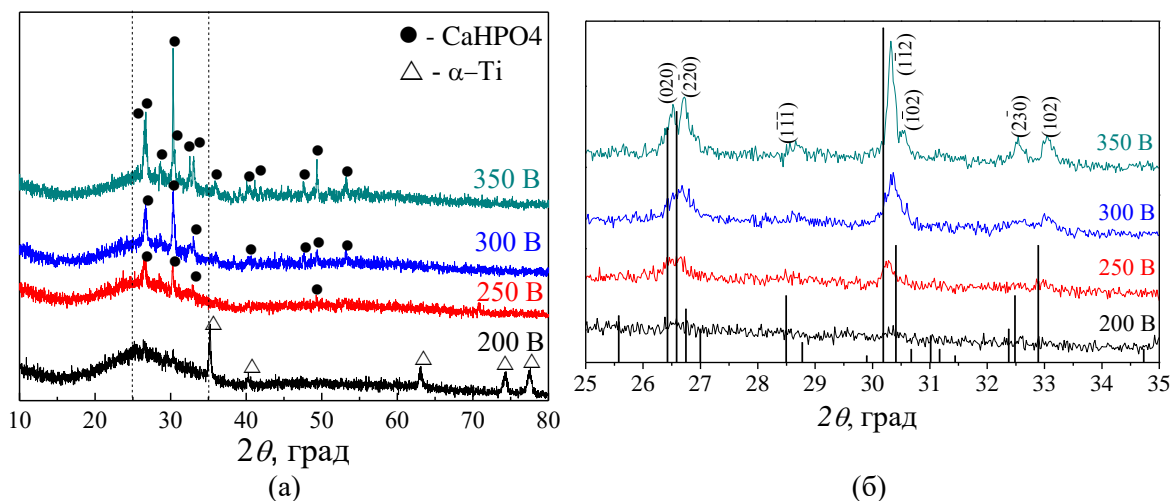


Рисунок 1 – Рентгенограммы Sr-Si-КФ, нанесенных при различных приложенных напряжениях, в диапазоне углов: (а) $2\theta = 10-80^\circ$; (б) $2\theta = 25-35^\circ$.

Уширение линий рентгеновской дифракции, как правило, связано с малым размером кристаллитов (менее 100 нм), либо с микронапряжениями второго рода (микроискажения). Расчет размеров области когерентного рассеяния (ОКР) фазы CaHPO_4 показал, что размер ОКР варьируется в диапазоне 47-69 нм, а средний размер составляет 57,1 нм. В то же время расчеты показали, что микроискажения кристаллической решетки фазы CaHPO_4 в покрытиях имеют очень низкие значения 0,3 %. Это свидетельствует о том, что основное влияние на уширение дифракционных максимумов оказывает малый размер ОКР.

Таким образом, в работе показано, что Sr-Si-КФ покрытия, сформированные при импульсном напряжении МДО 200 В, находятся в аморфном состоянии. Установлено, что повышение напряжения процесса МДО до 350 В способствует формированию в покрытиях аморфно-нанокристаллической структуры, с долей кристаллической фазы CaHPO_4 до 40 об.%. Выявлено, что среднее значение размера ОКР фазы CaHPO_4 для Sr-Si-КФ покрытий, синтезированных при импульсном напряжении 350 В, составило 57,1 нм. В то время как, микроискажения кристаллической решетки фазы CaHPO_4 имели низкие значения 0,3 %.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 гг., направление III.23.2.

Список литературы

1. Комарова Е.Г., Чайкина М.В., Седельникова М.Б. и др. Изучение физико-химических свойств лантан- и кремний-содержащих кальцийфосфатных покрытий // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2016. – Т. 59. – № 7/2. – С. 113-117.
2. Медков М.А., Грищенко Д.Н., Руднев В.С. и др. Особенность остеорепарации при использовании биоматериалов на основе гидроксиапатита и стронций-замещенного гидроксиапатита // Тихоокеанский медицинский журнал. – 2015. – № 4. – С. 48-52.
3. Комарова Е.Г. Закономерности формирования структуры и свойств микродуговых покрытий на основе замещенных гидроксиапатитов на сплавах титана и ниобия: дис. ... канд. тех. наук / Е.Г. Комарова. – Томск, 2017. – 190 с.

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ МИКРОДУГОВОМ ОКСИДИРОВАНИИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Е.А. КАЗАНЦЕВА^{1,2}, Е.Г. КОМАРОВА²

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: kati10_95@mail.ru

В настоящее время перспективным направлением в биомедицинском материаловедении является модификация и функционализация поверхности металлических имплантатов с целью придания им комплекса свойств близких к костной ткани. Нанесение на поверхность металла кальцийфосфатных (КФ) покрытий, имеющих химический состав близкий с неорганической частью костной ткани, позволяет ускорить сращивание имплантата с костью и улучшает остеоинтеграцию [1]. Метод микродугового оксидирования (МДО) является перспективным методом синтеза пористых КФ покрытий с развитым рельефом на поверхности металлов вентильной группы, подходящих для биомедицинских применений. Изменение параметров МДО позволяет управлять структурно-фазовым и элементным составом, изменять пористость и шероховатость КФ покрытий для достижения требуемых свойств. Также свойства и характеристики МДО покрытий можно изменять, варьируя параметры процесса и прикладывая внешнее физическое воздействие (например, ультразвуковое (УЗ), электромагнитное). Целью работы было исследование формирования микроструктуры КФ покрытий при МДО в условиях внешнего УЗ.

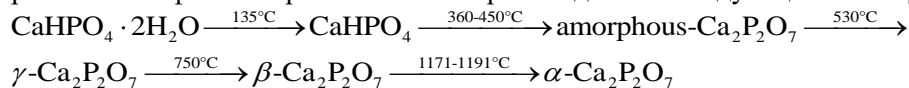
Нанесение КФ покрытий на образцы из титана марки ВТ1-0 проводили методом МДО на установке MicroArc-3.0 в электролите и при параметрах процесса, описанных ранее в работе [2]. В работе были выбраны три основных режима нанесения покрытий: режим 1 (контрольный, МДО без внешнего УЗ); режим 2 (МДО с внешним импульсным УЗ, мощность УЗ – 35 Вт, частота УЗ – 35 кГц); режим 3 (МДО с внешним непрерывным УЗ, мощностью 100 Вт и частотой 35 кГц). Рентгенофазовый анализ (РФА) был выполнен на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 в Cu-K α излучении. Микроструктуру покрытий исследовали на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM-2100 JEOL.

РФА показал, что УЗ активация процесса МДО влияет на формирование структурно-фазовых состояний в КФ покрытиях. Так, покрытие, сформированное в контрольном режиме без УЗ воздействия, находится в рентгеноаморфном состоянии, о чем свидетельствовало диффузное гало на соответствующей рентгенограмме. Также на рентгенограмме наблюдались рефлексы фазы α -Ti, соответствующие материалу подложки, поскольку покрытия имеют небольшую толщину 50 ± 2 мкм. Покрытия, полученные в режимах 2 и 3 с внешним УЗ, характеризовались аморфно-кристаллической структурой. Толщина покрытий сформированных в условиях внешнего УЗ поля составила 60 ± 2 мкм. На рентгенограммах данных покрытий наряду с рефлексами от подложки наблюдались слабоинтенсивные рефлексы кристаллических фаз: β -пирофосфат кальция (β -Ca₂P₂O₇) и дикальцийфосфат безводный (CaHPO₄). Формирование данных фаз в покрытиях может быть связано с рекристаллизацией аморфного КФ вещества в результате повышения температуры электролита при УЗ активации процесса МДО.

Исследования методом ПЭМ показали, что в процессе МДО как в условиях приложенного УЗ поля, так и в его отсутствии, в покрытиях формируется аморфно-нанокристаллическая микроструктура. На светлопольных и темнопольных ПЭМ-изображениях покрытий наблюдаются отдельные кристаллиты (рис. 1 а, в, г, е). На микродифракционных (МД) картинах покрытий наблюдались как точечные рефлексы, соответствующие различным кристаллическим фазам, так и размытые диффузные гало, соответствующие аморфной фазе. (рис. 1 б, д). Индексирование МД-картин показало наличие в покрытиях следующих фаз: CaHPO₄ с триклинной решеткой, β -Ca₂P₂O₇ с

тетрагональной решеткой, α - $\text{Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ с орторомбической решеткой, TiO_2 в модификации анатаз с тетрагональной решеткой (рис. 1 б, в). На темнопольных ПЭМ-изображениях в рефлексах обнаруженных фаз, наблюдаются кристаллиты размером до 100 нм (рис. 1 в, е). Форма кристаллитов близка к равноосной.

Формирование КФ фаз в покрытиях может происходить по следующей схеме [3]:



Обнаруженная в покрытиях фаза TiO_2 , как правило, локализуется в граничном с подложкой слое. Из-за специфики пробоподготовки для ПЭМ на репликах могли оказаться как частицы из верхних слоев покрытия, так и из слоев близких к металлической подложке.

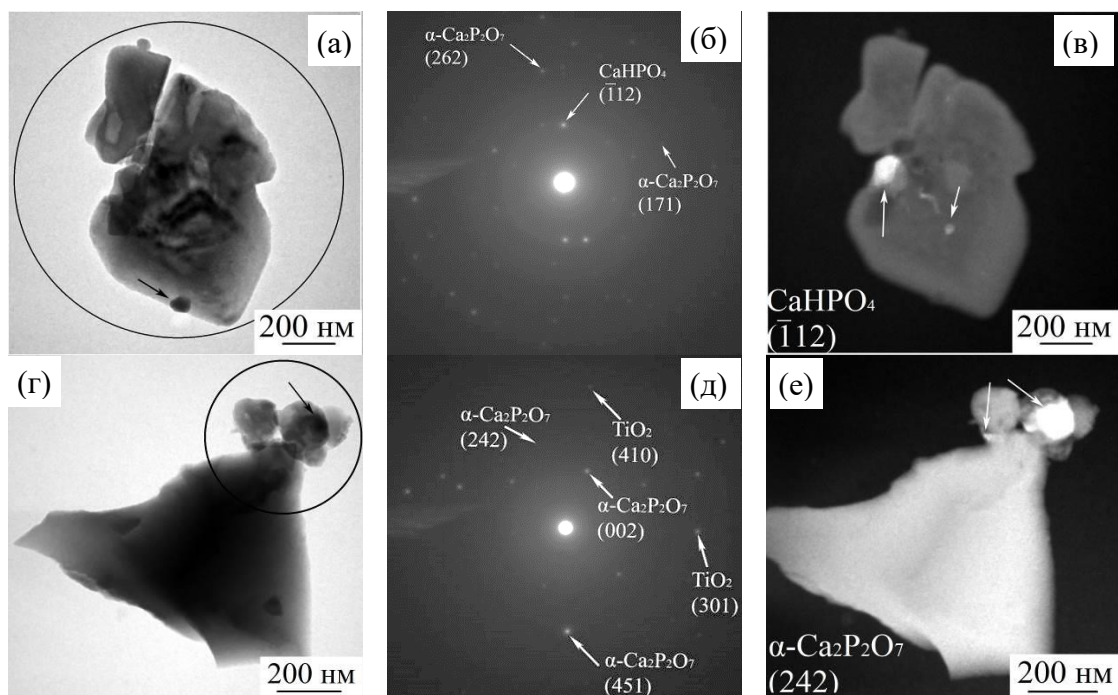


Рисунок 1 – Светлопольные (а, г), темнопольные (в, е) ПЭМ-изображения и МД-картины (б, д) частиц КФ покрытий, нанесенных в режимах 2 (а-в) и 3 (г-е)

Таким образом, установлено, что при осаждении методом МДО в условиях внешнего УЗ воздействия, так и в его отсутствии, формируются покрытия с аморфно-нанокристаллической структурой, содержащие нанокристаллические фазы CaHPO_4 , β - $\text{Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$, α - $\text{Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ и TiO_2 (анатаз).

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 гг., направление III.23.2.

Список литературы

1. Dehghanghadikolaie A., Fotovvati B. Coating Techniques for Functional Enhancement of Metal Implants for Bone Replacement: A Review // *Materials*. – 2019. – 12(11). – 1795(23).
2. Казанцева Е.А., Комарова Е.Г. Влияние ультразвука при микродуговом оксидировании на формирование структуры кальцийфосфатных покрытий // Сборник трудов Междунар. НТМ конференции «Перспективные материалы конструкционного и медицинского назначения», 26-30 ноября 2018 г., Томск, Россия. – Томск: Изд-во Томского политехн. ун-та, 2018. – С. 345-346.
3. Vasant S.R., Joshi M.J. Synthesis and characterization of nanoparticles of calcium pyrophosphate // *Modern Physics Letters B*. – 2011. - V. 25. - N. 01. - P. 53-62.

УДАРНАЯ СТОЙКОСТЬ СТЕКОЛ С ЗАЩИТНЫМИ МНОГОСЛОЙНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ In-Sn-O/Al-Si-N

Р.А. КАЛИЕВА¹, И.А. БОЖКО^{1,2}

¹ Томский политехнический университет

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: keshrim95@gmail.com

В экстремальных условиях космического пространства техника подвергается разрушающему воздействию различных факторов, в том числе столкновениям с микрометеороидами. В большей степени ударному воздействию микрометеороидов подвержены оптические элементы космических аппаратов (КА) [1]. Учитывая, что защитные конструкции космических аппаратов не должны их утяжелять, эффективным путем продления долговечности оптических элементов является нанесение защитных оптически прозрачных покрытий. В качестве таких покрытий наибольший интерес представляют оптически прозрачные покрытия на основе систем Al-Si-N и In-Sn-O. При этом известно, что многослойные композиционные наноструктурированные покрытия с чередующимися слоями характеризуются более высокой адгезионной прочностью и, следовательно, лучшими защитными функциями по сравнению с однослойными покрытиями. Однако, для прогнозирования ресурса работы указанных защитных покрытий при воздействии микрометеороидных частиц, требуется проведение ударных испытаний в лабораторных условиях, что по своей сути является новым и актуальным. Целью данной работы являлось исследование структурно-фазового состояния, механических и оптических свойств композиционных однослойных и многослойных покрытий на основе систем Al-Si-N и In-Sn-O, а также оценка их стойкости к ударному воздействию высокоскоростных твердых микрочастиц железа.

Объектами исследований являлись образцы стекла К-208, с нанесенными покрытиями на основе систем Al-Si-N и In-Sn-O двух типов: однослойные покрытия (на основе системы Al-Si-N (образец AlSiN) и на основе системы In-Sn-O (образец InSnO)) и многослойные покрытия (шестислойное (образец InSnO-AlSiN-6) и двенадцатислойное (образец InSnO-AlSiN-12)). Многослойные покрытия представляли собой чередующиеся слои, полученные на основе систем In-Sn-O и Al-Si-N. Для всех многослойных покрытий у подложки формировали слой системы In-Sn-O, у поверхности – Al-Si-N. Магнетронное нанесение покрытий осуществлялось на установке УВН-05МД «КВАНТ». Питание магнетрона осуществлялось от импульсного биполярного источника питания частотой 50 кГц. При осаждении слоев системы Al-Si-N мощность магнетрона составляла 1,2 кВт, в случае осаждения слоев системы In-Sn-O – 0,4 кВт. В качестве материала подложки выбрано стекло марки К-208.

Результаты исследования фазового состава полученных однослойных покрытий методами РСА и ПЭМ показали, что в покрытии AlSiN наблюдается формирование фаз AlN и α -Si₃N₄, имеющих гексагональную плотноупакованную структуру, а в покрытии InSnO обнаружено формирование фазы In₂O₃ кубической сингонии. По данным ПЭМ также было установлено, что сформированные покрытия имеют высокодисперсную структуру: средний размер кристаллитов фаз, формируемых в покрытии AlSiN, составляет порядка 10 нм, поперечный размер кристаллитов In₂O₃, формируемого в покрытии InSnO, по направлению роста покрытия увеличивается от 30 до 300 нм. Анализ ПЭМ изображений поперечного сечения многослойных покрытий InSnO-AlSiN-6 и InSnO-AlSiN-12 показал, что структура отдельных слоев многослойных покрытий подобна той, что формируется в соответствующих однослойных покрытиях. Фазовый состав отдельных слоев также соответствует фазовому составу соответствующих однослойных покрытий. Средний поперечный размер столбцов In₂O₃ в покрытии InSnO-AlSiN-6 составляет 100 нм, а в покрытии InSnO-AlSiN-12 около 10 нм.

Таблица 1 – Свойства исследуемых покрытий

Образец	h, мкм	n	H _ц , ГПа	ρ _{отн}
Стекло К-208	-	-	7,7 ± 0,39	-
AlSiN	6,5 ± 0,5	2,42	29,5 ± 3,16	0,57
InSnO		3,73	7,7 ± 0,17	0,29
InSnO-AlSiN-6		-	22,1 ± 1,19	0,60
InSnO-AlSiN-12		-	16,1 ± 0,59	0,24

Анализ спектров пропускания света для исследуемых образцов показал, что исходное стекло К-208 имеет высокую степень пропускания около 90 % в видимом диапазоне длин волн. После нанесения всех полученных покрытий наблюдается снижение светопропускания. Максимальное светопропускание в видимой области спектра наблюдается для однослойного покрытия AlSiN (~ 80 %), а минимальное – для InSnO (< 70 %). Анализ осцилляций на спектрах пропускания образцов с однослойными покрытиями позволил оценить их показатель преломления *n* [2] (табл. 1). Результаты измерения микротвердости *H_ц* исследуемых покрытий представлены в табл. 1.

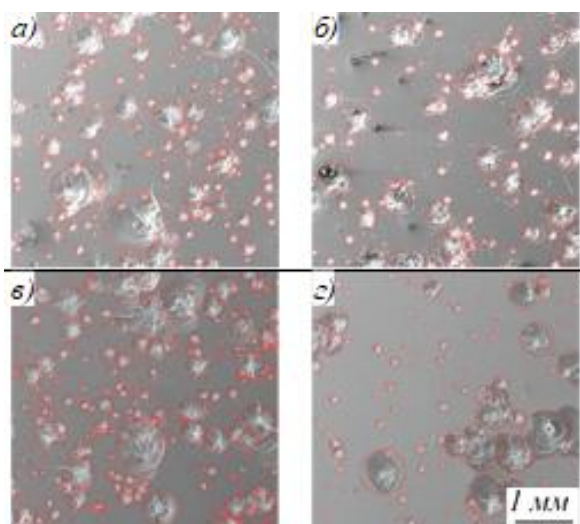


Рисунок 1 – СЭМ-изображения поверхности исследуемых образцов после бомбардировки частицами Fe: а, в – исходное стекло К-208; б – стекло К-208 с покрытием AlSiN; г – стекло К-208 с покрытием InSnO-AlSiN-12

Для имитации процессов соударения микрометеороидов с поверхностью космического аппарата использовали легкогазовую пушку МПХ23/8 [3] и микрочастицы железа сферической формы со средним диаметром 56±8,2 мкм. Скорость бомбардирующих частиц железа при проведении эксперимента находилась в диапазоне 3-8 км/с. Результаты сканирующей электронной микроскопии показали, что на поверхности образцов стекла К-208 до и после нанесения защитных покрытий, подвергнутых бомбардировке потоком высокоскоростных микрочастиц железа, сформировались кратеры различного диаметра и формы, характерной для хрупких материалов (рис. 1). Нанесение как однослойных, так и многослойных защитных покрытий на стекла К-208 приводит к уменьшению поверхностной

плотности кратеров *ρ* по сравнению с исходными стеклами *ρ₀* при одних и тех же условиях испытания. При этом наибольшее снижение относительной поверхностной плотности кратеров (*ρ/ρ₀* = 0,24) наблюдалось в случае нанесения многослойных защитных покрытий InSnO-AlSiN, состоящих из 12 слоев.

Список литературы

1. Jiang D., Zhang P., Zhang Y. The Study of Space Debris and Meteoroid Impact Effects on Spacecraft Solar Array // Protection of Materials and Structures from the Space Environment. Astrophysics and Space Science Proceedings. – 2017. – № 47. – С. 337–345.
2. Комраков Б.М., Шапочкин Б.А. Измерение параметров оптических покрытий. – М.: Машиностроение, 1986. – 136 с.
3. Стенд для исследования высокоскоростного соударения мелких частиц с преградой МПК F41F1/00: патент Рос. Федерация № 2610790; заявл. 23.10.2015; опубл. 15.02.2017, Бюл. № – 5.

СВОЙСТВА ЖАРОСТОЙКИХ И ИЗНОСОСТОЙКИХ МЕТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ-УГЛЕРОД-АЛЮМИНИЙ

Н.Н. СОБОЛЕВА^{1,2}, Ю.С. КОРОБОВ^{1,3}, А.А. ПОТАПОВА¹, Е.И. КОРЗУНОВА¹, С.Х. ЭСТЕМИРОВА⁴

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,

² Институт машиноведения УрО РАН,

³ Институт физики металлов УрО РАН,

⁴ Институт металлургии, Екатеринбург

E-mail: korzunova1996@gmail.com

В связи с возросшей за последнее десятилетие актуальностью переработки промышленных и бытовых отходов в мусоросжигающих установках (инсинераторах), эксплуатирующихся при температурах до 450 °С и контактирующих с агрессивными фракциями летучей золы, движущимися с высокой скоростью в топочных газах, в частности, труб топочных экранов (ТЭ) и пароперегревателей (П), обострились проблемы эффективной защиты оборудования от высокотемпературной коррозии с помощью металлизационных покрытий. В связи с этим в работе проведено сравнительное изучение фазового состава, структуры и жаростойкости поверхностных слоёв покрытий образцов, полученных методами дуговой металлизации (ДМ) системы Fe–C–Cr–Al–Ti (Si).

Покрытие толщиной 0,5 мм нанесено методом АДМ [1] на пластины 30x20x1,5 мм из низкоуглеродистой стали на следующих режимах: ток -180А, напряжение - 30 В, дистанция напыления - 100 мм. Для ДМ покрытий использовались ПП диаметром 1,6 мм, с оболочкой из низкоуглеродистой стали. Жаростойкость образцов покрытий, определяли согласно ГОСТ 9.312, как величину обратную потере массы в результате выдержки в течение 24 часов при температуре 700 °С. В качестве эталона сравнения была выбрана сталь 3 по ГОСТ 380¹.

В работе использовано физическое и математическое моделирование процесса поступления кислорода в капли распыляемого металла при ДМ для определения степени окисления покрытий из сплошных проволок (СП) и ПП системы легирования Fe–Cr–Al [2]. Для оценки достоверности результатов моделирования произведено измерение количества кислорода в покрытии методом восстановительного плавления в токе инертного газа и в вакууме на приборах RO - 116 и EAN - 220.

На основе проведенного моделирования процесса поступления кислорода в капли распыляемого металла при дуговой металлизации (ДМ) из сплошных проволок (СП) и порошковых проволок (ПП). показано, что содержание кислорода в покрытии, напыленном из ПП меньше, чем в покрытии из СП одинаковой системы легирования. Установлено, что при легировании покрытий такими элементами как Si и Ti предотвращается формирование железохромистых карбидов (Fe,Cr)₇C₃, шпинелей (Fe,Cr)₂O₃ и нитридов алюминия (AlN). В отсутствие этих неблагоприятных структурных составляющих на поверхности покрытий при нагреве формируется защитная пленка оксида алюминия Al₂O₃, благодаря чему обеспечивается высокий уровень жаростойкости ДМ-покрытий.

В результате работы получены ПП для нанесения покрытий, с высокой жаростойкостью, предназначенные для защиты от высокотемпературной коррозии [3]. С целью защиты оборудования инсинераторов от высокотемпературной коррозии разработаны ПП для нанесения жаростойких покрытий методом ДМ. Покрытия, полученные при ДМ разработанных ПП имеют жаростойкость одного уровня с аустенитными сталями, такими как 1X18H12T и X23H18 и на порядок выше, чем у перлитных и мартенситно-ферритных сталей, таких как 12X1МФ и 1X12В2МФ, широко используемых в котлостроении [2] (таблица 1).

¹ Подготовку образцов выполнил Невежин С.

Таблица 1 - Жаростойкость различных марок котельных сталей [4,5]

Марка стали	Зарубежный аналог	Класс стали	Удельная потеря массы сталей после выдержки при температуре 700 °С на воздухе, г/(м ² ·ч)
12Х1МФ ГОСТ 20072	T11 ASME A213	Перлитная сталь	80
1Х12В2МФ ГОСТ 5632	T122 ASME A213	Мартенситно-ферритная сталь	10
1Х18Н12Т ГОСТ 5632	Tempaloy A-1 ASME SA312	Аустенитная сталь	0,4
X23Н18 ГОСТ 5632	TP 310 ASME SA312		0,1

Покрытия из разработанных ПП могут использоваться для повышения жаростойкости П и ТЭ инсинераторов, работающих в условиях высокотемпературной коррозии и газообразного изнашивания.

Применение их в форме порошковых проволок (ПП) для дуговой металлизации (ДМ) позволяет наиболее просто получить металл покрытия сложной системы легирования, что необходимо для защиты от комплексных воздействий, как в случае высокотемпературной коррозии труб ТЭ, П, благодаря чему достигается увеличение межремонтного срока службы оборудования инсинераторов при снижении затрат по проведению антикоррозионных работ.

Список литературы

1. Korobov Yu., Nevezhin S., Filippov M., Belozertsev A., Shymiakov V. Metastable austenite type Core Wire for Arc Spraying - modeling of heat transfer in end face and coating structure analysis. International Thermal Spray Conference Exposition ITSC 2010: book of abstract. Singapore: 2010, p. 84-89.
2. Коробов Ю.С. Эффективность применения активированной дуговой металлизации для нанесения защитных покрытий. Сварочное производство. - 2005. - № 2. - С. 47-50.
3. Korobov Yu., Boronenkov V. Modeling of oxygen intake by particles at Arc Spraying. International Thermal Spray Conference Exposition ITSC 2008: book of abstract. (Maastricht, Netherlands). 2008, p. 317-322.
4. Никитин В.И. Расчёт жаростойкости металлов. - М.: Металлургия, 1976. – 207 с.
5. Viswanathan R., Sarver J., and Tanzosh J.M. Boiler Materials for Ultra-Supercritical Coal Power Plants - Steamside Oxidation. Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 15(3) June 2006, p. 255-274.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ

С.Е КУНАШЕНКО

¹ Томский политехнический университет
E-mail: Kunashenko1995@gmail.com

Сегодня алмаз известен как материал с исключительным сочетанием уникальных свойств. Экстремальные значения твердости, теплопроводности, прозрачности, химической инертности и многих других свойств делают алмаз чрезвычайно привлекательным для использования практически в любой отрасли науки и техники. Однако такие факторы, как его чрезвычайно высокая стоимость, сложность обработки и небольшой размер, серьезно ограничивают область применения монокристаллического алмаза, несмотря на разработку метода синтеза при высоких давлениях и температурах (НРНТ).

На рисунке 1, а, б, с показаны СЭМ-изображения с различными концентрациями CH_4 на кремниевой подложке

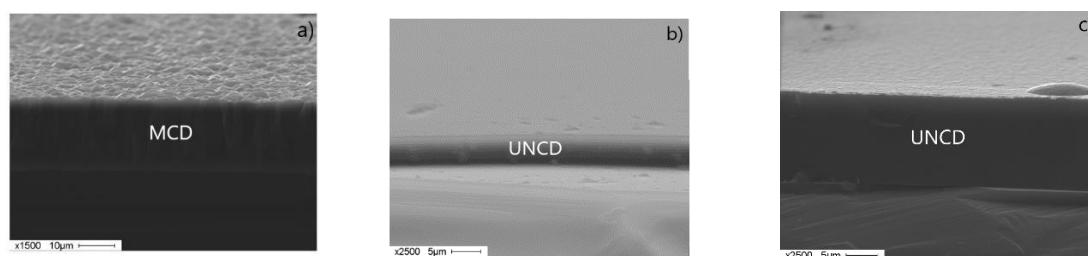


Рисунок 1 - СЭМ-изображения образцов, синтезированных при разной концентрации CH_4

Измерения наноиндентирования проводились на алмазных покрытиях с различными концентрациями CH_4 . На каждом образце было сделано от пяти до десяти отпечатков с одинаковым $F_{\text{max}} = 25$ мН.

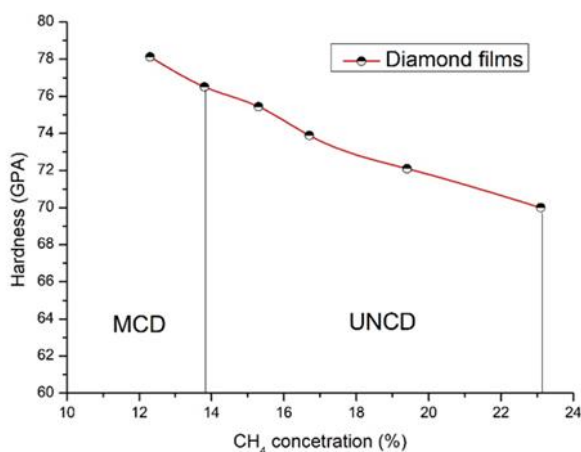


Рисунок 2 - Твердость алмазных пленок, полученных при усилнии нагрузки 25 мН

Плотность пленок измеряли на алмазных покрытиях с различными концентрациями CH_4 . Результаты измерений представлены в таблице 1. Чтобы получить более точные

данные о массе алмазной пленки, образцы подвергали травлению в HNO₃ + HF-кислоте с парафином перед обработкой кремниевой подложки с целью удаления пленки с подложки.

Таблица 1 - Результаты измерения плотности алмазных покрытий

CH ₄ concentration (%)	Weight (g)	Volume (cm ³)	Density (g/cm ³)
5.5	0,00364	0,00119	3.0588
12.3	0,00321	0,001102	2.9122
13.8	0,00307	0,001122	2.735
15.3	0,00312	0,001179	2,645
16.7	0,00278	0,001111	2.502
19.4	0,00245	0,001180	2,245
23.1	0,00217	0,001093	1.9838

Рисунок 3 показывают кривые CoF как функцию расстояния скольжения для алмазных пленок относительно контртела глинозема. Как видите, все кривые имеют сходную тенденцию. На начальной стадии испытаний на износ CoF равен 0,67 при концентрации 5,5% CH₄. Высокое начальное значение коэффициента трения обусловлено интенсивной механической блокировкой между неровностями поверхности поверхностей раздела. Следует отметить, что пленка Diamond MCD имела максимальное расстояние перемещения из всех полученных пленок (~ 35 м). В дальнейшем увеличение доли метана в газовой смеси (уменьшение размера гранул синтезированных пленок приводит к постоянному снижению взлета).

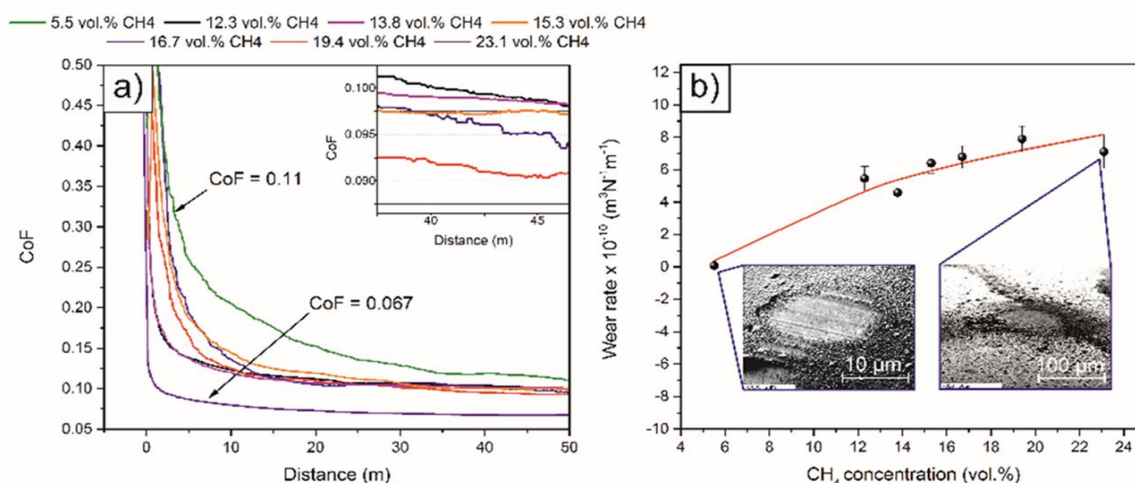


Рисунок 3 - Кривая COF как функция расстояния скольжения для алмазных пленок, выращенных при различных концентрациях CH₄

В отличие от CoF, потери на износ пленки MCD были минимальным значением для всех полученных пленок (рис. 3b). Было также обнаружено, что все пленки UNCD имели примерно одинаковые значения скорости износа. Такая тенденция к CoF и скорости износа пленок MCD и UNCD объясняется несколькими основными факторами: качеством алмаза (отношение sp^3 / sp^2), шероховатостью поверхности и механическими свойствами.

Список литературы

1. Дерягин Б.В., Федосеев Д.В. Рост алмаза и графита из газовой фазы. – М.: Наука, 1977. – 115 с.
2. Линник С.А., Гайдайчук А.В. Синтез алмазных пленок в сильноточном тлеющем разряде переменного тока // ПЖТФ. – 2012. – Т.38, № 6. – С. 9-14.

**СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ НАПЛАВКЕ
ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ($\text{Cr}_2\text{C}_3 + \text{TiC}$) НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТУЮ СТАЛЬ
ВЫСОКОЭНЕРГИТИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ**

Р.В. ТРОЦЕНКО¹, Т.А. КРЫЛОВА²

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Одним из эффективных способов получения защитных покрытий на поверхности конструкционных материалов является методом электронно-лучевой наплавки при использовании пучка релятивистских электронов, выведенного в атмосферу [1,2]. Данная технология объединяет в себе такие преимущества как высокая производительность процесса и показатель коэффициента полезного действия (КПД), а также возможность осуществлять обработку в воздушной среде, благодаря чему с заготовок снимаются габаритные ограничения. Такой способ обработки дает возможность в широких пределах изменять химический и фазовый состав покрытия за счет использования практически любых тугоплавких соединений. Метод электронно-лучевой обработки позволяет получать покрытия толщиной от 1 до 10 мм. Получаемые материалы с нанесенными покрытиями имеют улучшенные характеристики твердости, износостойкости, коррозионной стойкости, жаростойкости и другие по сравнению с необработанными материалами, что обеспечивает экономию ресурсов и материальных средств за счет замены дорогостоящих легированных сплавов сплавами, легированными в тонком поверхностном слое.

Целью работы явилось изучение влияния состава наплавляемой смеси на структуру, фазовый состав и твердость покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки при различной величине введенной энергии и определение основных структурных факторов, формирующих уровень твердости наплавленных покрытий.

В качестве подложки были использованы пластины размером 100×50×14 мм из стали СтЗсп (ГОСТ 380—2005). Состав наплавляемой смеси состоял из порошков карбида хрома (Cr_3C_2 , 54 масс. %), карбида титана (TiC , 6 масс. %) и фтористого магния (MgF_2 , 40 масс. %), все дисперсностью 2 – 5 мкм. Последний вводили в качестве флюса. После подпрессовки плотность насыпки составляла 0,45 г/см².

Наплавку осуществляли электронным лучом, выведенным в атмосферу, на ускорителе электронов ЭЛВ-6, разработанном и установленном в Институте ядерной физики СО РАН (г. Новосибирск) [1], в следующем режиме: энергия электронов 1,4 МэВ, ток пучка 25 мА, диаметр пучка 12 мм, расстояние от выпускного отверстия до поверхности 90 мм, ширина развертки 5 мм. Было получено 5 образцов при скоростях перемещения заготовки под пучком 9.5, 8.0, 7.0, 6.0 и 5.5, мм/с. Расчетная энергия, приходящаяся на единицу площади при использованных скоростях сканирования, составляла 7.4, 8.8, 10.0, 11.7 и 12.7 кДж/см², соответственно.

Структуру наплавленных покрытий исследовали в поперечном сечении методами оптической и растровой электронной микроскопии на микроскопах Neophot-32 и Quanta 200 3D, соответственно. Микротвердость покрытий измеряли по методу Виккерса на приборе Duramin-5 при нагрузке на индентор 0,98 Н в течение 15 секунд.

Исследование поперечных сечений покрытий показало, что в результате облучения при всех исследованных режимах наплавки на стальной подложке образуются сплошные покрытия, свободные от трещин, отслоений, пор и остатков исходной порошковой смеси (рис. 1а). С ростом величины введенной энергии толщина покрытия увеличивается.

Структура всех полученных покрытий является доэвтектической, то есть представляет собой смесь фазы твердого раствора и эвтектики. По данным рентгеноструктурного фазового анализа зерна дендритов и основа эвтектики представляют собой аустенит (γ -железо), других фаз на дифрактограммах не выявлено, вероятно, вследствие их малого количества в покрытиях. Присутствуют также нерастворившиеся

частицы карбида титана, большинство из которых имеют характерную форму в виде звезд. Во всех образцах в покрытии вблизи поверхности раздела «покрытие – основа» формируется слой толщиной 100 – 150 мкм, содержащий мартенсит (рис. 1б). Образование мартенсита, по-видимому, обусловлено быстрым охлаждением в результате отвода тепла из указанных областей в массивный материал подложки.

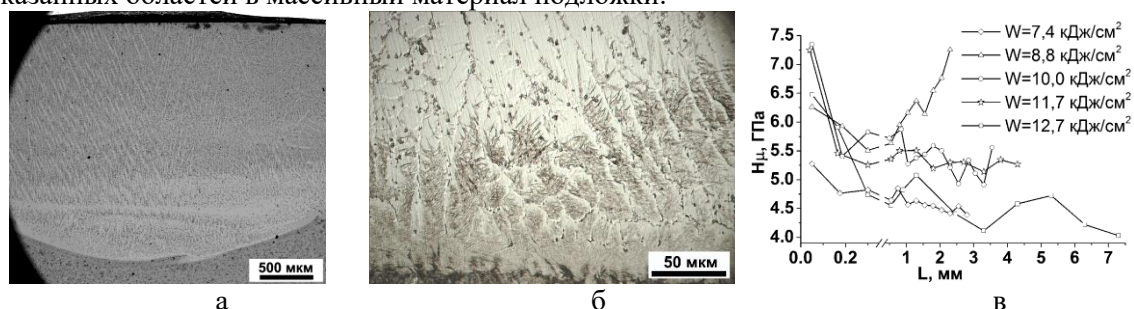


Рисунок 1 – РЭМ - изображение общего вида наплавленного слоя при увеличении 100 (а) и мартенситная структура наплавленного слоя вблизи поверхности раздела «покрытие - основа» при $W = 8,8 \text{ кДж/см}^2$ при увеличении 500 (б), Распределение микротвердости по толщине наплавленного покрытия (в)

Профили микротвердости в наплавленных покрытиях представлены на рис. 1в. Видно, что изменение микротвердости в зависимости от расстояния от поверхности раздела «покрытие - основа» подобны. Вблизи поверхности раздела имеют место максимальные значения микротвердости. Как было показано выше, в этих областях формируется мартенситная структура и повышенные значения микротвердости можно объяснить наличием мартенсита. При удалении от поверхности раздела к внешней поверхности значение микротвердости покрытий сначала резко снижается и остается приблизительно постоянным при приближении к внешней поверхности. Исключение составляет образец, облученный с энергией $8,8 \text{ кДж/см}^2$, для которого зависимость микротвердости от расстояния отличается от рассмотренных. С приближением к внешней поверхности значение микротвердости непрерывно растет, и максимум достигается вблизи внешней поверхности.

Для понимания причин наблюдаемых эффектов, необходимо дальнейшее исследование, в частности, структурные исследования – растровая электронная микроскопия и определение элементного состава методом микрорентгеноспектрального анализа.

Таким образом, метод вневакуумной электронно-лучевой наплавки позволяет получать на низкоуглеродистой стали качественные покрытия (без дефектов в виде трещин и расслоений). При наплавке порошковой смеси ($\text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{TiC}$) образуются покрытия с толщиной слоя 2,2 – 3,7 мм со структурой доэвтектической типа. Значительная часть карбида титана в покрытиях сохраняется в виде относительно крупных частиц. Распределение микротвердости в наплавленных покрытиях неоднородно. В большинстве образцов максимум величины микротвердости имеет место вблизи поверхности раздела «покрытие – основа», что связано с образованием в этих областях мартенситной структуры.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (Проект № 23.2.1).

Список литературы

1. Фоминский Л.П., Казанский В.В. Наплавка порошковых покрытий пучком релятивистских электронов // Сварочное производство, – 1985. – №5 – С. 13–15.
2. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovski M.G., Krivizhenko D.S., Losinskaya A.A., Lenitseva O.G. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding, Applied Surface Science, 2013, Vol. 284, P. 472-481.

ЭНЕРГИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЧАСТИЦЫ С ОСНОВОЙ ПРИ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ

ГУЙЛИНЬ МА^{1,2}, Б.С. ЗЕНИН²

¹Шеньянский политехнический университет;

²Томский политехнический университет

E-mail: maguilin1996@gmail.com

В основе процесса формирования газотермических покрытий лежит механизм взаимодействия отдельной частицы с поверхностью упрочняемой детали.

При этом одна из главных характеристик любого покрытия – адгезия определяется энергетическими условиями на контактной границе, оценкой которых является энергия активации, рисунок 1. Величина этой энергии зависит от кинетической и тепловой энергии частицы или в общем случае температурными условиями на контактной границе частица с основой.



Рисунок 1 – Схема изменения потенциальной энергии системы атомов частицы и основы

Поэтому в данной работе мы будем исследовать температурные характеристики контактного взаимодействия частицы с основой при газотермическом напылении с учетом таких условий. В работе [1] рассматривается процесс деформации напыляемой частицы на основе и предлагается метод расчёта температурных условий на границе. Температуру в контакте "частица – основа" можно определить как:

$$T_K = [T_{\text{осн}} + K_q(T_q + \Delta T) / (1 + K_q)] \quad (1)$$

где T_K – температура в контакте с учетом скорости частиц; $T_{\text{осн}}$ – начальная температура основы; T_q – температура частиц; $K_q = \sqrt{(\rho_p \lambda_p c_p) / (\rho_s \lambda_s c_s)}$ – критерий тепловой активности частицы (p) по отношению к основе (s).

Если предположить, что температура химического взаимодействия основы с частицей соответствует определенной температуре в контакте T_K и при этом в реакцию вступает 70% атомов, находящихся в контакте, то получим выражение для определения энергии активации процесса [2]:

$$E_a \approx k T_K (\ln \tau_0 + 30) \quad (2)$$

где E_a – энергия активации, которой следует преодолеть энергетические барьеры; T_K – температура в контакте; k – постоянная Больцмана. 30 – 30% вступает в реакцию; время τ_0 , в течение которого частица затвердевает, и в контакте существует постоянная температура T_K .

$$\tau_0 = \left(\frac{h}{2\alpha}\right)^2 \frac{1}{a} \quad (3)$$

где h – высота застывшей частицы над рассматриваемой точкой контакта; α – коэффициент температуропроводности материала частиц; a – характеристика тепловой активности

материала частицы по отношению к материалу подложки, определяющая из номограммы [2].

Необходимо отметить, что во всех рассматриваемых процессах и расчетах мы имеем дело с некоторой средней величиной энергии активации, которая складывается из энергии активации большого числа элементарных процессов химического взаимодействия в контакте. Поэтому ее часто называют эффективной или кажущейся энергией активации.

Расчет энергии активации проведен для частиц Ni и W по формуле (2). по предыдущему расчету $\alpha_{Ni} = 0.623$, $a_{Ni} = 1.551 \times 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$, $\alpha_W = 0.751$, $a_W = 3.5 \times 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$. Результаты расчета для данных исследуемых систем при разных напыленных скоростях представлены в таблице 1.

Таблица 1

Расчетные данные для исследуемых систем Ni-Ст20						
V, м/с	20	100	200	300	400	500
$T_K, \text{ К}$	1079.79	1083.07	1096.18	1118.02	1148.6	1187.92
$h, \times 10^{-6} \text{ м}$	4.6036	3.2552	2.3018	1.8794	1.6276	1.4558
$\tau_0, \times 10^{-7} \text{ с}$	8.8013	4.4006	2.2003	1.4669	1.1001	0.8801
$E_a, \text{ эВ}$	1.495	1.435	1.387	1.376	1.385	1.409
Расчетные данные для исследуемых систем W-Ст20						
$T_K, \text{ К}$	2223.70	2233.74	2265.13	2317.45	2390.70	2484.87
$h, \times 10^{-6} \text{ м}$	6.0265	4.2614	3.0133	2.4603	2.1307	1.9058
$\tau_0, \times 10^{-7} \text{ с}$	4.5996	2.2998	1.1499	0.7666	0.5750	0.4600
$E_a, \text{ эВ}$	2.955	2.835	2.739	2.722	2.748	2.809

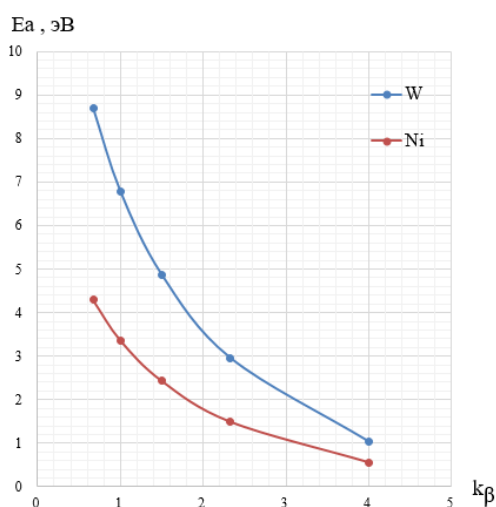


Рисунок 2 – Сравнительная графика энергии активации при различных коэффициентах для разных систем

Энергия активации обратно пропорциональна коэффициенту k_β . В то же время, Относительная адгезия зависит от энергии активации. Чем ниже энергетический барьер, тем выше относительная адгезия между покрытием и подложкой.

Список литературы

1. Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф. Температура вблизи контактной границы при высокоскоростном соударении частицы с поверхностью // Физическая мезомеханика 3 / (2000) - С. 53-57.
2. Кудинов В.В., Бобрлов Г.В., Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование. Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1992. -432с.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ДРОБЕСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПЛОСКИХ ОБРАЗЦОВ

А.А. ШИРЯЕВ¹, Д.В. ВИНДОКУРОВ², В.Н. ТРОФИМОВ¹, В.В. КАРМАНОВ¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет

²АО «ОДК-ПМ»

E-mail: alex.shiryaev.pstu@gmail.com

Физико-механические свойства поверхности деталей определяют их надежность при эксплуатации [1]. Основными характеристиками физико-механических свойств поверхности деталей являются:

- глубина упрочненного слоя (глубина наклепа);
- уровень и знак остаточных напряжений;
- твердость.

Одной из причин преждевременного выхода из строя деталей являются остаточные напряжения (ОН). Поэтому актуальной является задача наведения сжимающих ОН в поверхностном слое.

Для формирования физико-механических свойств в поверхностных слоях деталей широко применяют процессы поверхностного пластического деформирования (ППД).

В результате ППД уменьшается шероховатость поверхности, увеличивается твердость (микротвердость) металла, в поверхностном слое детали возникают сжимающие остаточные напряжения.

К наиболее эффективным и распространенным процессам ППД относятся:

- дробеструйная обработка (пневмодробеструйная);
- гидродробеструйная обработка;
- ультразвуковая дробеструйная обработка.

В работе исследуется влияние параметров ультразвуковой дробеструйной обработки на физико-механические свойства поверхностного слоя плоских образцов (рис. 1) из стали 08пс, алюминиевого сплава АМг2, меди М2.

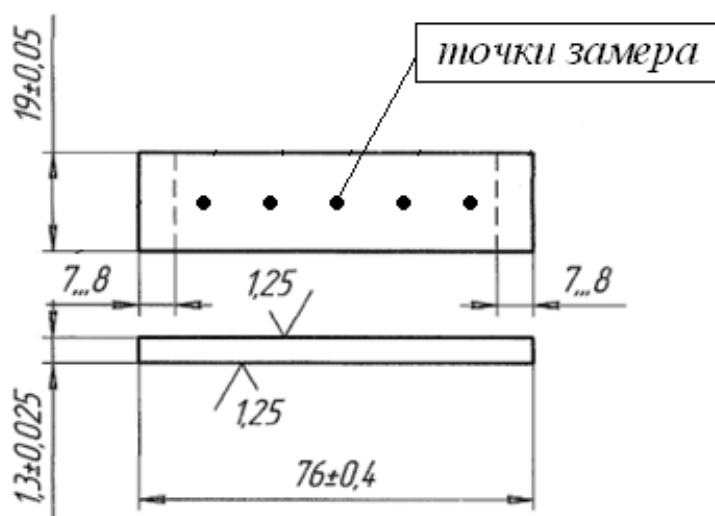


Рисунок 1 - Чертеж пластины с точками измерения

Для упрочнения использовалась установка УЗУ-6ТМ.

Основные варьируемые параметры при проведении эксперимента:

- время обработки – 5 ÷ 20 с.
- частота колебаний волновода – 17,502 ÷ 19,35 кГц.
- рабочие тела – смесь металлических шариков (таблица 1).

Для подбора режимов было определено два состава смеси шариков:

Таблица 1 - Смеси шариков для проведения УЗДО

Номер смеси шариков	Диаметр шариков, мм	Масса шариков в смеси, г
1	0,68	20
2	0,68	5
	1,00	15
	1,58	25

Микрошероховатость измерялась прибором MARSURF PS1 на базе 5,6 мм.

Микротвердость по Виккерсу измерялась прибором Shimadzu HNV-G (HV_{0,3}).

Измерялась стрела прогиба каждого образца индикатором часового типа.

Для определения ОН использовался неразрушающий метод рентгеновской дифрактометрии с использованием роботизированного комплекса XStress Robot [2].

Физико-механические параметры свойства поверхностного слоя определялись в контрольных точках (рис. 1), расположенных с шагом 10 мм от середины образца.

Результаты работы показывают, что:

- при выбранных режимах ППД наибольший вклад вносит время обработки.
- Повысилась микротвердость: 08пс – на 28%, .
- ППД привела к росту сжимающих ОН;
- Для сплава меди М2 ППД мало влияет на величину ОН: –(6...21) МПа.

Список литературы

1. Вишняков Я.Д., Пискарев В.Д. Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. М.: Metallurgy, 1989. – 254 с.
2. Васильев Д. М. Дифракционные методы исследования. – М.: Metallurgy, 1977. – 248 с.

КОМПЛЕКСНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА АК10М2Н КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

В.В. ШЛЯРОВ, Д.В. ЗАГУЛЯЕВ, В.Е. ГРОМОВ

Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: shlyarov@mail.ru

Алюминий широко распространен в земной коре. Его свойства, такие как высокое отношение прочности к весу, пластичность, долговечность, а также высокая доступность,

обусловило широкое применение данного металла в промышленности. Ожидается, что к 2020 году мировое потребление алюминиевой продукции удвоится, что обусловлено ростом и индустриализацией в Китае, Индии, России и Бразилии, согласно ежегодному отчету Alcoa за 2005 год. Хотя алюминий и демонстрирует высокое отношение прочности к весу улучшение механических и технологических характеристик остается весьма актуальной задачей [1 – 4].

В нашей работе рассматривается влияние комплексной обработки электровзрывным легированием с последующей обработкой высокоинтенсивным электронным пучком на структуру и микротвёрдость доэвтектического силумина марки АК10М2Н.

Первоначально было нанесено композиционное покрытие системы Al – Y₂O₃ методом электровзрывного легирования (ЭВЛ). Технология напыления заключалась в следующем: алюминиевая фольга зажималась между коаксиальными электродами, на которые через вакуумный разрядник подавалось регулируемое напряжение. При разряде емкостного накопителя по взрываемому проводнику протекает электрический ток большой плотности, что приводит к его взрыву. Взрывные продукты устремляются в вакуумную технологическую камеру, увлекая за собой частицы порошковой навески, в качестве которой был использован порошок Y₂O₃. В результате продукты электрического взрыва представляют собой многофазную систему, включающую как плазменный компонент (Al), так и конденсированные частицы различной дисперсности (Y₂O₃), которые осаждаются на поверхность обрабатываемого изделия, образуя при этом многокомпонентное покрытие. На второй стадии на получившееся покрытие воздействовали интенсивным импульсным электронным пучком. Модификацию поверхности производили с помощью установки «СОЛО». Интенсивный импульсный пучок электронов направлялся по нормали к плоскости образцов.

В качестве оцениваемого параметра выступает микротвёрдость. Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса, в соответствии с требованиями ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» по методу восстановленного отпечатка (основной) с помощью четырехгранной пирамиды с квадратным основанием, нагрузка на индентор составляла 50 мН (микротвердомер HVS – 1000). Время приложения и удержания нагрузки составляло 10с, снятия испытательной нагрузки – 5с.

В исходном (литом) состоянии исследуемый материал является морфологически разнообразным, структурный состав которого представляет собой дендриты твердого раствора на основе алюминия и кремния, эвтектики Al-Si и множества различных интерметаллидов. На рисунке 1 представлена исходная структура силумина АК10М2Н.

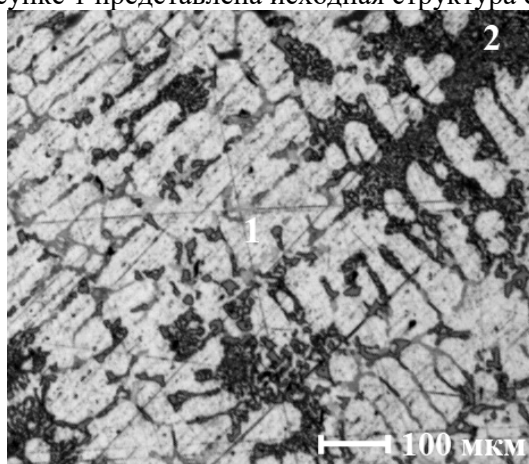


Рисунок 1 – Исходная структура силумина: 1 – твердый раствор на основе алюминия, 2 – эвтектика

В результате выполнения работы был исследован доэвтектический силумин марки АК10М2Н, подвергнутый комплексной обработке методами электровзрывного легирования и интенсивным электронным пучком. Установлено, что комплексная обработка приводит к формированию на поверхности силумина модифицированного слоя с многофазной структурой. Толщина слоя варьируется в зависимости от параметров комплексного воздействия, и достигает максимальных значений 294 мкм при массе порошка $Y_2O_3 = 0,0589$ г, энергии разряда 2,8 кВ и плотности энергии пучка электронов 35 Дж/см². Результаты измерений микротвердости показывают, что под воздействием комплексной обработки микротвердость поверхностных слоев силумина увеличивается в 5 – 8 раз, и достигает своего максимума в 553,57 HV при режиме: масса порошка $Y_2O_3 = 0,0883$ г, энергии разряда 2,6 кВ, плотности энергии пучка электронов 35 Дж/см². Методами рентгенофазового анализа установлено, что увеличение порошковой навески Y_2O_3 при одновременном снижении напряжения разряда приводит к кратному увеличению иттрия, кремния, а также фаз, сформированных этими элементами, в поверхностном слое материала. С этим, по мнению авторов, связано кратное повышение микротвердости силумина АК10М2Н.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

Список литературы

1. Cheng J. [et al.] Influence of High Pulsed Magnetic Field on the Dislocations and Mechanical Properties of Al₂O₃/Al Composites // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2018. – V. 27. – P. 1083-1092.
2. Utu I.D., Marginean G. Effect of electron beam remelting on the characteristics of HVOF sprayed Al₂O₃-TiO₂ coatings deposited on titanium substrate // Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects. – 2017. – V. 526. – P. 70–75.
3. Lan J., Shen X., Liu J., Hua L. Strengthening mechanisms of 2A14 aluminum alloy with cold deformation prior to artificial aging // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 745. – P. 517-535.
4. Dong X., Yang H., Zhu X., Ji S. High strength and ductility aluminium alloy processed by high pressure die casting // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 773. – P. 86-96.

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА СВС НА ТЕМПЕРАТУРНЫЕ УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЯ ПРИ ХОЛОДНОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОМ НАПЫЛЕНИИ

ЯН СЯО, Б.С. ЗЕНИН

Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
E-mail: rouyang330@outlook.com

Одной из важных характеристик напыляемых покрытий является адгезия. При газотермическом напылении уровень адгезии определяется как высокой температурой напыляемых частиц, так и их скоростью. В методе холодного газодинамического напыления (ХГН) величина адгезии зависит главным образом не от тепловой, а от кинетической энергии напыляемых частиц, ускоряемых «холодным» газом, что позволяет устранить нежелательный нагрев частиц при их движении в высокотемпературной струе [1]. В основе данной технологии лежит процесс формирования металлических покрытий при соударении холодных (с температурой, существенно меньшей температуры плавления) металлических частиц, ускоренных сверхзвуковым газовым потоком до скорости несколько сот метров в секунду, с поверхностью обрабатываемой детали [2].

В момент взаимодействия напыляемой частицы с обрабатываемой поверхностью (подложкой) образование адгезионной связи покрытие – основа контролируется величиной контактной температуры на границе частица-подложка. При ХГН контактную температуру можно значительно повысить, если для получения покрытия использовать экзотермически реагирующие порошки [3], в которых выделяется значительное количество тепла за счет реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [4].

В работе проводится анализ влияния величины эффекта адиабатического нагрева на температуру в контакте частицы с подложкой при ХГН на примере пяти порошковых материалов систем Fe-Al и Ni-Al (чистые металлы Fe, Al, Ni и экзотермически реагирующие порошки Fe₅₀Al₅₀, Ni₅₀Al₅₀). Частицы из данных материалов напыляются на подложку из Ст20. Начальная температура подложки T_s = 300К, скорость частиц варьировалась в широких пределах от 100 до 1000 м/с. Повышение температуры для экзотермически реагирующих порошков (тепловой эффект процесса СВС) ΔT_{экз} (Fe₅₀Al₅₀) = 735К и ΔT_{экз}(Ni₅₀Al₅₀) = 1765К [3]. Для расчета температуры в контакте используем метод, предложенный в [5, 6]

$$T_c(\xi, \tau) = T_c^0(\xi, \tau) + T_v(\xi, \tau) \quad (1)$$

где T_c⁰ -температура в контакте двух различно нагретых тел без учета скорости; ΔT_v-температура дополнительного подогрева контакта за счет тепла, выделяемого при ударе. В нашем случае используем эту формулу в виде

$$T_c(\xi, \tau) = T_c^0(\xi, \tau) + T_v(\xi, \tau) + \Delta T_{\text{экз}} \quad (2)$$

Так как для начала экзотермической реакции (СВС) необходим предварительный подогрев исходного материала до температур от 600°C и выше [4], то по формуле (2) расчет для экзотермических порошков проводим для условий, когда их температура за счет кинетической энергии достигнет температуры «зажигания» и начнет выделяться тепловая энергия экзотермической реакции.

Таблица 1 -Теплофизические свойства материалов

Материал	ρ, кг/м ³	c, Дж/кг*К	λ, Вт/м*К	T _m , К
Ni	8900	443.6	90.4	1728
Fe	7870	447	80	1811
Al	2697	903.7	236	933
Fe ₅₀ Al ₅₀	5283	675	158	1372
Ni ₅₀ Al ₅₀	5798	673	163.2	1330
Ст 20	7850	690	50.7	1538

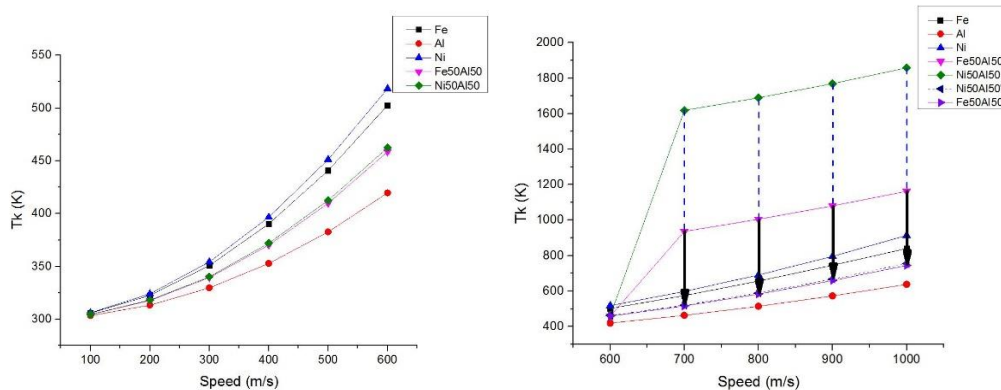


Рисунок 1- Температура в контакте при скоростях напыляемых частиц из чистых металлов и сплавов 100-600 м/с (а) и 600-1000м/с (б).

На рисунке 1(а) представлены результаты расчета температуры в контакте при скоростях 100-600 м/с для исследованных материалов. Для материалов с увеличением

скорости частиц температура в контакте возрастает за счет кинетической энергии, достигая при скорости 600 м/с значений 419К, 502К, 518К, 458К и 462К для Al, Fe, Ni, Fe₅₀Al₅₀ и Ni₅₀Al₅₀ соответственно. В сплавах эффект экзотермической реакции проявляется при скоростях от 700 м/с и выше, дополнительно повышая температуру в контакте на $\Delta T_c = 420\text{K}$ для Fe₅₀Al₅₀ и $\Delta T_c = 1098\text{K}$ для Ni₅₀Al₅₀ практически независимо от скорости (по сравнению с гипотетическим случаем - отсутствием СВС реакции) (рисунок 1(б)).

Выводы. Полученные результаты показывают важную роль дополнительного подогрева напыляемых частиц порошка в момент их контактного взаимодействия с подложкой в формировании контактной температуры и высокую эффективность применения экзотермически реагирующих порошков при получении покрытий с повышенной адгезией.

Список литературы

1. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия: -1986. – 204 с.
2. Алхимов А.П. Научные основы холодного газодинамического напыления (ХГН) и свойства напыленных материалов: монография / А.П. Алхимов, В.Ф. Косарев, А.В. Плохов. -Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2006. – 280 с.
3. Кулик А.Я., Борисов Ю.С., Мнухин А.С., Никитин М.В. Газотермическое напыление композиционных порошков: - Л.:Машиностроение, 1985. – 199 с.
4. Мержанов А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика. – Черногоровка: ИСМАН, 2002. – 234.
5. Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В. Ф. Температура вблизи контактной границы при высокоскоростном соударении микрочастицы с поверхностью. //Физическая мезомеханика 3 1 (2000) 53-57с.
6. Ян Сяо, Чжао Ифань, Зенин Б.С. Особенности температурных условий формирования многослойных покрытий при газодинамическом напылении // Высокие технологии в современной науке и технике / V Международная научно техническая конференция молодых ученых, аспирантов и студентов, г. Томск, 5–7 декабря 2016 г.: сборник трудов. – Томск: – 562 с. 212-213.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ НА КАЧЕСТВО ОПЛАВЛЯЕМОГО СЛОЯ ПОРОШКА НА ПРИМЕРЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0

М.П. РАГУЛИНА, С. ЮАНЬ, М.Г. КРИНИЦЫН, Б.С. ЗЕНИН

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: alisa.barton112@gmail.com

Получение изделий методом селективного лазерного сплавления происходит за счёт формирования отдельных слоёв из объёма порошка и последующее их сплавления друг с другом [1-3]. Основными характеристиками, которые оказывают большое влияние на качество получаемых поверхностей и объёма материала, являются мощность и скорость лазерного луча. Подбор параметров процесса – это важная часть технологии селективного лазерного сплавления.

В работе были рассмотрены различные условия формирования слоёв из порошка титанового сплава ВТ1-0 фракцией 50-56 мкм на титановой подложке, с целью получения условий наибольшей плотности материала в формируемом слое в объёме образца. Были получены 9 однослойных образцов, параметры процесса представлены в таблице 1, где Р – это мощность лазерного луча, [Вт]; v – скорость луча, [мм/с].

Таблица 1 – Параметры спекания

№ образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9
P, Вт	50	100	150	200	250	200	200	200	200
v, мм/с	90	90	90	90	90	100	120	150	200

Для дорожек 1-5 скорость движения лазера являлась постоянной величиной, в то время как изменялась мощность спекания, для дорожек 6-9 наоборот изменялась скорость спекания, мощность являлась константой.

В результате были получены образцы с различным качеством наплавленных слоёв в объёме и на поверхности. На рисунке 1 показаны дорожки, полученные при различных мощностях лазерного луча при постоянном параметре скорости 90 мм/с.

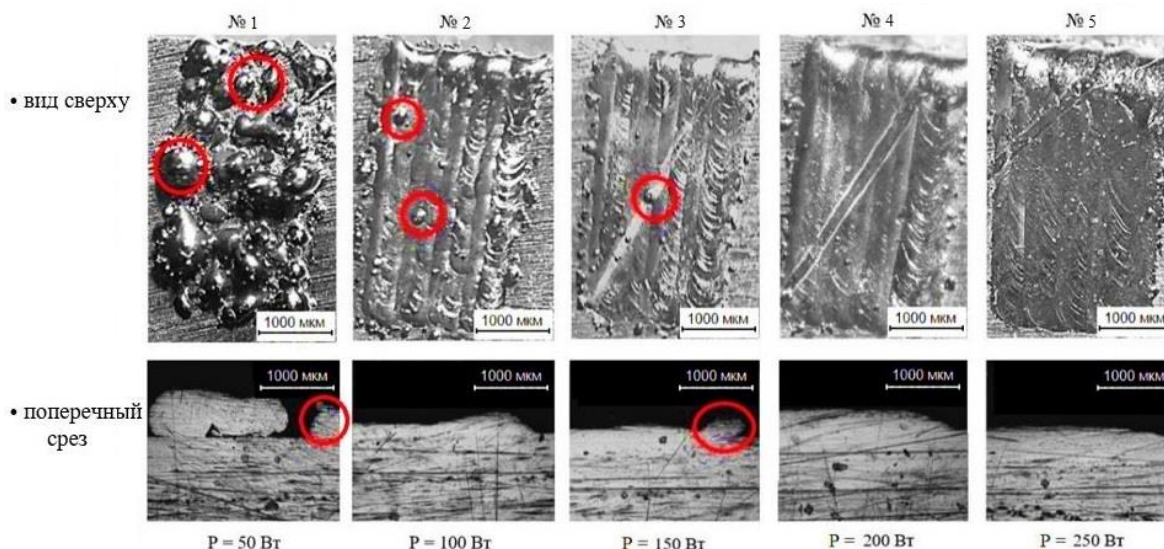


Рисунок 1 – Поверхности образцов при изменении мощности лазерного луча

Анализ рисунка 1 показывает, что при изменении мощности граница между подложкой и слоем становится едва заметной, в то время как при низкой мощности в 50-150 Вт частицы порошка не успели расплавиться и спечься между собой образовав на поверхности металлические агломераты (выделены красным на рисунке 1), от чего пострадало качество поверхностного слоя. В случае, когда мощность была 200-250 Вт, наплавленный слой получился гладким без видимых дефектов.

На рисунке 2 показаны дорожки, полученные при изменении параметра скорости и постоянном параметре мощности 200 Вт. На рисунке 2 видно, что выбранные скорости спекания оказались слишком велики для получения качественной поверхности. Дорожки также подверглись агломерации (выделено красным на рисунке 2) и не имеют ровной поверхности. Используемая ранее скорость 90 мм/с (рисунок 1), оказалась наиболее подходящей для сплавления данного порошка.

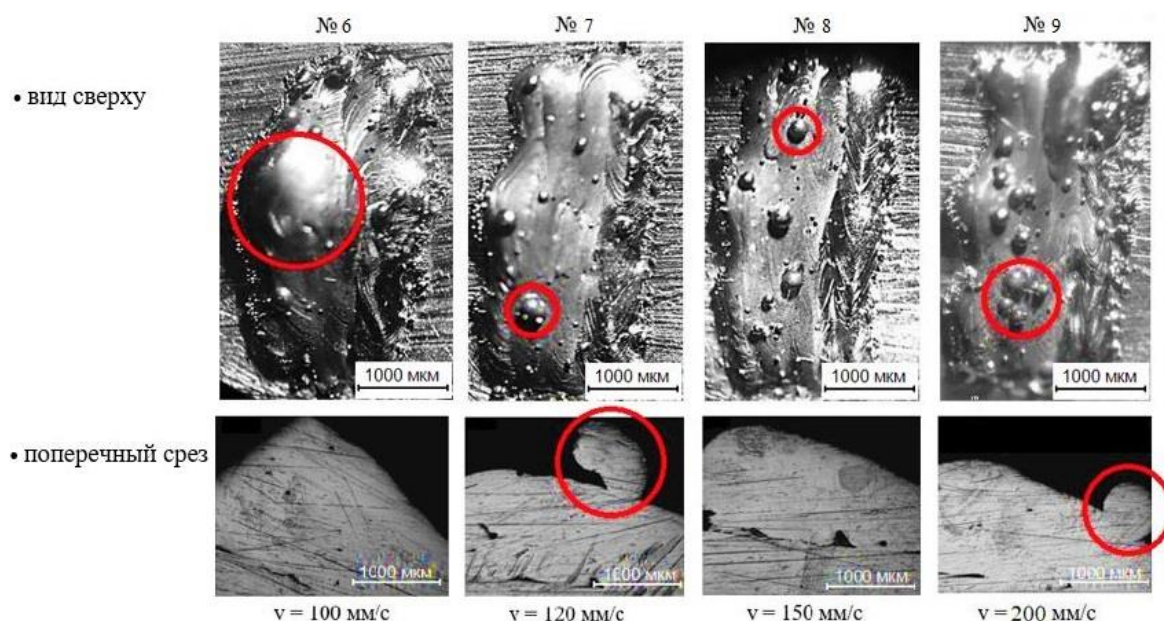


Рисунок 2 – Поверхности образцов при изменении скорости лазерного луча

Полученные результаты показывают, что при увеличении мощности спекания от 150 до 250 Вт в объёме порошка лучше проходят процессы плавления и спекания порошинок друг с другом без образования металлических агломератов на поверхности образцов; изменение скорости лазерного луча также показало, что с её увеличением от 100 мм/с и выше частицы не успевают расплавиться и образовать качественную поверхность, поэтому необходимо учитывать, что при низких скоростях, таких как 90 мм/с, в объёме слоя происходит наиболее качественное сплавление частиц порошка. При этом, во всех образцах отмечается высокая плотность материала слоя, а также, при хороших параметрах спекания, практически отсутствуют границы между слоем и подложкой.

Список литературы

1. Валетов В.А. Аддитивные технологии (состояние и перспективы) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://books.ifmo.ru/file/pdf/1832.pdf> – 10.05.19
2. Зленко М.А., Нагайцев М.В., Довбыш В.М. Аддитивные технологии в машиностроении. – М.: ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ», 2015. – 220 с.
3. Юань С., Рагулина М. П., Зенин Б. С. Температурные условия создания изделий методом аддитивных технологий на примере металлических и полиметаллических порошков // Перспективные материалы конструкционного и медицинского назначения: сборник трудов Международной научно-технической молодежной конференции, г. Томск, 26 - 30 Ноября 2018. - Томск: ТПУ, 2018 - С. 318-319.

СЕКЦИЯ 4

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ БИОМЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

ВЛИЯНИЕ ТРЕХСЛОЙНОЙ ИНДИВИДУАЛЬНО АДАПТИРУЕМОЙ КАППЫ НА ФРИКЦИОННОЕ КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПАРЫ ЗУБОВ

Е.С. АВДЕЕВА^а, А.А. КАМЕНСКИХ^б, Т.Н. УСТИУГОВА^в

Пермский национальный исследовательский политехнический университет
E-mail: ^аavdeevaeliz@yandex.ru, ^бanna_kamenskih@mail.ru, ^вtat.ustugova@yandex.ru

По данным ВОЗ заболевание зубочелюстной системы оказывает значительное влияние на многие жизненно важные физиологические процессы, от которых зависит биосоциальный цикл человеческого организма. Данный факт не оспорим, так как зубы выполняют не только эстетическую функцию, но и служат для механической обработки пищи, артикуляции, а также участвуют в процессе дыхания. В связи с этим особый интерес представляют вопросы биомеханического моделирования задач стоматологии, направленных на профилактику травм зубочелюстной системы. На сегодняшний день, одним из самых эффективных способов защиты зубного ряда от повреждений является использование защитных зубных капп [1, 2].

В рамках данной работы в программном комплексе ANSYS было выполнено моделирование задачи фрикционного контактного взаимодействия пары зубов для двух вариантов расчетных схем (рис. 1) с учетом и без учета трехслойной индивидуально адаптируемой протетической конструкции.

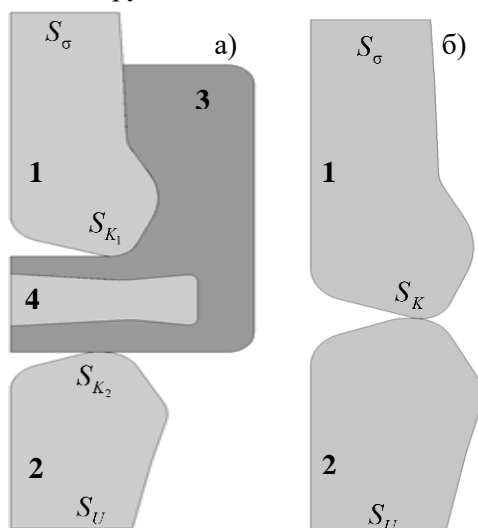


Рисунок 1 – Расчётные схемы: с учетом (а) и без учета (б) каппы

Расчетные схемы включают: 1 – зуб верхнего зубного ряда; 2 – зуб нижнего зубного ряда; 3 – трехслойная протетическая конструкция из этиленвинилацетата (Eva) с прослойкой из А-силикона (4). Расчетная схема 2 рассматривает контакт без учета каппы.

На рисунке 1 показаны зоны фрикционного контакта в области смыкания зубов, которые представляют особый интерес: S_{K_1} , S_{K_2} для первой расчетной схемы и S_K для второй расчетной схемы.

Для анализа эффективности использования протетической конструкции была проведена серия численных экспериментов для разного уровня силы индентирования, которая варьировалась в диапазоне от 50 до 500 Н. Так же было рассмотрено влияние толщины каппы и прослойки из А-силикона на напряженно-деформированное состояние биомеханического узла в целом и на параметры зоны контакта в частности. В результате решения задачи, были получены поля распределения интенсивности напряжений и построен график зависимости максимальной интенсивности напряжений в твердых тканях зубов от силы индентирования для двух вариантов расчетных схем. На рисунке 2 в качестве

примера показано деформационное поведение исследуемого узла с каппой толщиной 7 мм и максимальной толщиной прослойки из А-силикона 4 мм при силе индентирования 500 Н.

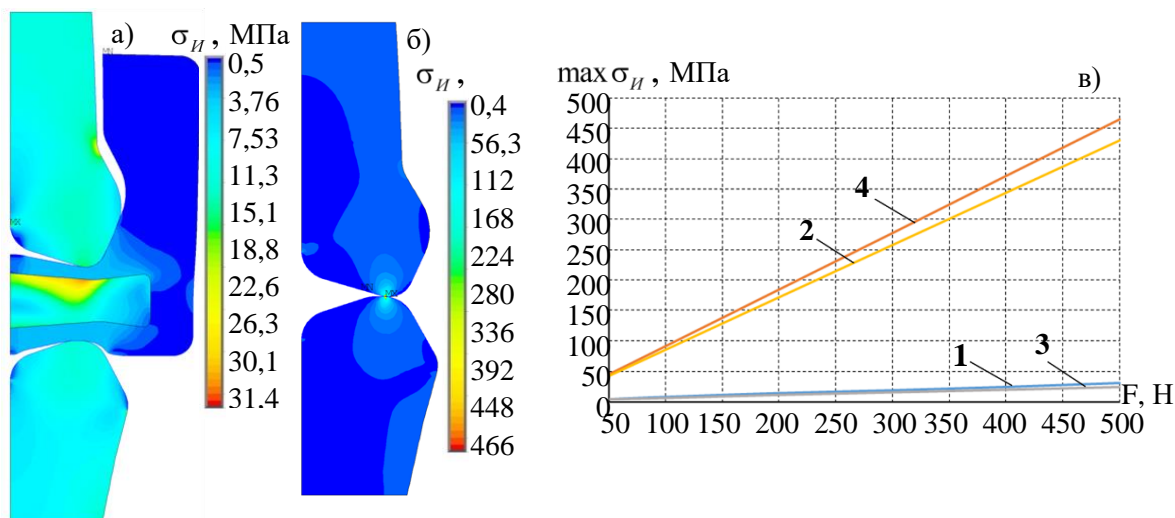


Рисунок 2 – Интенсивность напряжений при силе индентирования 500 Н:

- а) контакт зубов через каппу; б) контакт без каппы; в) зависимость $\max \sigma_{II}$ от нагрузки:
2, 4 – зуб верхнего и нижнего зубного ряда соответственно (расчетная схема 2);
1, 3 – зуб верхнего и нижнего зубного ряда соответственно (расчетная схема 1)

В ходе численных экспериментов было установлено:

- При контакте пары зубов через протетическую конструкцию максимальный уровень контактного давления в среднем ниже в 10 и более раз, чем при контакте элементов зубочелюстной системы человека без учета протетической конструкции. Контактное касательное напряжение в 4 раза меньше контактного давления. Установлено влияние упругопластического деформирования каппы на характер распределения контактного давления и контактного касательного напряжения.

- При контактном взаимодействии пары зубов через протетическую конструкцию наблюдается падение максимальной интенсивности напряжений в твёрдых тканях зубов. В среднем максимальная интенсивность напряжения у зуба из верхнего зубного ряда при контакте через каппу в 11-15 раз меньше; для зуба из нижнего зубного ряда – 11-19 раз меньше.

- При увеличении нагрузки увеличивается площадь пластических деформаций в каппе, при этом при нагрузке 500 Н максимальный уровень интенсивности пластических деформаций не превышает 20%. Влияние пластической деформации на зону контакта проявляется в характере распределения контактного давления и контактного касательного напряжения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Правительства Пермского края и РФФИ (проект № 17-48-590411 p_a).

Список литературы

1. Kamenskih A., Astashina N.B., Lesnikova Y., Sergeeva E., Kuchumov A.G. Numerical and experimental study of the functional loads distribution in the dental system to evaluate the new design of the sports dental splint // Series on Biomechanics. – 2018. – Vol.32, No.1. – P. 3-15.
2. Kamenskikh A.A., Ustjugova T.N., Kuchumov A.G. Modelling of the tooth contact through one-layered mouthguard // Journal of Physics: Conference Series. 2018. Vol. 1129. Pp. 1-6. doi:10.1088/1742-6596/1129/1.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ТРИСУЛЬФИДА ЦИРКОНИЯ (ZrS₃) НА БИОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ БАКТЕРИИ (E. COLI)

П.А. БАРАНЧИКОВ¹, О.В. ЗАХАРОВА^{1,2}, А.А. ГУСЕВ^{1,2}, Д.С. МУРАТОВ²

¹Тамбовский государственный университет имени Г.Д. Державина

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: Petrovi4-98@yandex.ru

Современные двумерные наноматериалы могут быть успешно использованы для биовизуализации в качестве квантовых точек [1], при адресной доставке препаратов [2], фототерапии [3], биосенсорике [4], а также в качестве перспективных антибиотиков [5]. В последние несколько лет активизировался интерес к трихалькогенидам переходных металлов, и, в частности, к трисульфиду циркония, который обладает неординарными электронными и оптическими свойствами, перспективными и в биомедицинских приложениях. Тем не менее, никаких исследований биологических эффектов этого материала до сих пор не проводилось.

В этом исследовании нанопластины ZrS₃ были получены путем прямой реакции чистого порошка циркония с элементарной серой в кварцевой трубке, герметизированной под вакуумом. Согласно СЭМ, полученные наночастицы имеют длину 2-5 мкм, ширину 400-500 нм и толщину приблизительно 10-50 нм.

Было исследовано влияние свежеприготовленных, 2-часовых и 24-часовых коллоидных растворов, содержащих 0,001 ... 1 г / л трисульфида циркония (ZrS₃) на люминесцентные бактерии *E.coli*. Установлено, что свежие растворы ZrS₃ при всех исследуемых концентрациях стимулируют активность бактерий. Максимальные показатели люминесценции бактерий отмечены при концентрации ZrS₃ 1 г/л, превышая контрольные значения в 5 раз. Растворы, выдержанные 2 часа, оказали стимулирующий эффект только в максимальной концентрации – показатели люминесценции были выше контрольных в 2 раза. В случае с 24-часовой суспензией наблюдалось ингибирование активности бактерий, причем с ростом концентрации люминесценция *E. coli* снижалась – при 1 г/л значение было в 3 раза ниже контроля. Выявленные эффекты, вероятно, связаны с постепенной деградацией ZrS₃ и выделением в раствор H₂S, который в физиологических концентрациях защищает бактерии от окислительного стресса [6], основного механизма токсичности наночастиц. В то же время снижение стимулирующей активности и появление токсического эффекта с течением времени может объясняться увеличением концентрации сероводорода в растворе до критических величин, а также прямым механическим повреждением бактериальных клеток нанопластинами ZrS₃ [7,8].

Результаты исследования могут быть использованы при разработке наноразмерных устройств на основе ZrS₃ нанопластины для биомедицинских применений.

Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (проект RFMEFI57417X0159).

Список литературы

1. Xu S., Li D., Wu P. One-Pot, Facile, and Versatile Synthesis of Monolayer MoS₂/WS₂ Quantum Dots as Bioimaging Probes and Efficient Electrocatalysts for Hydrogen Evolution Reaction // *Advanced Functional Materials*. – 2015. – Т. 25. – № 7. – С. 1127-1136.
2. Yin W., Yan L., Yu J., Tian G., Zhou L., Zheng X., Zhang X., Yong Y., Li J., Gu Z., Zhao Y. High-throughput synthesis of single-layer MoS₂ nanosheets as a near-infrared photothermal-triggered drug delivery for effective cancer therapy // *ACS Nano*. – 2014. – Т.8. – № 7. – С. 6922-6933
3. Stanley S. C., Bryan K., Jaemyung K., Brian M. F., Mrinmoy D., Patrick E. H., Jiaying H., Jeffrey B., Vinayak P. D. Chemically Exfoliated MoS₂ as Near-Infrared Photothermal Agents // *Angewandte Chemie*. – 2013. – Т. 52. – № 15. – С. 4254-4258.

4. Hyun D.H., Dong J. H., Jong S. C., Minsu P., Tae S. S. Dual Role of Blue Luminescent MoS₂ Quantum Dots in Fluorescence Resonance Energy Transfer Phenomenon // Small. – 2014. – Т. 10. – № 19 – С. 3858-3862.
5. Yang X., Li J., Liang T., Ma C., Zhang Y., Chen H., Hanagata N., Su H., Xu M. Yang X. Antibacterial activity of two-dimensional MoS₂ sheets // Nanoscale. – 2014. – Т. 6. – № 17. – С. 10126-10133.
6. Hideo K. Production and physiological effects of hydrogen sulfide // Antioxid Redox Signal. – 2014. – Т. 20. – № 5. – С. 783–793.
7. Fu L.H., Hu K.D., Hu L.Y., Li Y.H., Hu L.B., Yan H.3, Liu Y.S., Zhang H. An antifungal role of hydrogen sulfide on the postharvest pathogens *Aspergillus niger* and *Penicillium italicum* // Pub Med. – Т. 9. – № 8. – С. 104206.
8. Wu G., Wan F, Fu H., Li N., Gao H. A matter of timing: Contrasting effects of hydrogen sulfide on oxidative stress response in *Shewanella oneidensis* // J Bacteriol. – 2015. – Т. 197 – № 22. – С. 3563–3572.

КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ИМПЛАНТАТОВ, СТИМУЛИРУЮЩИХ РОСТ КОСТНОЙ ТКАНИ

Г.Е. ДУБИНЕНКО, Е.Н. БОЛЬБАСОВ, С.И. ТВЕРДОХЛЕБОВ

Томский политехнический университет

E-mail: dubinenko.gleb@gmail.com

Одним из наиболее перспективных методов создания имплантатов для приложений травматологии и ортопедии являются технологии 3D печати. Для печати имплантатов методом FDM в настоящее время используется филамент изготовленный из линейных биорезорбируемых полиэфиров таких как полимолочная кислота (PLLA), поликапролактон (PCL), полигликолиевая кислота (PGA) и их сополимеры [1]. Существенным фактором, ограничивающим широкое применение метода Fused Deposition Modeling (FDM) для печати имплантатов для травматологии и ортопедии является низкая функциональная активность полимерных имплантатов что затрудняет дифференцировку ММСК в остеообласть, ограничивая продукцию костной ткани уменьшая прочность фиксации имплантата в костном ложе. Перспективной стратегией решения проблемы низкой функциональной активности полимерных имплантатов, сформированных методом FDM является использование для печати филамента изготовленного из композиционных материалов на основе биodeградируемых полиэфиров и минеральных биологически активных дисперсных наполнителей таких как фосфаты кальция различной химической природы (гидроксиапатит (ГАП), трикальций фосфат (ТКФ) и т.п.) [2,3].

В работе были предложены методики получения высоконаполненного (до 50% по весу) композиционного филамента для 3D печати по технологии FDM на основе биорезорбируемых полиэфиров PLLA и PCL. В качестве наполнителя использовался ГАП. Для исследования были выбраны 3 состава композита: 12,5% ГАП/87,5% полимер; 25% ГАП/75% полимер; 50% ГАП/50% полимер. В качестве контроля был изготовлен филамент из чистых PLLA и PCL. Композит получали методом смешения 10%-го раствора PLLA в хлороформе и 15%-го раствора PCL в ацетоне с порошком ГАП в шаровой мельнице. После смешения растворители выпаривались из композита и выполнялось измельчение полученных композитов до размеров, приемлемых для экструзии. Экструзия композиционных филаментов выполнялась с использованием одношнекового горизонтального экструдера при нагреве до температур близких к температуре плавления полимерной матрицы. Полученные филаменты были использованы для 3D печати пористых скаффолдов по технологии FDM.

Результаты сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) продемонстрировали гомогенное распределение частиц ГАП в поверхностном слое скаффолдов. Средний размер частиц имел значение $314 \pm 69,95$ нм, что свидетельствует об успешном измельчении ГАП в процессе смешения компонентов в шаровой мельнице. На снимке 1.г можно отметить повышенную шероховатость поверхности скаффолда с 50% наполнением ГАП. Присутствие большого количества гидрофильных частиц ГАП в поверхностном слое скаффолдов в совокупности с шероховатостью поверхности является потенциально благоприятным для повышения смачиваемости скаффолда жидкостями организма и адгезии клеток на их поверхности. Для оценки распределения ГАП в PCL матрице необходимы дальнейшие исследования методом СЭМ.

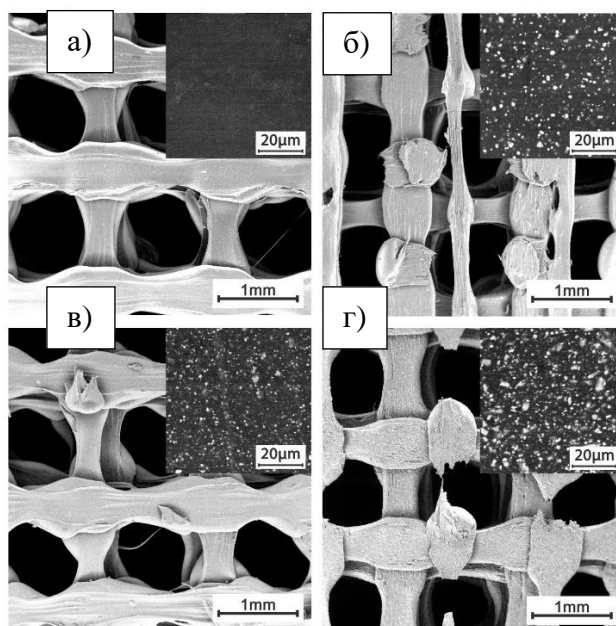


Рисунок 1 – СЭМ-изображения сформированных скаффолдов: а) 100% PLLA; б) 87,5% ГАП/12,5% PLLA; в) 25% ГАП/75% PLLA; г) 50% ГАП/50% PLLA

Для оценки влияния массовой доли наполнителя на физико-химические и механические свойства полученных композитов, необходимо проведение дальнейших исследований, в частности – Рамановской спектроскопии, термогравиметрического анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии, рентгенофазового анализа.

Список литературы

1. Li X. et al. 3D-printed biopolymers for tissue engineering application // Int. J. Polym. Sci. 2014. Vol. 2014.
2. Neumann M., Epple M. Focus on Biomaterials Composites of Calcium Phosphate and Polymers as Bone Substitution Materials // Eur. J. Trauma. 2006. Vol. 32, № 2. P. 125–156.
3. Rezwan K. et al. Biodegradable and bioactive porous polymer/inorganic composite scaffolds for bone tissue engineering. 2006.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОВОЙ СТРУКТУРЫ В КЕРАМИКЕ ZrO_2 - MgO МЕТОДОМ ИЗМЕРЕНИЯ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ

Ю.А. ЗЕНКИНА¹, А.С. БУЯКОВ²

¹Томский политехнический университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: yaz10@tpu.ru

Пористые керамические материалы находят широкое применение в различных областях техники [1]. Функциональное назначение и эксплуатационные характеристики таких материалов существенным образом определяются их поровым строением и состоянием микроструктуры внутриворотковой поверхности. Для адекватного описания морфологии материала необходима оценка таких параметров, как шероховатость поверхности, средний размер зерна, пор и др.

Фрактальный подход основывается на применении единого численного параметра, фрактальной размерности, описывающего структуру в комплексе и представляющего собой меру самоподобия исследуемого объекта.

В работе исследована зависимость фрактальной размерности (D) от длительности спекания и состава пористого керамического композита $ZrO_2(MgO) - MgO$.

Для определения фрактальной размерности использовался метод вертикальных сечений, который подразумевает принцип покрытия кривой профиля геометрическими метриками. В результате обработки растровых снимков получается набор профилей (вертикальных сечений), описывающих рельеф поверхности с точностью, определяемой величиной измерительного масштаба ϵ , рисунок 1а.

Одним из вариантов метода вертикальных сечений является измерение отношения длины профиля к длине его проекции на плоскость параллельную средней плоскости поверхности разрушения. Под масштабом подразумевается величина шага, которая определяет длину линии вертикального сечения [2].

Для определения зависимости в логарифмических координатах необходимо построить обратную s – образную кривую $\ln(l(\epsilon)) = D(\ln(\epsilon))$, рисунок 1б. Линейный участок кривой аппроксимируется по методу наименьших квадратов, где тангенс угла наклона аппроксимирующей линейной функции определяет значение фрактальной размерности в виде $D = 1 + |\alpha|$.

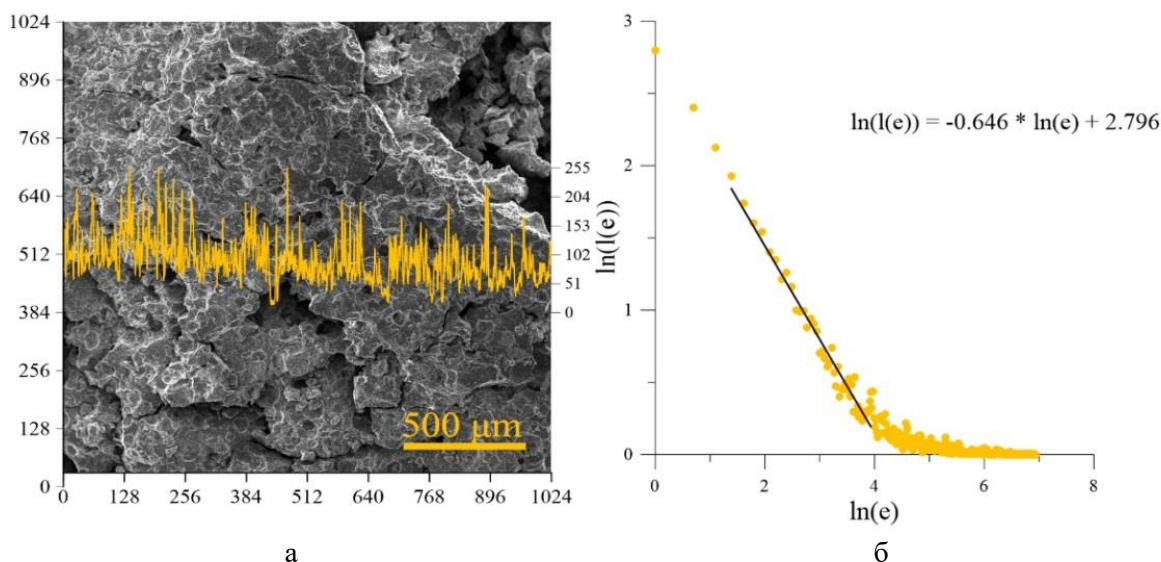


Рисунок 1 - Определение фрактальной размерности: а) снимок поверхности MgO ; б) зависимость $\ln(l(\epsilon))$ от $\ln(\epsilon)$

Исследование поверхности образца проводился с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) “Tescan, Vega 3 . При кратности увеличения от 150 до 2000 и ускоряющем напряжении 20 кВ с помощью детектора вторичных электронов, поскольку интенсивность эмиссии вторичных электронов с поверхности образца в большей степени зависит от топографии поверхности [3].

В таблице 1 представлены значения фрактальной размерности в зависимости от состава и длительности спекания при температуре 1600 °С. Увеличение фрактальной размерности наблюдается при спекании образцов в интервале от 10 до 180 минут, последующее спекание с выдержкой до 300 минут приводит к снижению D без существенных изменений при дальнейшем спекании. Увеличение фрактальной размерности происходит вместе с увеличением содержания MgO в составе образцов, что может объясняться появлением большего количества трещин и фрагментов зерен.

Таблица 1 - Значения фрактальной размерности

	10 мин	60 мин	180 мин	300 мин	600 мин
100 % ZrO ₂	1,0466	1,0817	1,3062	1,1972	1,2153
75% ZrO ₂	1,0477	1,1024	1,4766	1,2376	1,1608
50% ZrO ₂	1,0423	1,1198	1,4803	1,2589	1,2508
25% ZrO ₂	1,0525	1,1282	1,3654	1,3524	1,2721
100 % MgO	1,0507	1,1179	1,4851	1,3737	1,2929

Поведение величины фрактальной размерности, в зависимости от длительности спекания, отражает стадии твердофазного спекания: увеличение D происходит во время стадий зарождения межзеренных связей и последующего развития объемной усадки, на третьей стадии спекания фрактальная размерность остается постоянной.

Фрактальная размерность является чувствительной к микроструктуре поверхности, в том числе к характеру распространения трещин, так как оценивается по снимкам поверхности, полученным при различных увеличениях. Таким образом, можно говорить о том, что величина фрактальной размерности отражает степень развитости рельефа, включая характер распространения трещин.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования (соглашение RFMEFI58417X0026) на аналитическом оборудовании Томского регионального центра коллективного пользования.

Список литературы

1. Калинович Д.Ф., Кузнецова Л.И., Денисенко Э.Т. Диоксид циркония: свойства и применение // Порошковая металлургия. 1987. - №1. - С. 98-102.
2. Ивонин И.В., Новиков В.А. Определение фрактальной размерности поверхности эпитаксиального n-GaAs в локальном пределе, Физика и техника полупроводников, 2009, том 43, вып. 1, - 40 с.
3. Суворов Э.В. Методы исследования реальной структуры и состава материалов: Учебно-методический комплекс дисциплины. - М.: Изд. Дом МИСиС, 2010. - 146 с.

ВЫХОД ЗАГРУЖЕННЫХ ВЕЩЕСТВ *IN VITRO* ИЗ СИСТЕМЫ УПОРЯДОЧЕННЫХ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ ОТДЕЛЬНОСТОЯЩИХ МИКРОКАМЕР

Ю.А. ЗЫКОВА, В.Л. КУДРЯВЦЕВА

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: zykova_j@mail.ru

На сегодняшний день одним из интенсивных направлений исследования в области биомедицины является доставка лекарственных веществ (ЛВ) при помощи различных микро- и наносистем, осуществляемая с целью улучшения терапевтической эффективности ЛВ [1]. Для формирования матрицы таких систем широко используют синтетические биodeградируемые полимеры, в частности, полимолочную кислоту (ПМК) и сополимеры на ее основе благодаря тому, что она является биосовместимой и способной к полной деградации до нетоксичных продуктов [2].

Актуальной задачей по сей день является получение системы, сочетающей способность эффективно загружать как водорастворимые, так и неводорастворимые легкодиффундирующие ЛВ с малой молекулярной массой относительно простым и быстрым методом; выпускать загруженные вещества в течение длительного времени наряду с возможностью контролировать и инициировать их выпуск в случае необходимости посредством внешних стимулов (например, ультразвуком).

Биodeградируемые микрокамеры – система в виде пленки, направленная на выполнение данной комплексной задачи. В связи с этим, целью данной работы являлось изучение выхода загруженных веществ *in vitro* из данной системы.

Систему отдельностоящих микрокамер формировали по методике, описанной в [3]. Для этого использовали микроструктурированный полидиметилсилоксановый (ПДМС) штамп [4] и 1 масс.% раствор полимолочной кислоты (ПМК, PURASORB PL38, Purac, Netherland) в хлороформе (Fisher Scientific, UK). В микрокамеры загружали модельное вещество, водный раствор флуоресцентного красителя Родамина Б, концентрацией 0,25 мг/мл ($M_w=479,02$ г/моль) и фармацевтический препарат, раствор Левомецетина в этаноле, антибиотик концентрацией 50 мг/мл.

Отдельностоящие микрокамеры имеют морфологию, повторяющую морфологию ПДМС-штампа: цилиндрическая микрокамера с внешним диаметром около 6 мкм, высотой около 3 мкм, толщиной стенки $0,5 \pm 0,2$ мкм, объемом около $4,9 \times 10^{-8}$ мкл; расстоянием между центрами двух соседних микрокамер 20 мкм. Эффективность загрузки в такие микрокамеры веществ была составляет около 46%.

Выход веществ *in vitro* определяли с помощью метода ультрафиолетовой-видимой спектроскопии (Specord 250 Plus, Analytik Jena AG, Германия) по способу калибровочной кривой в натрий-фосфатном буфере (рН 7,4 T=37°C).

Профиль выхода *in vitro* Родамина Б и Левомецетина представлен на Рисунке 1, зеленая линия для Родамина Б, черная для Левомецетина. Для обоих веществ профиль выхода является двухфазным: сначала возникает резкий выход вещества в течение первых суток (Родамин Б около 64%, Левомецетин около 75%), затем плавный непрерывный выход до 14 суток для Родамина Б, и до 9 суток для Левомецетина (100%). Данный профиль выхода может быть применим для незамедлительного лечения с поддержанием эффекта в течении некоторого времени. Обнаружено, что видимые признаки поверхностной эрозии ПМК на микрокамерах отсутствуют спустя 14 суток нахождения системы в буфере при 37°C; ее появление наблюдается спустя 21 сутки. Соответственно, основным механизмом высвобождения вещества является диффузия молекул.

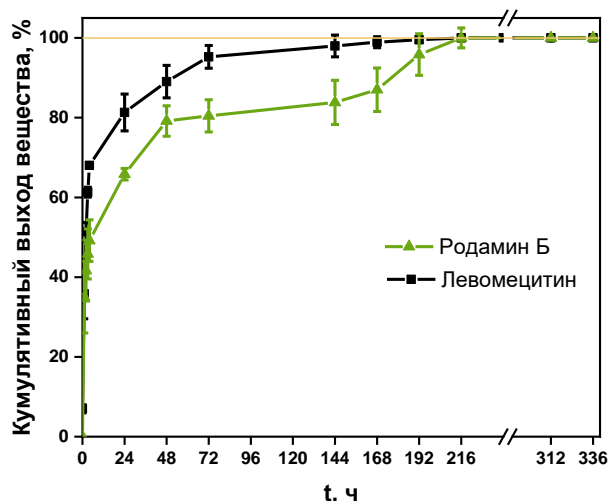


Рисунок 1. - Профиль выхода *in vitro* Родамина Б (черная линия) и Левомецитина (зеленая линия)

Таким образом, выход веществ *in vitro* двухфазный и продолжительный, что является преимуществом для моментального лечения с поддержанием эффекта.

Список литературы

1. Byung Kook Lee, Yeonhee Yun, Kinam Park PLA Micro- and Nano-Particles // Advanced Drug Delivery Reviews. – 2016. – Т. 107. – С.176-191.
2. Astrid J.R.Lasprilla, Guillermo A.R.Martinez, Betânia H.LunelliaAndré L.Jardini, Rubens MacielFilho Poly-lactic acid synthesis for application in biomedical devices — A review. – 2012. – Т. 30. – С.321-328.
3. Zykova Y. A., Kudryavtseva V. L., Gay M., Kozelskaya (Khokhlova) A. I, Frue Y., Sukhorukov G. B, Tverdokhlebov S. I. Free-standing Microchamber Arrays as a Biodegradable Drug Depot System for Implant Coatings // European Polymer Journal. – 2019. – Т. 114. – С.72-80.
4. Meiyu Gai, Johannes Frueh, Tianyi Tao, Arseniy V. Petrov, Vladimir V. Petrov, Evgeniy V. Shestrikov, Sergei I. Tverdokhlebov and Gleb B. Sukhorukov Polylactic acid nano- and microchamber arrays for encapsulation of small hydrophilic molecules featuring drug release via high intensity focused ultrasound // Nanoscale. – 2017. – Т. 21. – №. 9. – С. 7063-7070.

АНАЛИЗ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ ГИГАНТСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ

А.В. ИЛЬЧУК, Е.В. ДОРОЖКО, Р.Д. РОДРИГЕС, Е.С. ШЕРЕМЕТ, Б. МА

Томский политехнический университет

Инженерная школа новых производственных технологий

E-mail: avi29@tpu.ru

Целью данного исследования является разработка имплантируемой ГКР-активной подложки для *in vivo* анализа органических веществ.

Неинвазивное детектирование, на сегодняшний день, является наиболее актуальным направлением биомедицины. Метод спектроскопии комбинационного рассеяния позволяет

в режиме реального времени отслеживать изменения в состоянии биологических объектов. В связи со сложностью детектирования и анализа органических спектров, необходимо использовать гигантское комбинационное рассеяние (ГКР) света, что позволяет добиться высокой интенсивности сигнала комбинационного рассеяния света. Добиваются усиления сигнала при помощи нанесения плазмонных наночастиц, обладающих способностью к возбуждению локализованного поверхностного плазмонного при резонансном облучении. Согласно теории Ми, рассеяние зависит от размера и формы частицы, а также от длины волны падающего света. [1] Для получения плазмонного резонанса в окне прозрачности биологических тканей, необходимо синтезировать частицы размером более 100 нм. Также необходимо достичь высокой механической устойчивости ГКР-активной подложки в органической среде.

В данной работе, представлены следующие методы осаждения плазмонных наночастиц на проводящую несущую поверхность: электролиз, химический синтез НЧ (метод Френса), электрохимический метод, метод УФО-восстановления, метод выдерживания. Для электрохимического восстановления плазмонных НЧ, использовался раствор золотохлористоводородной кислоты, также данный метод был модифицирован с использованием диазониевых солей. Раствор сыворотки искусственной крови был изготовлен по методологии из работы [2]. Детектируемой молекулой является 4-NBT с химической формулой $C_6H_5NO_2S$. Тиольные группы образуют ковалентную связь с золотом, делая 4-NBT идеальной молекулой для детектирования. Также 4-NBT защищает поверхность подложек от загрязнений.

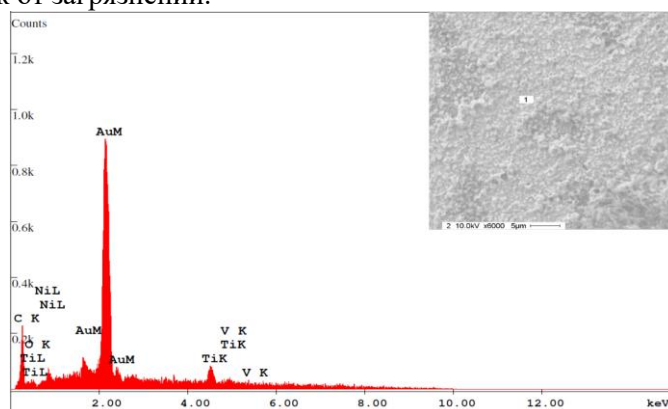


Рисунок 1 – Спектр ЭРС ГКР-активной подложки; изображение РЭМ: поверхность коронарного стента с Au наночастицами, восстановленными электрохимическим методом

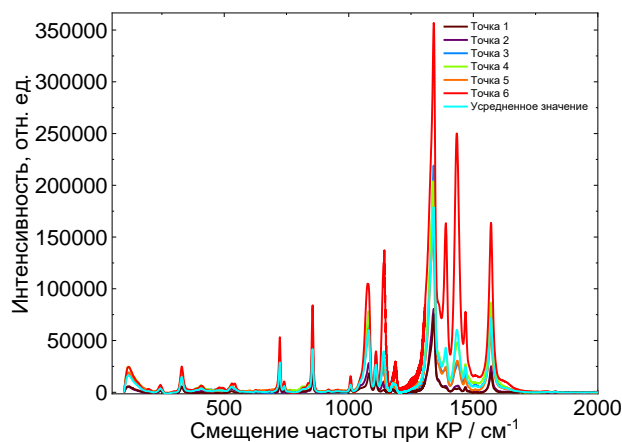


Рисунок 2 –ГКР спектр от 4-NBT, параметры: лазер 785 нм, мощность 0,8 мВт

В результате работы показана принципиальная возможность изготовления ГКР-активных подложек из биосовместимых материалов, продемонстрирована их механическая устойчивость в потоке искусственной сыворотки крови. Был проведен анализ методов осаждения, их сравнение при помощи данных, полученных растровой электронной микроскопией (РЭМ), энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией (ЭРС) и спектроскопией гигантского комбинационного рассеяния света. Изучена морфология поверхностей, состав и эффективность ГКР-активных подложек, полученных разными методами. Выявлен наилучший метод осаждения плазмонных наночастиц на проводящую несущую поверхность, которым стал метод электрохимического восстановления (рис. 1). Показано усиление оптических сигналов ГКР-активными подложками. Разработан концепт ГКР-активной подложки для *in vivo* анализа крови человека и коронарных сосудов.

Мы надеемся, что наше исследование будет полезным для научных групп, занимающихся в области спектроскопии комбинационного рассеяния света. Исследуемые ГКР-активные подложки имеют перспективы развития для мониторинга организма человека.

Список литературы

1. Beiträge zur Optik trüber Medien, speziell kolloidaler Metallösungen/ G. Mie. - Leipzig, Ann. Phys. T. 330, С. 377 - 445 (1908).
2. Controlled nucleation for regulation of particle-size in monodisperse gold suspensions/ Frens G. - Nat. Phys. Sci. - 1973. - Т. 241. - № 105. С. 20-22.

СОЗДАНИЕ ЭЛЕКТРОДОВ-ИНСТРУМЕНТОВ МЕТОДОМ SLM ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Е.Ю. КОЧЕРГИН, Т.Р. АБЛЯЗ, Е.С. ШЛЫКОВ

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: Koch-egor@yandex.ru

Нанесение текстурированного рельефа на рабочую поверхность детали позволяет повысить прочностных свойств (за счет создания на поверхностном слое мелкозернистой структуры), а также обеспечить снижение коэффициента трения, за счет создания микроструктурированных маслоудерживающих полостей.

Для создания текстурированного рисунка на поверхности металла, в большинстве случаев, применяют лазерный луч [1]. Однако повышенное температурное воздействие на поверхность изделия не позволяет применять данный метод при нанесении текстурного рельефа на тонкостенных изделиях.

Альтернативным способом текстурирования поверхности является электроэрозионная обработка (ЭЭО) сложнопрофильным электродами. Применение электрода-инструмента (ЭИ) с текстурированным рельефом на рабочей поверхности позволяет осуществить обработку токопроводящих материалов не зависимо от их физико-механических свойств. Таким образом, на поверхности обработанной детали формообразуется текстурированный рельеф повторяющий поверхность электрода.

Сдерживающим фактором в развитии данного метода являлось отсутствие экономически эффективных технологий изготовления текстурированных электродов.

Актуальным решением данной проблемы является применение технологии селективного лазерного сплавления (SLM) при изготовлении электродов.

В настоящее время не в полной мере изучен процесс ЭЭО материалов электродами полученными методами SLM с текстурированными рабочими поверхностями.

Для изготовления ЭИ методом аддитивных технологий используется установка для послойного лазерного сплавления порошков Realizer SLM-50. Принцип создания модели

заключается в послойном спекании слоя сферического порошка лазером. В качестве порошка используется Ti6Al4V [2].

Технологический процесс получения изделий лазерным спеканием включает в себя несколько этапов: создание 3D модели, расчленение на слои, формирование исполняемого файла, задание основных параметров обработки, подготовка исходных материалов и подложки, спекание частиц под воздействием лазера [3].

Создание ЭИ методом SLM позволяет получить на торцевой поверхности требуемый рисунок, с сохранением времени и средств, так как обработка сложного профиля методом лезвийной обработки приводит к удорожанию элемента.

С помощью САПР спроектирован ячеистый ЭИ (рисунок 1а) для текстурирования поверхности металла.



Рисунок 1 – ЭИ для текстурирования поверхности
1а – 3D модель ЭИ; 1б – Выращенный прототип ЭИ

Следующим этапом был выращен прототип с помощью Realizer SLM-50 (рисунок 1б). При изготовлении ЭИ обеспечивалось равномерное распределение плотности и однородной структуры заготовок в процессе сплавления.

В работе [2] отмечено, что плотность утряски характеризует способность порошка к структурному уплотнению при компактном распределении без деформации частиц, при этом достигается сокращение до 20% объема. Вследствие геометрических особенностей насыпная плотность и плотность утряски всегда выше у частиц правильной геометрической формы, таким образом, достигается максимальная плотность укладки. Таким образом, при изготовлении ЭИ насыпная плотность и плотность утряски составили 2,5 г/см³ и 2,7 г/см³ соответственно. Мощность лазера составила 100 Вт, длина волны лазерного излучения – 680 нм. Сканирование происходило с изменением направления на 90° от слоя к слою, режим работы лазера – непрерывный. Изготовление опытных образцов проводили в среде аргона, скорость сканирования лазерного луча составила 500 мм/с. Интенсивность лазерного излучения составила 2500 мА, время выдержки и толщина слоя составили 60 мкс и 30 мкм соответственно.

Полученный ЭИ использован для обработки стали марки 65Г по ГОСТ14959-70. В качестве экспериментального оборудования выбран копировально-прошивочный станок Smart CNC. Методика проведения эксперимента аналогична [4].

Результаты проведенного эксперимента представлены на рисунке 2.

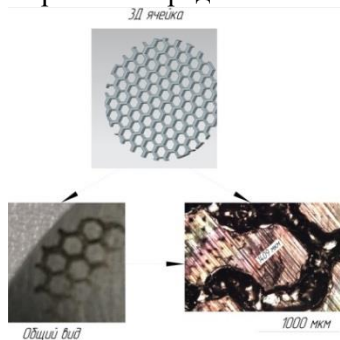


Рисунок 2 – Микрорельеф поверхности после ЭЭО

В результате проведенного исследования показано, что текстурированная поверхность ЭИ полученного методом SLM сформировала на обработанной поверхности изделия ячейки, повторяющие форму ЭИ.

Установлены закономерности влияния режимов ЭЭО и формы ячейки ЭИ на формирование микронеровностей на обработанной поверхности. Установлено, что обработка на обратной полярности позволяет обеспечить более высокое качество поверхности с четко выраженными границами ячеек.

Полученные результаты использованы для нанесения регулируемых маслостойких канавок на изделия типа «Диск» опытного изделия нефтяного машиностроения.

Список литературы

1. Бойнович Л. Б. Пат. 2605401 Российская Федерация, МПК В 23 К 26/324 Способ придания супергидрофобных свойств поверхности металла [Текст]/ Бойнович Л. Б.; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина Российской академии наук (ИФХЭ РАН) - № 2014146427; заявл. 19.11.14; опубл. 20.12.16.
2. Килина П.Н, Морозов Е.А., Матыгуллина Е.В., Абляз Т.Р. Исследование процесса послойного лазерного сплавления порошка титана Ti6Al4V.
3. Кремлев С. С. Исследование возможности применения высокопористого ячеистого материала в качестве электродов при копировально-прошивной электроэрозионной обработке. // MASTER`S JOURNAL. – 2016. – Т. 1. – С. 185 – 189.
4. Шлыков Е.С., Абляз Т.Р., Муратов К.Р. Повышение эффективности электроэрозионной обработки стали 38X2H2MA // СТИН. - 2019. - № 5. - С. 26-29., ВАК

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ RGD-ПЕПТИДОВ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СОСУДИСТЫХ ПРОТЕЗОВ МАЛОГО ДИАМЕТРА: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

Е.А. СЕНОКОСОВА¹, В.Н. СИЛЬНИКОВ², Е.О. КРИВКИНА¹, Л.В. АНТОНОВА¹

¹ НИИ комплексных проблем сердечно-сосудистых заболеваний

² Институт химической биологии и фундаментальной медицины СО РАН

E-mail: sergeewa.ew@yandex.ru

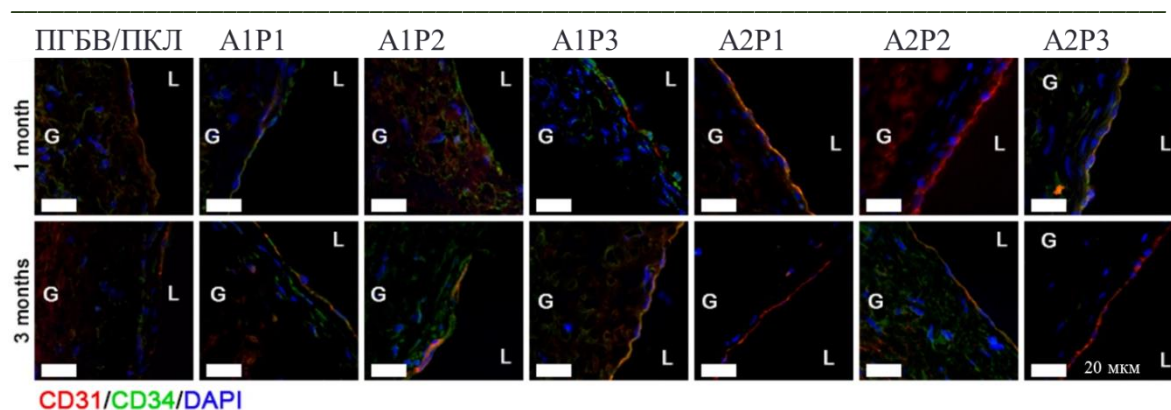
Создание функционально активного биodeградируемого сосудистого имплантата малого диаметра для нужд сердечно-сосудистой хирургии является востребованным направлением в области тканевой инженерии. В настоящее время исследуется возможность модифицирования внутренней поверхности изделия пептидными последовательностями, в частности RGD (аргинин-глицин-аспарагиновая кислота). Данная аминокислотная последовательность, будучи частью белков естественного внеклеточного матрикса, представляет собой сайт клеточной адгезии и обеспечивает интегрин-опосредованное взаимодействие с клетками [1,2]. Высокая тропность RGD-пептидов к интегринным рецепторам эндотелиальных клеток может обеспечить спонтанное формирование эндотелиального монослоя (ЭМ) на внутренней поверхности сосудистого имплантата. Жизнеспособный ЭМ наделён атромбогенным свойством и регуляторными функциями, определяет биосовместимость искусственного имплантата и надлежащее новообразование тканей на его основе. Каждая конфигурация RGD-пептида обладает определенной степенью сродства и сигналинга с интегринными рецепторами. Биодоступность RGD-пептида для эндотелиальных клеток обеспечивает линкерная группа, благодаря которой функционально

активный пептид иммобилизован к полимерной поверхности материала [3]. Однако остаётся открытым вопрос, касающийся наиболее предпочтительной конфигурации RGD-пептида и протяженности линкера.

Искусственные сосудистые графты с внутренним диаметром 1,5 мм и 4 мм были изготовлены на основе полимерного раствора полигидроксibuтирата/валерата и поликапролактона (ПГБВ/ПКЛ) методом электроспиннинга. Модифицирование внутренней поверхности изделий производили путём иммобилизации аминов (линкеры): короткого 1,6-hexamethylenediamine (A1) или длинного 4,7,10-trioxa-1,13-tridecanediamine (A2); и пептидами: нециклическими RGDK (P1), AhRGD (P2) и циклическим пептидом с[RGDFK] (P3). Время аминолита составило 10, 30 и 60 минут. И так, было изготовлено 6 видов, модифицированных ПГБВ/ПКЛ-графтов: A1P1, A1P2, A1P3, A2P1, A2P2, A2P3. В качестве контроля был использован немодифицированный матрикс аналогичного полимерного состава. Физико-механические испытания (n=48) были проведены на универсальной испытательной машине серии Z (Zwick/Roell, Германия). Анализ гемосовместимости (оценка гемолиза эритроцитов и агрегации тромбоцитов) проведён согласно стандарту ISO 10993.4. Оценивали адгезию и жизнеспособность колониеформирующих эндотелиальных клеток (КФЭК), культивируемых на матриксах. Производили подсчёт абсолютного количества клеток на 1 мм² поверхности и относительного содержания погибших клеток на матриксах с помощью флуоресцентной микроскопии. Выполнена сканирующая электронная микроскопия образцов. Графты имплантировали крысам линии Wistar (n=70) на 1 и 3 месяца с последующим гистологическим исследованием эксплантированных образцов. Полученные данные обрабатывали с помощью программы «GraphPad Prism».

По итогам проведённых физико-механических испытаний установлено, что при увеличении времени аминолита прочность и эластичность ПГБВ/ПКЛ-графтов снижалась. Оптимальное время аминолита материала, существенно не влияющее на физико-механические свойства сополимерного каркаса, составило 60 минут для линкера A1 и 30 минут - для линкера A2.

Степень гемолиза эритроцитов после контакта с модифицированными и немодифицированными графтами не превышала 2%, что указало на высокую гемосовместимость материала. Наибольшая степень деформации тромбоцитов отмечена на поверхности графтов A1P2 и A1P3. Максимальная адгезия КФЭК выявлена на поверхности матрикса A2P3: количество клеток составило 2682,4 (1917,7; 3141,2) кл/мм², что более чем в 6 раз превосходило количество адгезированных КФЭК на других матриксах (p<0,001). Одновременно и процент погибших клеток на поверхности матрикса A2P3 явился наивысшим (9%), что связано с его высокой заселенностью. При проведении гистологического исследования выявлено, что миграция клеточных элементов в толщу пористой стенки всех разновидностей модифицированных графтов происходило однотипно – преимущественно с внешней стороны. Образование коллагена наблюдали по всей толщине стенки графтов. Внутренняя поверхность всех полимерных матриксов была выстлана тонким слоем неинтимы. Образование тромба отмечено только в просвете 33,3% немодифицированных графтов и графтов A1P1 на всех сроках имплантации. При иммунофлуоресцентном исследовании выявлено, что линкер A2 способствует скорейшему формированию зрелого эндотелия в отличие от сосудистых графтов с коротким линкером A1, рисунок 1.



CD31/CD34/DAPI

Рисунок 1 - Иммунофлуоресцентная оценка эндотелиализации трансплантатов. Двойное иммуноокрашивание CD31 (красный, зрелые эндотелиальные клетки) и CD34 (зеленый, эндотелиальные клетки-предшественники) с окрашиванием DAPI (синий, ядро)

Процессы кальцификации в период имплантации графтов были менее выражены при модифицировании образцов длинным линкером A2 и пептидами P1 и P3.

Установлено, что оптимальное время аминолиза биорезорбируемого полимерного материала для 1,6-hexamethylenediamine составляет 60 минут, для 4,7,10-trioxa-1,13-tridecanediamine – 30 минут. Графты, модифицированные линейным RGDK и циклическим c[RGDFK] при условии их иммобилизации к поверхности сосудистого имплантата через длинный линкер 4,7,10-trioxa-1,13-tridecanediamine демонстрировали оптимальную биосовместимость и лучшую регенерацию сосудистых тканей.

Список литературы

1. Harburger D. S., Calderwood D. A. Integrin signalling at a glance // J. Cell Sci. – 2009; – № 122. – С. 159–163;
2. Wang F., Li Y., Shen Y., et al. The functions and applications of RGD in tumor therapy and tissue engineering // Int. J. Mol. Sci. – 2013; – № 14 (7). – С. 13447–13462;
3. Wu S., Du W., Duan Y., et al. Regulating the migration of smooth muscle cells by a vertically distributed poly (2-hydroxyethyl methacrylate) gradient on polymer brushes covalently immobilized with RGD peptides. // Acta Biomater. – 2018; – № 75. – С. 75–92.

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ РАБОТЫ ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ПРОТЕТИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ ДЛЯ ОДНОГО КЛИНИЧЕСКОГО СЛУЧАЯ

А.А. КАМЕНСКИХ^а, Т.Н. УСТЮГОВА^б

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: ^аanna_kamenskih@mail.ru, ^бtat.ustugova@yandex.ru

В 2014 году научным коллективом Пермского государственного медицинского университета предложена новая трехслойная индивидуальная защитная протетическая конструкция (патент на полезную модель № 140933 от 16.04.2014 г.) (рис. 1). Конструкция индивидуализированной зубной шины, выполненная методом термоформирования основной материал каппы этиленвинилацетат (Eva), материал прослойки винилполисилоксан (А-силикон). Такая защитная зубная шина является персонализированной (индивидуальной), параметры элементов зубного ряда для одного из рассматриваемых клинических случаев представлены на рис. 1.



Рисунок 1 – Параметры биомеханического узла для одного клинического случая:
а) результаты компьютерной томографии; б) слепок верхней челюсти; в) назубная шина

В рамках работы выполнен анализ деформационного поведения индивидуальных конструкций зубных шин с учетом фрикционного контакта элементов биомеханического узла. Математическая постановка описана в [1]. Для анализа влияния прослойки из А-силикона на напряженно-деформированное состояние узла в целом и зоны контакт в частности рассмотрено два варианта протетической конструкции (рис. 2): однослойная и трехслойная индивидуальная каппа.

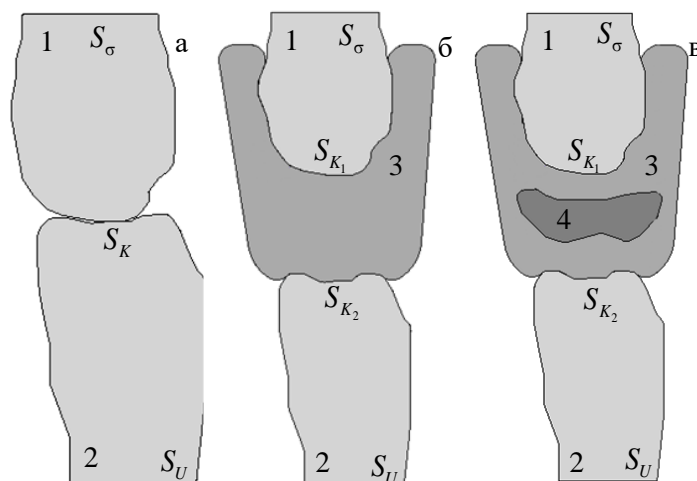


Рисунок 1 – Контакт пары зубов с учетом (б, в) и без учета (а) защитных капп:
индивидуальные однослойная (б) и трехслойная (в) шины

В работе рассматривается три варианта контакта зуба верхнего зубного ряда (1) с зубом нижнего зубного ряда (2): без учета защитных протетических конструкций; с учетом однослойной индивидуальной защитной зубной шины; с учетом трехслойной протетической конструкции. Основным материалом рассматриваемых капп Eva, материал прослойки А-силикон. Физико-механические характеристики современных материалов медицинского назначения получены в рамках серии натуральных экспериментов [2]. Для анализа влияния геометрии прослойки на напряженно деформированное состояние биомеханического контактного узла рассмотрено три варианта геометрии прослойки: расчетная схема 3-а максимальная толщина прослойки составляет 0,0022 м; для расчетной схемы 3-б максимальная толщина прослойки 0,003 м; расчетная схема 3-в подобрана комбинированная рациональная прослойка с максимальным размером 0,003 м и минимальным 0,0025 м. рациональность данной прослойки заключается в том, что в зависимости от геометрии зуба толщина ее может варьироваться, повторяя геометрию зуба (для области, где зуб при соприкосновении имеет меньшую площадь контакта, прослойка подбирается наибольшей толщины и наоборот).

В качестве примера решения задачи, на рисунке 2 показаны зависимости максимальной интенсивности напряжений в твердых тканях зубов для разных расчетных схем.

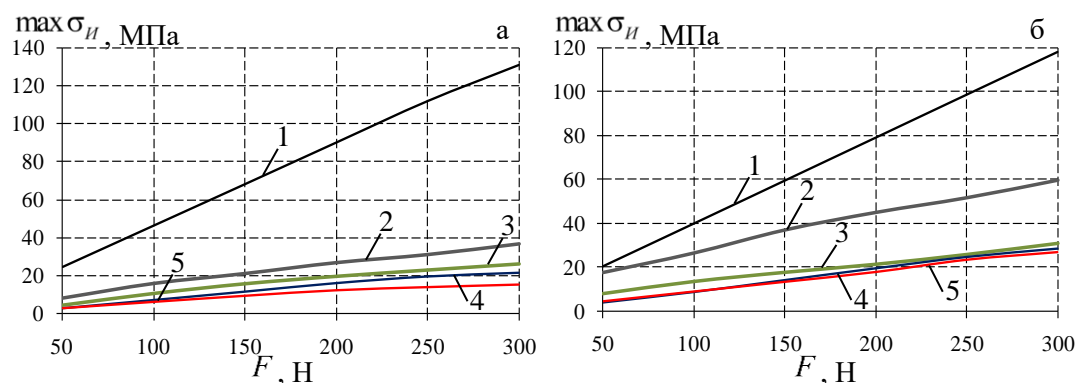


Рисунок 2 – Зависимость максимальной интенсивности напряжений от уровня нагрузки:

а) зуб верхнего зубного ряда; б) зуб нижнего зубного ряда;

- 1 – без протетической конструкции, 2 – однослойная протетическая конструкция;
3, 4, 5 – трехслойная протетическая конструкция с разной геометрией прослойки

Как показывают результаты, использование трехслойной протетической конструкции способствует снижению уровня напряжений в твердых тканях зубочелюстной системы. Геометрия прослойки влияет на характер деформационного поведения. Так, использование зубной шины с прослойкой максимальной толщиной 0,0022м по характеру деформированного поведения близко к использованию однослойной протетической конструкции, а максимальная интенсивность напряжений от однослойной отличается в среднем на 10% в зубе верхнего зубного ряда и на 5% в зубе нижнего зубного ряда. Использование рациональной прослойки в зубной шине с максимальной толщиной 0,003м и минимальной 0,0025м показало наилучший результат по всем рассматриваемым параметрам. Ее использование позволяет уменьшить напряжение в зубе верхнего зубного ряда в среднем на 70% и в зубе нижнего зубного ряда в среднем 50%.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Правительства Пермского края и РФФИ (проект № 17-48-590411 р_а).

Список литературы

1. Kamenskih A., Astashina N.B., Lesnikova Y., Sergeeva E., Kuchumov A.G. Numerical and experimental study of the functional loads distribution in the dental system to evaluate the new design of the sports dental splint // Series on Biomechanics. – 2018. – Т.32, No.1. – С. 3-15.
2. Лохов В.А., Кучумов А.Г., Мерзляков А.Ф., Асташина Н.Б., Ожгихина Е.С., Тропин В.А. Экспериментальное исследование материалов новой конструкции спортивной зубной шины // Российский журнал биомеханики. – 2015. – Т. 19. № 4. – С. 409-420.

**КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МЕМБРАНЫ НА ОСНОВЕ СОПОЛИМЕРА
VDF-TFE, СФОРМИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОСПИННИНГОМ**

Т.С. ТВЕРДОХЛЕБОВА¹, Е.Н. БОЛЬБАСОВ¹

¹ Томский политехнический университет

E-mail: aramat_tts@mail.ru

Раны и способы обработки ран впервые были описаны пять тысячелетий назад. В отличие от большого количества технических изобретений, совершенных за последние 100 лет, древняя практика ухода за ранами не имеет явного прогресса. Заживление хронических ран представляет собой сложный трудоемкий процесс (время заживления ~12 недель), подверженный внешним биологическим атакам, поэтому необходимо создавать контролируемую среду для заживления ран с помощью подходящего “барьера”. Перспективными материалами для создания “барьера” являются нетканые полимерные мембраны, сформированные методом электроспиннинга [1]. Известно, что пьезоэлектрические мембраны, изготовленные из фторсодержащих полимеров, под воздействием внешних механических стимулов способны усиливать миграцию, адгезию и уровень секреции цитокинов фибробластов, основных клеток кожи [2]. Эта способность позволяет пьезоэлектрическим фторполимерным мембранам (ФПМ) генерировать электрические импульсы в результате механического воздействия на прилегающие ткани, что позволяет стимулировать процесс заживления [3]. Недостатком ФПМ, ограничивающим их применение в качестве раневых повязок, является высокая гидрофобность, существенно снижающая способность ФПМ сорбировать экссудат (жидкость, выделяющуюся при воспалении). Одним из возможных решений проблемы создания эффективных ФПМ для заживления ран является разработка композиционных мембран на основе фтор- и гидрофильных полимеров. В настоящем докладе мы приводим результаты пилотных исследований по созданию композиционных гидрофильных мембран на основе пьезоэлектрических фторсодержащих полимеров, а также изучению влияния содержания гидрофильного компонента в композите на структуру, химический состав и поверхностные свойства мембран.

Для изготовления ФПМ использовали сополимер винилиденфторида с тетрафторэтиленом (VDF-TFE) (M_n 5×10^5 , TFE 7 моль%) и полиэтиленпирролидин (PEP) (M_n 3×10^3). Смесь диметилформамида (C_3H_7NO), диметилсульфоксида (C_2H_6OS) и ацетона (C_3H_6O), взятых в соотношении 40/40/20 масс %, использовали в качестве смесового растворителя полимеров для приготовления прядильных растворов. Прядильные растворы, с содержанием полимеров, взятых в соотношении 100; 95/5; 85/15; 75/25; 50/50 масс%, соответственно, при общем содержании полимера в прядильном растворе 7 масс% готовили в герметичном стеклянном реакторе при температуре 40°C и постоянном перемешивании до получения однородной прозрачной вязкой жидкости. Для формования нетканых материалов использовалась коммерческая установка NANON-01A (MECC Co., Япония), оснащенная цилиндрическим сборочным коллектором, диаметром 50 мм и длиной 200 мм. Расстояние между инжектором прядильного раствора (игла 22G) и сборочным коллектором составляло 150 мм. Напряжение на инжекторе 25 кВ. Скорость подачи прядильного раствора 2 мл/час. Частота вращения сборочного коллектора – 50 об/мин. Исследование морфологии и химического состава сформированных мембран проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа (JEOL JSM-6000, Япония), оснащённого приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (JEOL JED 2300, Япония). Смачивание поверхности материалов водой исследовали с использованием оптического гониометра (Easy Drop-100, Германия).

Выявлено, что мембраны с содержанием PEP в диапазоне от 0 до 25 масс% сформированы переплетающимися между собой волокнами с нормальным распределением по диаметру, имеют хорошо развитую взаимосвязанную пористость, рисунок 1, таблица 1.

Увеличение содержания PEP приводит к уменьшению среднего диаметра волокон (d_{cp}), формирующих мембрану, более чем на 20%, таблица 1. Уменьшение d_{cp} волокон, формирующих мембрану, обусловлено снижением вязкости прядильного раствора с увеличением содержания PEP. Увеличение содержания PEP до 50 масс% вызывает значительные изменения в структуре волокон, формирующих мембрану, волокна группируются в пучки, при этом пучки имеют выраженную направленность, рисунок 1 д, и d_{cp} уменьшается более чем на 30% от уровня контрольных значений. Вероятно, причиной изменения структуры мембраны в этом случае является изменение электрофизических характеристик (диэлектрической проницаемости, проводимости, дипольного момента) прядильного раствора.

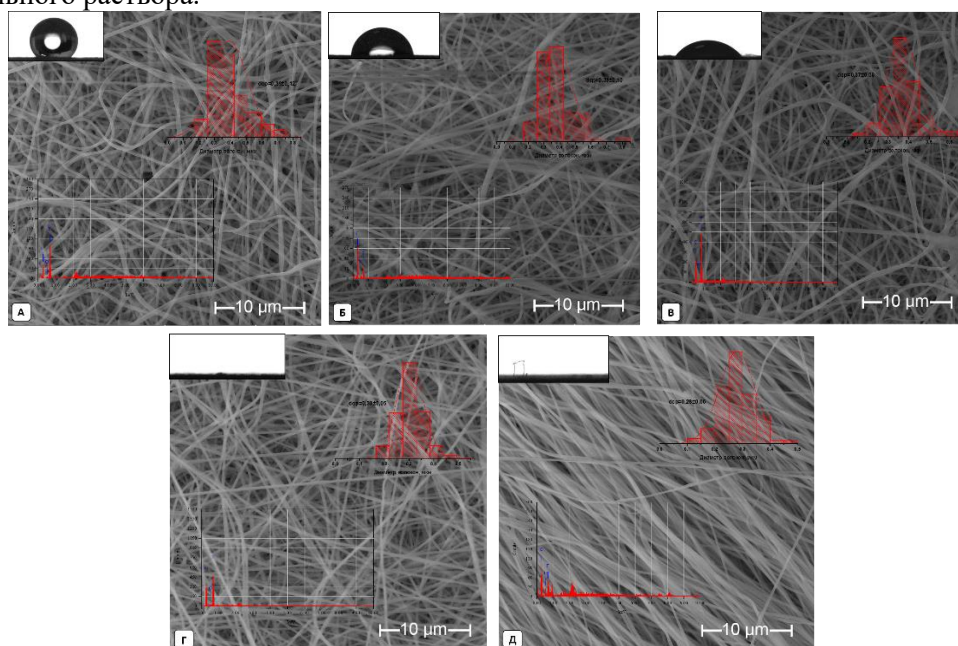


Рисунок 1 – СЭМ-изображения образцов: а) чистого VDF-TFE; б) VDF-TFE, содержащего 5% PEP; в) VDF-TFE, содержащего 15% PEP; г) VDF-TFE, содержащего 25% PEP; д) VDF-TFE, содержащего 50% PEP.

Увеличение содержания PEP в прядильном растворе приводит к изменению химического состава мембран, увеличивая содержание кислорода в ~9 раз по сравнению с контрольной мембраной. При этом краевой угол смачивания поверхности мембраны водой меняется от 125° (супергидрофобная поверхность) до 0° (полное смачивание, впитывание капли воды в мембрану), что связано с увеличением кислород содержащих групп на поверхности мембраны.

Таблица 1 – Физико-химические свойства сформированных мембран.

№	Содержание PEP, %	d_{cp} , мкм	Химический состав, масс %.			Краевой угол смачивания, град
			C	F	O	
1	0	$0,39 \pm 0,12$	$47,11 \pm 1,53$	$51,07 \pm 2,79$	$1,81 \pm 1,33$	125 ± 7
2	5	$0,38 \pm 0,10$	$47,03 \pm 2,66$	$49,58 \pm 1,44$	$3,39 \pm 2,43$	46 ± 5
3	15	$0,37 \pm 0,08$	$46,80 \pm 1,61$	$48,67 \pm 0,37$	$4,52 \pm 1,28$	20 ± 4
4	25	$0,30 \pm 0,05$	$51,01 \pm 3,37$	$40,18 \pm 5,76$	$8,81 \pm 2,74$	0
5	50	$0,28 \pm 0,06$	$52,88 \pm 1,25$	$30,72 \pm 3,76$	$16,40 \pm 4,97$	0

Проведенные исследования продемонстрировали возможность создания методом электроспиннинга композиционных мембран на основе сополимера VDF-TFE и гидрофильного полимера. Показана возможность изменения структуры мембран путем варьирования содержания PEP в композиционной мембране на основе сополимера VDF-TFE. Установлена возможность изменения поверхностных свойств мембран от супергидрофобных до супергидрофильных. Полученные данные свидетельствуют о возможности использования разработанных мембран для раневых повязок.

Список литературы

1. Ambekar R.S., Kandasubramanian B. Advancements in nanofibers for wound dressing: A review // Eur. Polym. J. 2019. Т. 117. С. 304–336.
2. Guo H.-F. и др. Piezoelectric PU/PVDF electrospun scaffolds for wound healing applications // Colloids Surfaces B Biointerfaces. 2012. Т. 96. С. 29–36.
3. Wang A. и др. Piezoelectric nanofibrous scaffolds as in vivo energy harvesters for modifying fibroblast alignment and proliferation in wound healing // Nano Energy. 2018. Т. 43. С. 63–71.

СЕКЦИЯ

***ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ И
БИОТЕХНОЛОГИИ***

**СПОСОБЫ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТЬ
МИКРОЧАСТИЦ АЛЮМИНИЯ АСД – 6М**

Р.И. АЛЛАГУЛОВА, А.П. ИЛЬИН

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: razina_allagulova@mail.ru

В данном исследовании рассмотрены способы нанесения защитных покрытий на поверхность алюминиевых микрочастиц. В современном мире использование порошкообразных металлов получило большое распространение. После нанесения покрытий алюминиевые порошки в дальнейшем могут использоваться для печати деталей со сложной геометрией и тонкими стенками в аэрокосмической и автомобильной промышленности, в том числе, деталей двигателей и корпусов различных агрегатов. Также алюминиевые порошки используются в твердом ракетном топливе и во взрывчатых веществах. Но при хранении микронных алюминиевых порошков наблюдается самопроизвольное спекание и возгорание. Поэтому создание защитных пленок разной природы является актуальной темой в настоящее время. Для защиты порошка от окисления обычно проводят контролируемую пассивацию алюминиевого порошка. Но при этом наблюдается снижение содержания металлического алюминия [1].

Целью работы является разработка основ технологии и нанесения галлиевых и никелевых покрытий на частицы микронного порошка и повышение термической устойчивости алюминиевых порошков с покрытиями.

Объектом исследования являются методики и условия нанесения защитных покрытий на поверхность микрочастиц Al: электролиз и химическое осаждение Ni в водной и неводной среде (в изопропанол), и галлиевых покрытий в сухом виде под воздействием ультразвука, нанесение Ni покрытия методами термического разложения и восстановления фосфата никеля, и синтезом сжиганием.

В работе использовались порошки марки АСД – 6М. Промышленные алюминиевые порошки марки АСД имеют сферическую форму. Содержание алюминия составляет 97 %, остальные 3% - примеси: медь, кремний, железо и др. Сферический алюминий получают распылением расплава алюминия в среде азота с небольшой добавкой кислорода (не более 12%) [2].

В результате проведенных исследований по способам нанесения покрытий самым эффективным термическое разложение и восстановление. Порошки, полученные после нанесения покрытия, были проанализированы с помощью рентгенофазового анализа. На дифрактограмме образца обнаружены не только пики алюминия, но и никеля.

Список литературы

1. Громов А.А., Хабас Т.А., Ильин А.П. Горение нанопорошков металлов // – Томск: Издательство Дельтаплан, – 2008. – 382 с.
2. Пат. 2204462 Российская Федерация, МПК 7 B22F9/06, B22F9/04. Способ получения алюминиевых порошков и пудр / Галанов А.И., Гопиенко В.Г., Волков И.В., Черепанов В.П., Петрович С.Ю., Стецкий В.Н. Заявитель и патентообладатель Акционерное общество открытого типа "Всероссийский алюминиево-магниевый институт". № 2001123641/02. Заявлено 23.08.2001. Опубл. 20.05.2003.

СИНТЕЗ ГЛЮКОЗИДА ПИНОСТРОБИНА И ИССЛЕДОВАНИЕ ЕГО СВОЙСТВ

К.М. АЛЬМАГАМБЕТОВА¹, Г. БАЙСАРОВ², А.Ж. КАСАНОВА^{1,2}

¹ Павлодарский государственный университет им. С. Торайгырова

²АО «Международный научно-производственный холдинг Фитохимия

E-mail: almagambetovak839@gmail.com

Одним из перспективных источников фитопрепаратов считаются лекарственные растения, содержащие флавоноиды, которые в силу широкого распространения в растениях и большого структурного разнообразия в настоящее время находятся в центре внимания исследователей в области фармакогнозии, фармации и медицины. К их числу относится флавонон (\pm)-пиностробин, рисунок 1, выделяемый из тополя бальзамического *Populus balsamifera* L. [1]. Показано, что данный флаванон обладает антипролиферативными [2] антимикробными [3] нейропротективными [4] и противовоспалительными [5] свойствами.

Целью данного исследования является наработка флаванона пиностробина, разработка удобного метода гликозилирования пиностробина и доказательство структуры полученного производного современными методами анализа.

Выделение пиностробина проводили путем этанольной экстракции растительного сырья (почки тополя бальзамического) и последующего разделения методом колоночной хроматографии. Полученный пиностробин идентифицировали сопоставлением полученных спектров ИК, ЯМР ¹H и ¹³C, а также температуры плавления с экспериментальными данными.

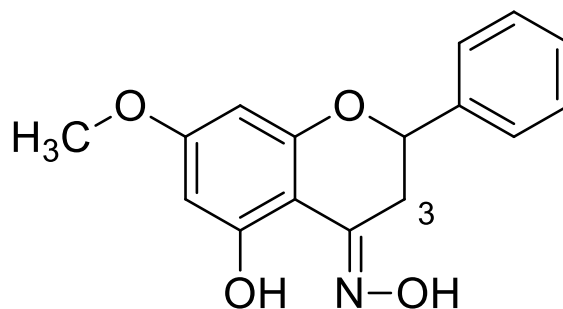


Рисунок 1 – Структурная формула пиностробина

Для гликозилирования были использованы известные методики. В качестве гликозидных доноров были использованы пентаацетат глюкозы и ацетилбромглюкоза, таблица 1.

Таблица 1 – Гликозилирование пиностробина

Гликозидный донор	Условия гликозилирования	Конверсия исходного субстрата, %
Пентаацетат глюкозы	BF ₃ , Et ₃ N, MS, N ₂ , CHCl ₃	0
Пентаацетат глюкозы	ZnCl ₂	10
Ацетилбромглюкоза	Ag ₂ O, хинолин	35

Гидроксильная группа в пиностробине в результате образования внутримолекулярной водородной связи является малореакционным центром, что значительно замедляет ход реакции и уменьшает выход продукта. На данный момент оптимальным вариантом проведения синтеза является гликозилирование под действием системы АБГ/Ag₂O, хинолин.

Список литературы

1. Куркин В.А., Куркина А.В., Авдеева Е.В. Флавоноиды как биологически активные соединения лекарственных растений // *Фундаментальные исследования*. – 2013. – № 11-9. – С. 1897-1901.
2. Siekmann, T. R. L.; Burgazli, K. M.; Bobrich, M. A.; Nöll, G.; Erdogan, A. The antiproliferative effect of pinostrobin on human umbilical vein endothelial cells (HUVEC) // *Eur. Rev. Med. Pharmacol. Sci.* 2013. – № 17. – P. 668.
3. Dzoyem, J. P.; NKuete, A. H. L.; Kuete, V.; Tala, M. F.; Wabo, H. K.; Guru, S. K.; Rajput, V. S.; Sharma, A.; Tane, P.; Khan, I. A.; Saxena, A. K.; Laatsch, H.; Tan, N.-H. Absolute configuration assignment of an unusual homoisoflavanone from *Polygonum ferrugineum* using a combination of chiroptical methods // *Planta Med.* – 2012. – № 78. – P. 787.
4. Xian, Y. F.; Ip, S. P.; Lin, Z. X.; Mao, Q.-Q.; Su, Z.-R.; Lai, X.-P. Protective effects of pinostrobin on β -amyloid-induced neurotoxicity in PC12 cells // *Cell Mol. Neurobiol.* – 2012. – № 32. – P. 1223.
5. Patel, N. K.; Bhutani, K. K. Pinostrobin and Cajanus lactone isolated from *Cajanus cajan* (L.) leaves inhibits TNF- α and IL-1 β production: in vitro and in vivo experimentation // *Phytomedicine*. – 2014. – № 21. – P. 946.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕЙСТВИЯ РАСТВОРА ГУМИНОВЫХ КИСЛОТ КАК ИНГИБИТОРОВ НЕФТЯНЫХ ОТЛОЖЕНИЙ

В.Н. БАРХАТОВА, Е.В. БЕШАГИНА, Е.В. ФРАНЦИНА

Томский политехнический университет

E-mail: vnb7@tpu.ru

Добываемая сегодня нефть в своём составе содержит большое количество парафиновых, смолистых и асфальтеновых углеводородов от которых необходимо избавляться. И исходя из всего многообразия применяемых в нефтедобывающей промышленности методов борьбы с АСПО, наиболее эффективным методом является применение химических реагентов.

Целью работы стало определение эффективности действия раствора гуминовых кислот (ГК) месторождения «Таган» Томской области на процесс осадкообразования при подготовке высокопарафинистой нефти. В качестве объекта исследования была выбрана нефть Верхнесалатского месторождения и гуминовые кислоты торфа месторождения «Таган» Томской области с разных глубин залегания (0-25 см, 25-50 см, 75-100 см).

Гуматные реагенты (щелочные растворы ГК), извлекаемые из торфа довольно широко распространены. Не смотря на их многофункциональность, они достаточно дешевы, доступны к приобретению и просты в приготовлении.

Анализ литературных источников показывает, что гуминовые кислоты характеризуются высокими значениями молекулярной массы и поверхностно-активными свойствами, проявляя моющие и депрессорные свойства. [1]

Ингибирующую способность раствора ГК изучали на специальной установке методом «холодного» стержня. Сущность метода заключается в определении количества осаждающихся АСПО из нефти на охлаждаемой металлической поверхности стержня.

С целью прогнозирования эффективности обработки нефти щелочным раствором ГК АСПО были определены физико-химические свойства нефти. [2]

Таблица 1 - Основные свойства нефти

Характеристики	
Плотность при 20 °С, г/см ³	0,78
Кинематическая вязкость при 20°С, мм ² /с	1,8
Температура застывания	+12,0
Массовое содержание, %	
- парафинов	10,5
- смол	1,4
- асфальтенов	Отс.

Для приближения лабораторных условий к промышленным выбираем оптимальный градиент температур 30/-25.

По полученным данным можно сделать вывод, что наибольшая ингибирующая способность достигается при добавлении раствора ГК в количестве 0,2% масс. Данная концентрация работает при различных глубинах залегания торфа (0–25 см, 25–50 см, 75–100 см).

На верхних слоях залегания торфа, выделяемые гуминовые кислоты обладают наиболее высокой ингибирующей способностью (способностью уменьшать количество образовавшихся нефтяных осадков при подготовке высокопарафинистой нефти).

Список литературы

1. Лиштван И.И., Круглицкий Н.Н., Третинник В.Ю. Физико-химическая механика гуминовых веществ. – Минск: Наука и техника, 1976. – 264 с.
2. Бешагина Е.В. Состав и структурно-реологические свойства асфальтосмолопарафиновых отложений в зависимости от условий их образования и химического типа нефти: Автореферат. Дис. ... канд. хим. наук. – Томск, 2009г. – 22 с.

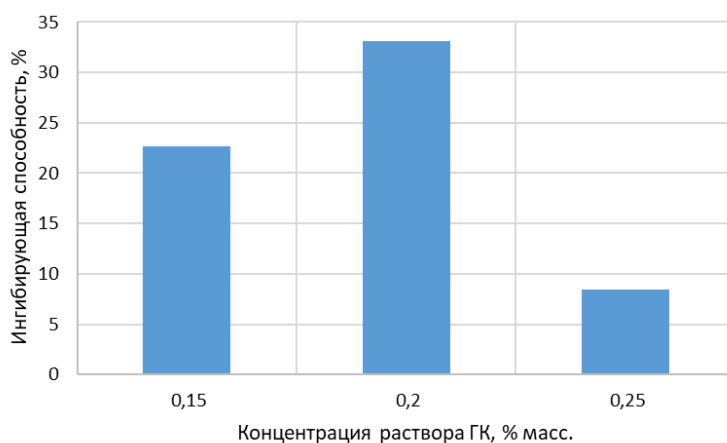


Рисунок 1 – Зависимость ингибирующей способности ГК (0-25см) от концентрации их раствора

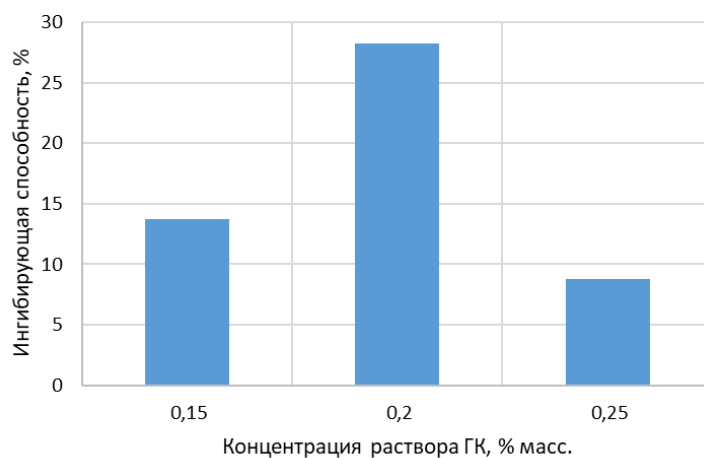


Рисунок 2 – Зависимость ингибирующей способности ГК (25-50см) от концентрации их раствора

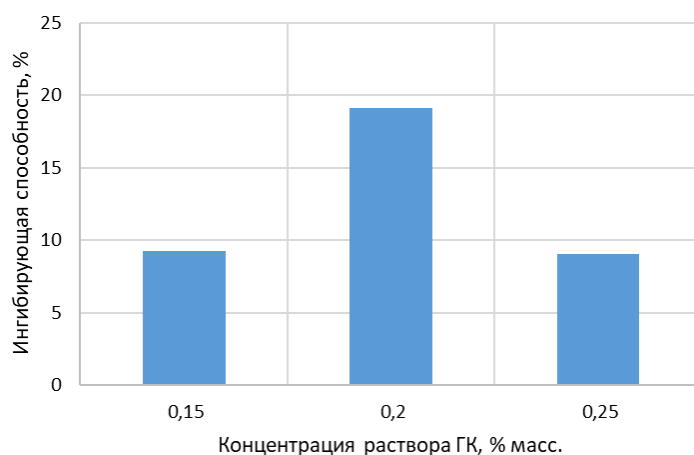


Рисунок 3 – Зависимость ингибирующей способности ГК (75-100см) от концентрации их раствора

АНАЛИЗ РАЗЛИЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОЦЕССА ДЕГИДРИРОВАНИЯ ПРОПАНА И ПРЕДЛОЖЕНИЯ ПО ИХ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЮ

Е.А. БИЧЕВИНА, О.П. ДЕРЮГИНА

Тюменский индустриальный университет

E-mail:katyabichevina@mail.ru

Дегидрирование пропана – процесс, который активно стал реализовываться с целью производства основного продукта пропилена с 1990-х гг. [1]. Важные промышленные реализации: Catofin (LummusTechnology), Oleflex (UOP), STAR (UhdeGmbH), FBD (Snamprogetti/ Yarsintez) и PDH (Linde/BASF/Statoil). Сегодня коммерчески более выгодными и удобными в эксплуатации являются процессы Oleflex и Catofin. Процесс Oleflex был открыт компанией UOP в 1980-х гг.

Процесс является промышленной технологией каталитического дегидрирования легких парафинов в соответствующие олефины (этилен, пропилен, бутилен, бутadiен). Одним из примеров успешной промышленной реализации процесса служит получение пропилена. Производство дегидрирования пропана предназначено для получения пропилена дегидрированием пропана на платиновом катализаторе. Производство дегидрирования состоит из трех секций: очистки сырья (пропановой фракции), реакторная секция с движущимся слоем катализатора, секция выделения пропилен. Углеводородное сырье обычно разбавляется водородом или водяным паром. Температура и давление порядка 600—650 °С, 100—500 кПа. В процессе используется Pt-алюмооксидный катализатор с щелочным промотором (K, Cs). С 2007 г. в процессе используется катализатор шестого поколения DeH-16. На сегодняшний день в эксплуатации используются более 10 установок Oleflex, одна из которых в России. Учитывая различные риски, проанализировав экономические и технические оценки экспертов в октябре 2013 г. в городе Тобольске, на ООО«Тобольск-Полимер» начала работу, в рамках проекта «Пропилен-500», установка дегидрирования пропана производительностью по пропилену различных марок 500 тыс. т/год.

Процесс дегидрирования Catofin предназначен для производства пропилена, а также для получения изобутилена и изоамиленов. В процессе используется алюмохромовый катализатор. В частности в производстве пропилена компанией ABB LummusGlobal применяются такие катализаторы компании HoudryGroup, как Houdry's CATAFINR и CATADIENR.

Технология дегидрирования Catofin представляет собой циклический процесс, осуществляемый в реакторах периодического действия с неподвижным слоем алюмохромового катализатора, которые работают параллельно. Типичный катализатор процесса Houdry содержит 17—19 мас.% Cr₂O₃, щелочной промотор (до 0,5 мас.% Na₂O) и носитель — оксид алюминия.

Пути повышения селективности образования и выхода основного продукта в процессе Catofin обусловлены использованием пакетных загрузок реакторного блока. Так вместе с алюмохромовым катализатором может производиться загрузка контакта для окисления водорода, который выделяется в процессе дегидрирования. Это делает возможным рост глубины превращения пропана за счет сдвига равновесия реакции дегидрирования по принципу Ле-Шателье и свести к минимуму уменьшение температуры по длине реактора за счет взаимной компенсации эндотермического эффекта дегидрирования и экзотермического эффекта реакции окисления водорода. Также возможно применение пакета из двух алюмохромовых катализаторов, отличающихся химическим составом и активностью [2].

Технология STAR (SteamActiveReforming) по дегидрированию легких углеводородов была изначально разработана американской компанией PhillipsPetroleumCompany. В результате был разработан новый процесс Ulide STAR Process, представляющий собой технологию окислительного дегидрирования углеводородных газов в соответствующие олефины. В процессе используется полиметаллический алюмоплатиновый катализатор

STAR Catalyst (платина, нанесенная на Zn-Al шпинель в качестве носителя), который размещается в трубах и обладает хорошими дегидрирующими способностями, высокими показателям селективности и конверсии, стабильностью в присутствии пара и кислорода при высоких рабочих температурах.

Поэтому катализатор играет важную роль в этом сложном процессе. Он должен обладать как высокой активностью, так и медленной дезактивацией. В России ведется активная разработка алюмохромовых катализаторов. Институтом катализа СО РАН разработаны микросферические катализаторы серии КДМ [3], которые могут найти применение на ряде российских промышленных установок дегидрирования. Преимущество таких катализаторов заключается в том, что наряду с оксидом хрома (III) и щелочным промотором содержат оксиды Zr, Ce или U. Алюмооксидную основу для катализатора получают методом центробежной термической активации гиббсита. За рубежом основное внимание уделяется разработке новых версий нанесенных платиновых катализаторов дегидрирования, отличительным свойством которых становится природа используемого носителя. Китайскими исследователями предлагаются катализаторы на основе SAPO-34 [4], SBA-15, ZSM-5. Pt-катализаторы дегидрирования с применением в качестве носителя прокаленного гидротальцита ($MgAlOx$) разработаны фирмами SINTEF и Statoil для процесса PDH (Linde), University of California (США), Институтом проблем переработки углеводородов СО РАН. В последнее время в качестве катализаторов дегидрирования пропана стали рассматриваться мезопористые углеродные материалы, которые не содержат металлов или их оксидов. Особенность таких катализаторов в том, что каталитической активностью обладает углерод, имеющий специально окисленную поверхность.

Еще один метод увеличения селективности процесса - использование мембранных реакторов. Условия мембранного процесса позволяют выводить водород из реакционной зоны, смещая равновесие в сторону образования пропилена. Мембранно-каталитическая технология дегидрирования разработана и запатентована Институтом проблем химической физики РАН. Во внутренней области реактора, покрытой мембраной и частицами катализатора, протекает процесс дегидрирования пропана. Выделяющийся водород отводится через мембрану во внешнюю часть реактора, в котором происходит каталитическое горение водорода, что дает возможность поддерживать степень превращения пропана до 96 %, селективность образования пропилена до 98 %, в некоторых случаях даже компенсировать эндотермический эффект процесса дегидрирования.

Важно отметить существования еще одного способа совершенствования процесса дегидрирования – проведение его в присутствии различных окислителей [5]: O_2 , CO_2 , SO_2 , N_2O . Процесс хорош тем, что протекает при более низких температурах. Присутствие кислорода в реакционной смеси ограничивает коксообразование, препятствуя тем самым дезактивации катализаторов. Однако окислительное дегидрирование характеризуется низкой селективностью по пропилену, что сдерживает его практическое применение.

Список литературы

1. Макарян И.А. Промышленные процессы целевого каталитического дегидрирования пропана в пропилен / И. А. Макарян, М.И. Рудакова, В.И. Савченко // Альтернативная энергетика и экология. - 2010. - № 6 (86). - С. 67.
2. Pat. 7491860 (US). (Sud-Chemie Inc.). 2009.
3. Пат. 2322290 (RU). (Институт катализа СО РАН). 2008.
4. Nawaz Z., Chu Y., Yang W. Study of Propane Dehydrogenation to Propylene in an Integrated Fluidized Bed Reactor Using Pt-Sn/Al-SAPO-34 Novel Catalyst // Industrial & Engineering Chemistry Research.-2010.- Vol. 49.- P. 4614.
5. Платэ Н.А. Основы химии и технологии мономеров: учебное пособие / - Москва: Наука, 2012. – 696 с.

**ТРЕХКОМПОНЕНТНЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ
СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА
ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА**

С.В. ПАНИН^{1,2}, Д.Г. БУСЛОВИЧ^{1,2}, Л.А. КОРНИЕНКО¹, Ю.В. ДОНЦОВ²

¹ ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

² ФГАОУ ВО Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

E-mail: buslovichdg@gmail.com

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ), обладая приемлемыми для полимеров характеристиками прочности, а также низким коэффициентом трения, высокой износо- и химической стойкостью в агрессивных средах, используется для изготовления узлов трения машин и механизмов. Кроме того, он нашел широкое применение в медицине в качестве компонентов ортопедических имплантатов. Однако из-за большой длины полимерных цепей СВМПЭ имеет близкий к нулю показатель текучести расплава [1], что существенно сдерживает возможности его переработки традиционными для полимеров методами (шнековая экструзия, литье под давлением и др.). Поэтому вопросы повышения технологичности (прежде всего, экструдруемости) СВМПЭ и композитов на его основе являются актуальными.

В последнее время активно проводятся исследования по использованию методов 3D-печати, а именно FDM (Fused Deposition Modelling), SLS (Selective Laser Sintering) и др. для изготовления изделий из СВМПЭ с использованием различных наполнителей/пластификаторов [2–4]. Показано, что пластификация СВМПЭ может быть достигнута путем добавления полипропилена, полиэтиленгликоля (ПЭГ), ПЭ высокого давления, привитого полиэтилена высокой плотности (HDPE-g-VTMS и HDPE-g-SMA) и др. С использованием таких экструдруемых матриц, обладающих приемлемой текучестью расплава, далее можно получать высокопрочные и износостойкие композиты для аддитивных технологий производства изделий сложной формы.

В работах [4,5] показано, что приемлемый уровень текучести расплава композиций на основе СВМПЭ достигается при его наполнении пластифицирующими добавками в количестве не менее 10 вес. % в условиях сохранения сферолитной надмолекулярной структуры матрицы (при изготовлении материала методом компрессионного спекания). Методом компьютерного дизайна материалов, описанным в [5], было определено оптимальное соотношение пластифицирующих компонентов СВМПЭ с целью сохранения механических свойств и получения необходимой текучести расплава для использования композиции в FDM-печати (оптимальный состав полимер-полимерной композиции «СВМПЭ + 17 вес. % HDPE-g-SMA + 12 вес. % PP»).

Настоящая работа посвящена сравнительному анализу структуры и трибомеханических свойств экструдруемого полимер-полимерного композита оптимального состава «СВМПЭ + 17 вес. % HDPE-g-SMA + 12 вес. % PP», полученного методом FDM-печати, а также горячим прессованием порошковой смеси и гранулята смеси.

В работе использовали порошок СВМПЭ марки GUR-2122 (Ticona, Германия) молекулярной массой 4,5 млн (в виде агломератов размером до 130 мкм с размером отдельных частиц 5-10 мкм); в качестве пластифицирующих добавок – привитый полиэтилен высокой плотности HDPE-g-SMA (молотый гранулят) и порошок полипропилена марки PP21030 (ПТР=3,0 г/10 мин). Смешение порошков для изготовления образцов методом компрессионного спекания (горячего прессования) проводили в планетарной шаровой мельнице МР/0,5*4 (ООО «Техноцентр», Рыбинск) с предварительным диспергированием компонентов в ультразвуковой ванне ПСБ-Галс 1335-05 (ЦУО ПСБ-Галс, Москва). С целью эффективного совмещения мелких (размером в десятки мкм) частиц СВМПЭ с крупными (сотни мкм) частицами полимерных наполнителей, дополнительно проводили их экструзионное жидкофазное смешение (компаундирование) в двухшнековом экструдере «Rondol» (10 mm Twin Screw Extruders, Microlab). Температура на выходе экструзионной

головки составляла $T = 210$ °С. Гранулы со средним размером 3-5 мм получали путем последующей механической рубки экструдата. Дополнительно, с целью получения крупнодисперсного порошка (размером 600-1000 микрон) для компрессионного спекания проводили механический помол гранулята на барабанном измельчителе «Rondol». Объемные заготовки полимерных композитов изготавливали: а) компрессионным спеканием трехкомпонентных порошковых смесей при давлении $P = 10$ МПа и температуре $T = 200$ °С в лабораторной установке на базе гидравлического пресса «МС-500» (ООО «НПК ТехМаш»), оборудованного размыкаемой кольцевой печью; скорость охлаждения заготовок без снятия давления составляла 5 °С/мин; б) компрессионным спеканием гранулята (исходного и молотого) трехкомпонентных смесей при тех же условиях; в) методом FDM (Fused Deposition Modeling) из гранул на лабораторном принтере ArmPrint – 2 (НИ ТПУ, Томск) с диаметром сопла микроэкструдера 0,4 мм; температура стола, верхней и нижней областей подачи филамента (гранул) составляла $T = 90, 160$ и 200 °С соответственно; скорость послойного нанесения и толщина наносимого слоя материала составляла 20 мм/с и 0,3 мм соответственно. Из полученных плиток размером 65×70×10 мм с помощью фрезерного станка с числовым программным управлением изготавливали образцы требуемой формы и размеров. Механические характеристики образцов определяли при разрывных испытаниях на электромеханической испытательной машине «Instron 5582» (Instron, Великобритания) при растяжении образцов в форме двойной лопатки. Объемный износ образцов в режиме сухого трения скольжения определяли по схеме «шар-по-дису» («Ш-п-Д») на трибометре CSEM CH2000 (CSEM, Швейцария) при нагрузке $P = 5$ Н и скорости скольжения $V = 0,3$ м/с. Радиус контртела в виде шарика из стали ШХ15 составлял 6 мм.

На основе проведенного сравнительного анализа трибомеханических характеристик многокомпонентных композитов, полученных различными методами, показано, что композит оптимального состава на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ «СВМПЭ + 17 вес. % HDPE-g-SMA + 12 вес. % PP», полученный методом FDM-печати, по механическим свойствам превосходит аналоги, сформированные горячим прессованием исходных порошков и экструдированных гранул. Трибологические характеристики (износостойкость, коэффициент трения) хотя и немного уступают таковым для горячепрессованных из гранул, однако позволяют рекомендовать его в качестве фидстока для получения изделий триботехнического назначения для аддитивных технологий производства изделий сложной формы.

Список литературы

1. Tanzi M. C., Farè S., Candiani G. Foundations of Biomaterials Engineering / Edited by M. C. Tanzi, S. Farè, G. Candiani. Academic Press, New York. – 2019. P. 199-287.
2. Lanzillotti P., Gardan J., Makke A., Recho N. Strengthening in fracture toughness of a smart material manufactured by 3D printing // IFAC-PapersOnLine. – 2018. - №51. – P. 1353-1358.
3. Dizon J. R. C., Espera A. H., Chen Q., Advincula R. C. Mechanical characterization of 3D-printed polymers // Addit. Manuf. – 2018. - № 20. – p. 44-67.
4. Ansari M. H. B. M., Ibrahim M. H. I. B. Thermal Characteristic Of Waste-Derived Hydroxyapatite (HA) Reinforced Ultra High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) Composites For Fused Deposition Modeling (FDM) Process // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2016. - №165. – P. 012014-1 012014-15.
5. Люкшин Б.А., Шилько С.В., Панин С.В., Машков Ю.К., Корниенко Л.А и др. Дисперсно-наполненные полимерные композиты технического и медицинского назначения. - Ответственный редактор А.В. Герасимов. Новосибирск: Изд-во СО РАН Наука. – 2017. – 311 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОННОГО И ГАММА ИЗЛУЧЕНИЙ НА ДОННЫЕ ОТЛОЖЕНИЯ ОЗЕРА СОРБУЛАК

Н.А. ВОРОНОВА¹, А.И. КУПЧИШИН^{1,2}, М.Н. НИЯЗОВ¹, О.В. ЕСЫПЕВ¹

¹Казахский национальный педагогический университет им. Абая,

²Казахский национальный университет им. аль-Фараби,

E-mail: marat—90@mail.ru

Расширение областей использования природных ресурсов, внедрение новых, модернизация имеющихся технологий и увеличение производства приводят к экологической проблеме чистоты вод, донных отложений (ДО), микроводорослей и использованию прибрежных материалов в народном хозяйстве [1]. Процесс накопления тяжелых металлов в донных отложениях и микроводорослях внутренних водоемов, рек и каналов характеризуется достаточно высоким содержанием в них фосфат-ионов, которые, связывая тяжелые металлы, труднорастворимые соединения, приводят к их переходу в ДО [2].

Степень очистки донных отложений и биоматериалов во многом определяется скоростью их осаждаемости и описывается иловым индексом, так как микроорганизмы участвует в естественной очистке водоемов. Хорошо осаждающиеся материалы имеют индекс около 60 мл/г, менее плотный 80 – 90 мл/г, а индекс выше 300 мл/г свидетельствует о нарушении работы очистного сооружения [3].

Работы по изучению среды водоемов актуальны и по сей день. Например, в [4] изучается концентрация микроэлементов и тяжелых металлов в растениях базилика, возделываемых на облученных и не облученных осадках сточных вод. В работе [5] проведена оценка токсичности и удобрительной способности анаэробного ила в качестве удобрения после обработки гамма-излучением.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния электронного и гамма излучений на донные отложения озера Сорбулак.

Для исследования необлученных и облученных ДО нами была разработана специальная установка. Она состоит из лазерного источника красного цвета; детектора излучения, в качестве которого используется фотодиодный датчик с диапазоном измерения 0 – 15000 Люкс; электронного блока корейской фирмы «Science cube» (измерительная цифровая лаборатория нового поколения); стоек и различных держателей.

Исследовались донные отложения озера-накопителя Сорбулак 2016 и 2018 г. Облучение образцов электронами и фотонами проводилось на линейном ускорителе ЭЛУ-6 с энергией 2 МэВ в воздушной среде. Материалы помещались на расстоянии 40, 60 см от выходного окна ускорителя. Величина тока пучка составляла 0,1 – 0,2 мкА/см², доза облучения электронами – 500 кГр, а фотонами – 3 Р. Время облучения равнялось 77 минутам и 48 секундам соответственно.

Образцы, помещенные в колбу с водой объемом 25 мл, тщательно взбалтывались и устанавливались между лазером и детектором. Снималась зависимость интенсивности I (освещенности) света (лазерное излучение) от времени t. Время проведения эксперимента было равно двум минутам.

Проведены экспериментальные исследования влияния электронного и гамма-излучений на донные отложения оптическим методом. Получено, что их полное оседание происходит в течение ~ 100 секунд. Как следует из опытов, величина интенсивности растет со временем, сначала в интервале времени 0 – 20 секунд – резко возрастает, а затем постепенно выходит на насыщение. Эксперименты, проведенные на образцах, облученных электронами и фотонами, говорят о том, что пучки частиц существенно влияют на конкретные зависимости. При этом, характер зависимости I от t после облучения не меняется. При облучении биоматериала электронами дозой 500 кГр скорость оседания увеличивается по сравнению с необлученными образцами. О качестве очистных систем и естественной очистки можно судить по осаждаемости (скорость оседания) донных отложений, которые

вливают на значение илового индекса. После облучения биоматериалов фотонами ЗР скорость оседания уменьшается. Из этого следует, что активность микроорганизмов, находящихся в донных отложениях, увеличивается. Установлено, что погрешность экспериментов составляет ~ 5%. Результаты работы могут быть использованы для получения новых материалов.

Сравнивая данные экспериментов облученных в 2016 и 2018 годах образцов между собой, можно сказать, что изменение поведения микроорганизмов после облучения потоком высокоэнергетических электронов в разные годы произошло незначительно. Это объясняется их истреблением после облучения электронами большой дозой. Поток гамма-излучения в свою очередь повышает активность биоматериала сразу после его облучения (по данным опытов, проведенных в 2016 году). Материал, облученный в 2018 году менее активен. Причиной может быть частичное вымирание микроорганизмов за два года.

Экспериментальные данные объяснены в рамках предложенной авторами экспоненциальной (каскадно-вероятностной) модели: $I = I_0(1 - \exp(-t/t_0))$, где I_0 – интенсивность при полном оседании донных отложений, а t_0 – время в течение, которого величина $1 - I/I_0$ материала уменьшается в e – раз. Для данного исследования $t_0 = 12$ с. $I_0 = 1200$ – для необлученного; $I_0 = 1250$ – для облученного гамма-лучами в 2016 году; $I_0 = 1200$ – для облученного гамма-лучами в 2018 году; $I_0 = 900$ Люкс – для облученного электронами в 2016 и 2018 годах. Как следует из опытов, расчетные зависимости удовлетворительно описывают полученные экспериментальные кривые.

Таким образом, в результате проведенных измерений исследовано влияние электронного и гамма излучений на донные отложения озера Сорбулак. Из кривых зависимости интенсивности от времени получены закономерности, имеющие одинаковый характер, как для необлученного, так и для облученного биоматериала. В интервале времени 0 – 20 с интенсивность резко возрастает, а при $t > 20$ с постепенно выходит на насыщение. Как электронное, так и гамма облучение образцов биоматериала приводит к значительному изменению оптических свойств донных отложений. Причиной этому является сокращение активности микроорганизмов. Кривые зависимости I от t удовлетворительно описываются в рамках экспоненциальной и обобщенной моделей.

Список литературы

1. Guschina L.A., Harwood J.L. Algal lipids and their metabolism // *Algae for biofuels and energy*/ Eds. M.A. Borowitzka, N.R. Moheimani. Dordrecht; Heidelberg: New York; London: Springer. – 2013. – P. 17–36.
2. Kupchishin A.I, Niyazov M.N, Taipova B.G., Voronova N.A, Khodarina N.N. Study of the effect of electron irradiation on the density of the activated sludge in aqueous solution // *IOP Conf. Series: Mater. Science and Engineering* 289 012034. – 2018. – P. 1–5.
3. Feinendegen L.E. Quantification of Adaptive Protection Following Low-dose Irradiation // *Health Phys.* – 2016. – Vol. 110, № 3. – P. 276–280.
4. Behnam A. L., Nosratollah N., Ebrahim M., Mohammad M., Javad H. Micronutrient and heavy metal concentrations in basil plant cultivated on irradiated and non-irradiated sewage sludge- treated soil and evaluation of human health risk // *Regulatory Toxicology and Pharmacology.* – 2019. – Vol. 14. – P. 141–145.
5. Rim D., Christelie C., Khouatmia M., Wahbi D. Assessment of the toxicity and the fertilizing power from application of gamma irradiated anaerobic sludge as fertilizer: Effect on *Vicia faba* growth // *Radiation Physics and Chemistry.* – 2018. – Vol. 150. – P. 163–168.

ПОЛУЧЕНИЕ НОВЫХ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ПОЛИМЕРОВ МЕТОДОМ ROMP И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ

А.Д. ГОНТАРЕВА¹, А.А. АНИСИМОВА¹, Я.И. ЧАЙКИНА¹, Е.В. АЩЕУЛОВА², В.Н. ПЕТЛИНА²

¹Томский политехнический университет

²МБОУ Лицей при ТПУ

E-mail: gontareva.na99@mail.ru

В последние несколько десятилетий метатезис олефинов становится все более распространенным и изученным в научных кругах и каждое новое поколение химиков все больше и больше чувствует себя комфортно в данной области. Полимеры, полученные метатезисной полимеризацией с раскрытием цикла нашли свое применение в различных областях использования, таких как оптические материалы, различные композиционные материалы, материалы для ликвидации разливов нефти, при получении различных эластомерных материалов и т.д. [1].

Полициклопентадиены полученные метатезисной полимеризацией нашли свое широкое применение в различных областях использования. Присущие ПДЦПД недостатки, такие как неустойчивость под действием кислорода воздуха и специфический неприятный запах, ограничивают использование данного полимера. Использование сополимеров или поиск новых подобных ДЦПД мономеров позволит не только решить существующие проблемы, но и расширит перечень мономеров для метатезисной полимеризации.

Часто используемыми мономерами и сополимерами на основе норборнена в последнее время являются N-замещенные норборнендикарбоксиимиды [2]. В литературе приводятся некоторые исследования с участием данных мономеров. Так, в работе [3] изучалась метатезисная полимеризация с раскрытием цикла N-алкил-норборнендикарбоксиимидов с использованием различных катализаторов (рис. 1).

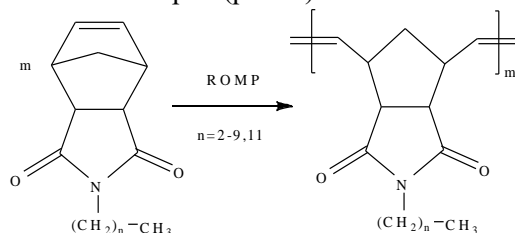


Рисунок 1 – ROMP – полимеризация N-алкил-норборнендикарбоксиимидов

Введение функциональных или реакционноспособных групп в полимерные цепи обеспечивает улучшение внутри- и межмолекулярного взаимодействия, например полярные, водородные связи или ионные взаимодействия. Одними из самых распространенных заместителей являются простые и сложноэфирные группы. Такие производные полимеризовали не только с классическими системами, но также и с алкилиденowymi комплексами. Кроме того, эфирные соединения, как правило, лишены такого недостатка, как неприятный запах.

Целью данной работы является исследование ряда полимеров полученных полимеризацией 5-норборнен-2,3-дикарбоксиимид-N-алкилацетататов, с использованием методов термического анализа и выявление закономерности изменения их свойств в зависимости от размера заместителя. Следует отметить, что циклоцепные полиимиды обладают высокой термической устойчивостью [4] и поэтому получение новых перспективных полимеров и сополимеров на их основе может расширить границы применения получаемых материалов. В зависимости от строения заместителя атома азота в структуре дикарбоксиимида, полимеры на их основе используют для получения биоразлагаемых термореактивных полимеров, клеев, материалов для оптических применений, сополимеров с другими мономерами для различных назначений [5].

Таким образом, исследуемые полимеры могут использоваться в различных областях, но для их использования необходимо знать их свойства, чтобы рекомендовать условия

эксплуатации изделий полученных с их участием. Кроме того необходимо отметить что на отечественном рынке отсутствуют полимеры с подобной структурой.

В работе использовались готовые синтезированные мономеры чистота которых доказана с использованием метода ГХМС и ^1H -ЯМР-спектроскопии. Так как используемые мономеры находятся в различных агрегатных состояниях при комнатной температуре, то полимеризацию проводили в растворе. В качестве растворителя выбран толуол, в котором растворяются все используемые мономеры.

Полимеризацию проводили на масляной бане в инертной атмосфере азота. Определенное количество мономера растворяли в толуоле в таком количестве, чтобы получился 10 % раствор. После этого добавляли раствор катализатора в толуоле такой концентрации, чтобы конечное отношение катализатор: мономер по массе составляло 1 : 5000. В качестве инициатора полимеризации использовали рутениевый катализатор Ховейды-Груббса второго поколения.

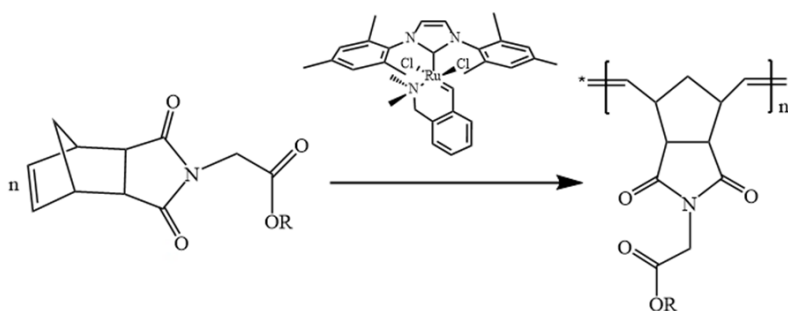


Рисунок 2 Реакция ROMP полимеризации 5-норборнен-2,3-дикарбосимид-N-алкилацетатов катализатором Ховейды-Груббса II
R – CH₃, C₂H₅, C₃H₇, *изо*-C₃H₇, C₄H₉, *изо*-C₄H₉

Полученные полимеры были дополнительно очищены от катализатора и остатков непрореагировавшего мономера. С использованием метода ИК-спектроскопии были исследованы полученные образцы полимеров, и показано, что раскрытие кольца при полимеризации не увеличивает число двойных связей, но за счет изменения окружения приводит к изменению частоты и смещению полосы поглощения в области 940 см⁻¹. Уменьшение сигнала в области 700–750 см⁻¹ говорит о том, что вместо более сложного норборненового кольца образовалось простое циклопентеновое, что подтверждает образование полимера. После этого все образцы полимеров были исследованы с использованием термогравиметрического анализа для определения термической устойчивости и температуры стеклования полимеров.

Список литературы

1. Ioannis Choinopoulos Grubbs' and Schrock's Catalysts, Ring Opening Metathesis Polymerization and Molecular Brushes—Synthesis, Characterization, Properties and Applications // Polymers. – 2019. – 11.– 298.– P.1–31.
2. Cetinkaya, S. Application of well-defined ruthenium alkylidenes to the ROMP of norbornene derivatives: methoxyphenyl-substituted polynorbornene dicarboximides /S. Cetinkaya, T. Ozker, R. Bayram // Appl. Catal. A: General. - V. 393. - P. 24-28.
3. Khosravi, E. ROMP of n-alkyl norbornene dicarboximides: from classical to well- defined initiators, an overview / E. Khosravi, W.J. Feast, A.A. Al-Hajaji et al. // J. Molec. Catal. A: Chem. - 2000. - V. 160.- P. 1-11.
4. Михайлин Ю.А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы. – СПб.: Профессия, 2006. – 624 с.
5. Hou, S. Synthesis and characterisation of degradable thermosetting materials: дис. Durham University. – 2012. – P. 76.

**ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТВЁРДЫХ
УГЛЕВОДОРОДОВ НЕФТИ**

Ю.П. ГУРОВ, Е.О. ЗЕМЛЯНСКИЙ, А.Г. МОЗЫРЕВ, С.Г. АГАЕВ

ФГБОУ ВО Тюменский индустриальный университет

E-mail: gurovjp@tyuiu.ru

Процессы кристаллизации твёрдых углеводородов и их структурообразование осложняют добычу, сбор и транспорт парафинистых нефтей. Парафинизация насосно-компрессорных труб приводит к сокращению дебита скважин, парафинизация промысловых труб и насосного оборудования — к их поломке и механическому разрушению. Перекачка парафинистых нефтей сопровождается парафинизацией магистральных трубопроводов, приводящей к росту гидравлических сопротивлений в них. Для таких нефтепроводов появляются проблемы повторного запуска после их временной остановки [1-5].

В предлагаемой работе сопоставлены экспериментальные данные по процессам кристаллизации, а также рекристаллизации парафиновых углеводородов различной природы из углеводородных растворителей. Использовались технический парафин Т-1 (ГОСТ 23683-89) с температурой плавления 54°C и церезин-80 (ГОСТ 2488-79) с температурой каплепадения 80°C. В качестве углеводородных растворителей применялись керосин марки РТ-1 (ГОСТ 10227-86) и депарафинированное масло (далее депмасло) фракции 420-490°C.

Исследование процессов кристаллизации и рекристаллизации твёрдых углеводородов проводили на их модельных системах в керосине. Содержание твёрдых углеводородов ($C_{ТУ}$) в керосине составляло 5, 10 и 20% мас. Для исследуемых систем определялись температуры начала кристаллизации (помутнения) t_n (ГОСТ 5066) и растворения t_p . Общепринятая методика определения температур растворения твёрдых углеводородов из нефтяных дисперсных систем отсутствует. Процессы кристаллизации твёрдых углеводородов зависят от скорости их охлаждения и содержания твёрдых углеводородов в растворителе [8], а процессы рекристаллизации, очевидно, — от скорости нагрева. Скорость изменения температуры в пробирках обеспечивалась с помощью термостата Lauda RE-107 и составляла 40, 60 и 120°C/ч. Термостат обеспечивал регулировку температуры с точностью $\pm 0,1^\circ\text{C}$. Температура в пробирках регистрировалась термометрами ТН-8.

Таблица 1 – Показатели кристаллизации и рекристаллизации твёрдых углеводородов в керосине

Твёрдая фаза	Содержание твёрдой фазы в керосине $C_{ТУ}$, % мас.	Температуры помутнения ($^\circ\text{C}$) и растворения модельных систем	Скорость процесса, $^\circ\text{C}/\text{ч}$		
			40	60	120
Парафин	5,0	$t_p - t_n$	7,5	7,5	6,0
	10,0	$t_p - t_n$	3,7	3,6	0,0
	20,0	$t_p - t_n$	2,4	2,9	0,5
Церезин	5,0	$t_p - t_n$	6,4	6,4	7,5
	10,0	$t_p - t_n$	0,7	0,6	-0,3
	20,0	$t_p - t_n$	0,8	0,9	-0,8

Обозначения: температуры t_n — помутнения, t_p — растворения.

Анализ данных таблицы показывает, что температуры помутнения t_n и растворения t_p зависят от природы твёрдых углеводородов, их содержания в керосине $C_{ТУ}$ (% мас.), скорости охлаждения и нагрева, а также от направления процесса (кристаллизация и рекристаллизация).

Несовпадение температур t_n и t_p удобно оценивать по их разнице $\Delta t = t_p - t_n$. В общем, температуры растворения почти во всех случаях превосходят температуры помутнения.

Несколько более высокие значения Δt относительно растворов церезина в керосине имеют растворы парафина Т-1. С увеличением C_{TU} в керосине Δt уменьшаются. Более выраженное влияние параметров кристаллизации-рекристаллизации на модели парафина относительно моделей церезина в керосине может быть связано с разницей в химическом строении твёрдых углеводородов. Парафин Т-1 состоит преимущественно из *n*-алканов, а церезин — преимущественно из парафино-нафто-ароматических углеводородов [6]. У чисто парафиновых углеводородов более высокая степень кристалличности, что и является причиной наблюдаемых различий. По мнению авторов, основная причина обнаруженных закономерностей в процессах кристаллизации и рекристаллизации твёрдых углеводородов нефти — гистерезисные процессы.

Процессы кристаллизации твёрдых углеводородов зависят не только от их природы, но и от природы дисперсионной среды [7]. Влияние природы дисперсионной среды изучено на примере парафина Т-1 и церезина в керосине РТ-1 и депмасле.

Исследования показали, что общий характер кристаллизации парафина и церезина не зависит от дисперсионной среды. Температуры помутнения растворов твёрдых углеводородов в масле возрастают с увеличением температуры плавления (каплепадения) твёрдых углеводородов, т.е. с переходом от парафина к церезину. Температуры помутнения растворов парафина возрастают с увеличением вязкости дисперсионной среды, т.е. с переходом от систем парафина в керосине к системам парафина в масле. В области спонтанной (быстрой) кристаллизации (содержание парафина в растворителе более 5% мас.) температуры начала кристаллизации парафина в масле на 11-13°C выше температуры кристаллизации парафина в керосине.

Обнаруженные закономерности по кристаллизации и рекристаллизации твёрдых углеводородов должны учитываться в процессах добычи парафинистых нефтей, их транспортировки и переработки.

Список литературы

1. Мастобаев Б.Н., Арменский Е.А. Определение количества парафина, отлагающегося на стенках трубопроводов // Транспорт и хранение нефти и нефтепродуктов. – 1979. – № 5. – С. 6-9.
2. Мастобаев Б.Н., Хайбуллин Р.Я., Арменский Е.А. Влияние асфальтосмолистых веществ на процесс парафинизации нефтепроводов // Транспорт и хранение нефти и нефтепродуктов. – 1981. – № 8. – С. 9–10.
3. Шарифуллин А.В., Шарифуллин В.Н. Особенности состава и структуры органической части нефтяных отложений // Нефтепромысловое дело. – 2010. – № 9. – С. 39–45.
4. Агаев С.Г., Землянский Е.О., Гребнев А.Н., Гультяев С.В., Яковлев Н.С. Парафиновые отложения в условиях добычи нефти и депрессорные присадки для их ингибирования // Журнал прикладной химии. – 2006. – Т. 79, Вып. 8. – С. 1373–1378.
5. Агаев С.Г., Гребнев А.Н., Землянский Е.О. Ингибиторы парафиновых отложений бинарного действия // Нефтепромысловое дело. – 2008. – № 9. – С. 46-52.
6. Переверзев А.Н., Богданов Н.Ф., Роцин Ю.Н. Производство парафинов. – М.: Химия, 1973. – 224 с.
7. Гришин А.П., Ребиндер П.А., Александрова Э.А., Маркина З.Н. О кристаллизации, структурном застывании и гистерезисе в растворах парафина с добавками поверхностно-активных веществ // ДАН СССР (серия «Физическая химия»). – 1970. – Т. 194, № 4. – С. 850-852.
8. Агаев С.Г., Гуров Ю.П., Землянский Е.О. Фазовые переходы и структурообразование в модельных системах твердых углеводородов и депрессорных присадок // Нефтепереработка и нефтехимия. – 2004. – № 9. – С. 37–40.

ДИСПЕРСИОННЫЕ И ЭЛЕКТРОКИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА В МОДЕЛЬНЫХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЯХ

А.В. ИЛЬЯШЕНКО, А.Ю. ГОДЫМЧУК

Томский политехнический университет, Томск, Россия

E-mail: avilyashchenko@mail.ru

Железосодержащие наночастицы имеют большие перспективы для диагностики и терапии раковых заболеваний, магнитных сенсоров и топливных элементов. Спрос на наночастицы оксида железа привел к резкому увеличению объемов их производства, что способствовало увеличению числа источников выделения наноразмерных частиц в воздух рабочей зоны, а, следовательно, и попаданию их в организм человека. Несмотря на то, что токсичность наночастиц оксида железа невысока по сравнению с металлическими наночастицами, попадая в специфические среды, они могут растворяться и являться источниками высокотоксичных соединений тяжелых металлов или могут создавать устойчивые дисперсные системы в биологических средах [1]. В настоящее время среди всех физико-химических характеристик наночастиц, влияющих на механизмы цитотоксичности наноматериалов, агрегативная устойчивость в биологической среде является одним из самых важных параметров для прогнозирования поведения наноматериалов в биологических средах.

Целью работы являлось определение влияния дисперсионной среды на дисперсионные и электрокинетические свойства наночастиц оксида железа в простейших биологических жидкостях. В работе исследовали нанопорошки оксида железа (α - Fe_2O_3) со средним размером согласно данных электронной микроскопии 18,40 (NANOGRAPHI Co. Ltd., Турция) и 100 нм (ООО «Передовые порошковые технологии», Россия). Готовили суспензии с концентрацией наночастиц 100 мг/мл на основе растворов, моделирующих пот (0,9 %-ного водного раствора NaCl) и легочную жидкость (ЛЖ, 20%-ного водного раствора лимонной кислоты [2]). Суспензии выдерживали в течение 72 ч при $25 \pm 2^\circ\text{C}$ с периодической обработкой ультразвуком в течение 5 мин погружным в УЗ ванну мощностью 240 Вт. Через определенные промежутки времени из суспензии после УЗ обработки отбирали 1 мл суспензии для анализа. Эксперимент повторяли 3 раза.

Определение дисперсионных (распределение частиц по размерам) и электрокинетических свойств (ζ -потенциал) частиц в дисперсиях проводили с помощью метода динамического рассеяния света на кафедре функциональных наносистем и высокотемпературных материалов НИТУ МИСиС, г.Москва. Измерения проводили с помощью лазерного анализатора частиц Zetasizer Nano ZS (Malvern, США) при 25°C в U-образной кювете из полистирола (гелий-неоновый лазер, 4 мВт, 633 нм). Полученное количественное распределение частиц по размерам использовали для расчета среднего размера частиц $d_{\text{ср}}$.

Результаты эксперимента показали, что на свойства наночастиц большое влияние оказывает время выдерживания частиц в суспензии и природа дисперсионной среды. В легочной жидкости наночастицы подвергаются агрегации, на которую исходный размер частиц оказывает неоднозначное влияние. Очевидно, что в течение первых трех часов независимо от размера частиц и природы среды увеличивается размер агрегатов: например, в течение 3 ч для Fe_2O_3 -40 величина $d_{\text{ср}}$ увеличивается от 223 ± 17 до 290 ± 56 нм в легочной жидкости (рис.1а) и от 471 ± 51 до 850 ± 212 нм в поте (рис.1б). Выдерживание более 3 ч практически не способствует агрегации частиц: например, размер Fe_2O_3 -40 остается 290 ± 75 нм. Также очевидно, что в растворе NaCl образуются системы с более крупным размером дисперсной фазы. Например, после часового выдерживания суспензий средний размер агрегатов наночастиц Fe_2O_3 -40 составляет 256 ± 36 и 628 ± 120 нм, соответственно, в ЛЖ и поте (рис.1).

Согласно экспериментальным данным исследуемые наночастицы в растворе, моделирующем пот, образуют дисперсии с низкой электрокинетической стабильностью менее ± 10 мВ (рис.2а), и в зависимости от размера могут образовывать суспензии с умеренно высокой

стабильностью (10...25 мВ, рис.2б). Для всех сред после выдерживания в течение 3 ч заряд частиц не меняется во времени. Так, в поте для частиц с размером < 100 нм ξ -потенциал не превышает ± 4 мВ, а для крупных частиц составляет -10 мВ (рис.2б), что демонстрирует их низкую коллоидную устойчивость. В легочной жидкости с увеличением размера частиц увеличивается заряд поверхности: например, в ряду частиц с размером 20...40...100 нм ξ -потенциал составляет $2,55 \pm 0,4...9 \pm 1...19,5 \pm 1,5$ мВ, соответственно (рис.2а).

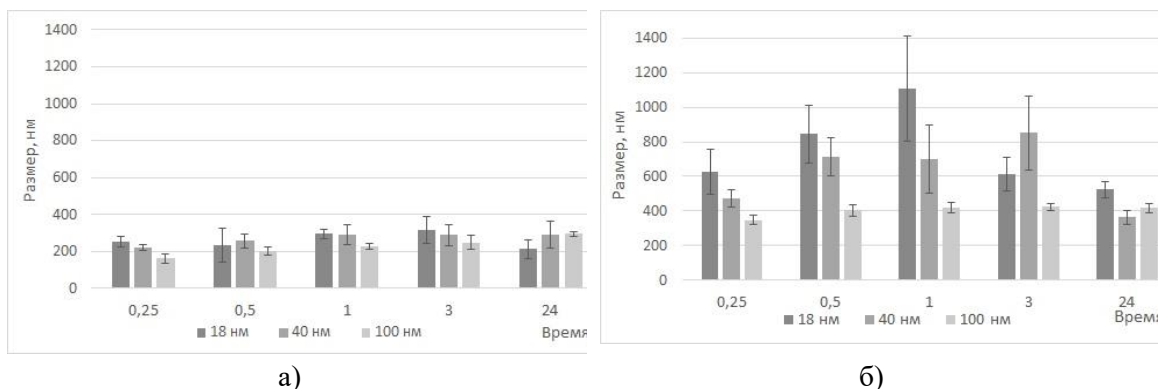


Рис.1. Изменение размера частиц (d_{cp} , нм) наночастиц во времени в легочной жидкости (а) и поте (б).

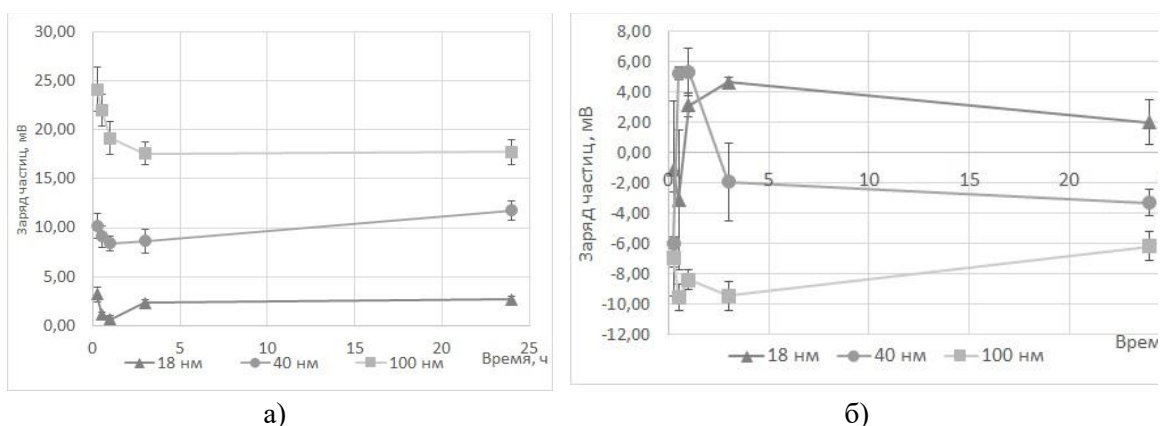


Рис.2. Изменение заряда частиц (ξ -потенциал, мВ) наночастиц во времени в легочной жидкости (а) и поте (б).

В целом установлено, что благодаря большой концентрации цитратов в простейшей легочной жидкости средний размер частиц с исходным размером 18...100 нм размер агрегатов в 2,1 раз меньше, а заряд в 5 раз выше по сравнению с модельным потом.

Список литературы

1. Baalousha M. Aggregation and disaggregation of iron oxide nanoparticles: Influence of particle concentration, pH and natural organic matter // The Science of the Total Environment. – 2009. – V.407(6). – P.2093–2101.
2. Abzhanova D., Godymchuk A., Gusev A., Kuznetsov D. Exposure of nano- and ultrafine Ni particles to synthetic biological solutions: predicting fate-related dissolution and accumulation // European Journal of Nanomedicine. – 2016. – V.8 (4) – P.203–212.

A NOVEL APPROACH TO INVESTIGATE THE CRYSTALLINITY OF INDIVIDUAL METAL NANOPARTICLES

L.R. KIM, R.D. RODRIGUEZ, E.S. SHEREMET

Tomsk Polytechnic University

E-mail: raul@tpu.ru

Investigation of plasmonic nanoparticles is a hot topic nowadays, due to their outstanding properties which allow to apply them in different fields from fundamental physics to theranostics. Still this field is full of pitfalls, hence extracting as much information as possible is one of the main priorities. There are plenty of reports on the application of plasmonics, one particular field of interest is theranostics which is a promising area of medicine, materials science, physics, and chemistry that combines therapy and diagnosis on a single platform [1, 2]. Surface-enhanced Raman spectroscopy is used to track and find targeting foreign cells, meanwhile the photothermal effect induced with infrared illumination heats the nanoparticles to eliminate the selected cancer cells. It is worth to find out if changing the nanoparticles' crystallinity we can achieve a more efficient theranostic system. However, the critical question that arises is how to easily observe the crystallinity changes? This paper is aimed to review a novel approach of investigation of crystal structure changes with atomic force microscopy and dielectric force microscopy (DFM).

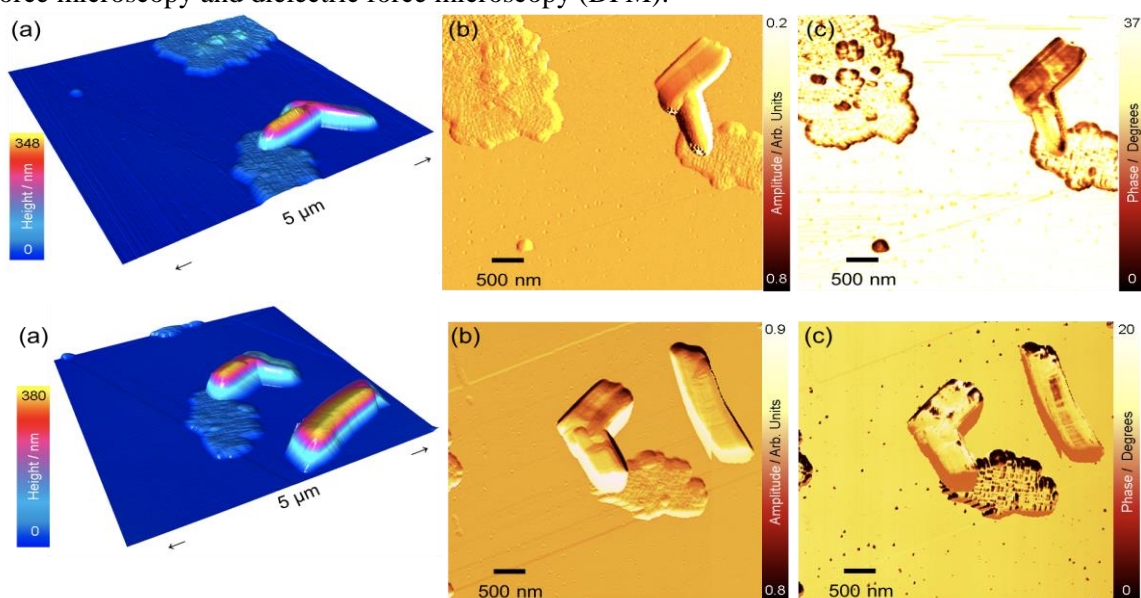


Figure 1 - Dielectric force microscopy images of the gold nanorods deposited on HOPG before and after laser illumination: (a) topography, (b) amplitude, (c) phase.

To investigate crystallinity changes gold nanorods were deposited on highly ordered pyrolytic graphite (HOPG) and illuminated with 405 nm laser. Figure 1 shows DFM images before and after laser illumination. This research will also allow to answer the question - what is the best crystallinity to optimize SERS signal and simultaneously increase photothermal heating.

References

1. Nikolai Khlebtsov, Vladimir Bogatyrev, Lev Dykman et al. Analytical and Theranostic Applications of Gold Nanoparticles and Multifunctional Nanocomposites // *Theranostics*. – 2013. – 3(3). – P. 167-180;
2. Dong Nyoung Heo, Dae Hyeok Yang, Ho-Jin Moon. Gold nanoparticles surface-functionalized with paclitaxel drug and biotin receptor as theranostic agents for cancer therapy // *Biomaterials*. – 2012. – 33. – P. 856-866.

**ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПРОДУКТА СИНТЕЗА СИСТЕМЫ
«МОЛИБДЕН – УГЛЕРОД» МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ**

П.Н. КОНОНЕНКО, А.А. ПАК

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: pnk6@tpu.ru

Карбид молибдена является известным сверхтвердым тугоплавким материалом, применяемым в различных областях науки и техники. В последние годы интерес научной общественности к карбиду молибдена растет ввиду высокой каталитической активностью в реакциях, реализуемых для получения водорода из воды [1-2]. Получают карбид молибдена различными подходами, в том числе карботермическим восстановлением оксида молибдена, методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, механической активацией материалов, содержащих углерод и молибден. Одним из известных подходов к синтезу углеродных ультрадисперсных материалов и карбидов металлов является электродуговой [3]. Одной из модификаций данного метода является синтез в плазме дугового разряда постоянного тока, инициированного в воздушной среде [4-6]. Такой подход зарекомендовал себя положительно в вопросах синтеза углеродных наноструктур и карбидов металлов [3-6]. Реализация данного метода осуществляется за счет эффекта самопроизвольного экранирования реакционного объема от кислорода воздуха потоком CO, генерируемого в процессе горения дугового разряда постоянного тока [5-6]. Этот эффект известен и активно применяется в настоящее время для создания группы безвакуумных методик получения некоторых карбидов, в частности карбида кремния [4,7]. В настоящей работе приводятся результаты экспериментальных исследований порошкового материала, полученного в плазме дугового разряда постоянного тока, инициированного в нормальной воздушной среде в присутствии молибдена.

Экспериментальные исследования проводились на лабораторном электродуговом стенде с рабочим током до 200 А. Напряжение холостого хода источника постоянного тока составляет 63 В. В источник встроены широтно-импульсный модулятор, обеспечивающих регулирование величины выходного тока источника. В рассматриваемой группе экспериментов применялся ток равный 165 А. К источнику тока подключались цилиндрические графитовые электроды, которые взвешивались до проводимой процедуры и после. В теле катода предусмотрена полость, в которую закладывалась смесь молибдена и графита в массовом соотношении Mo:C=3:1. В ходе горения дугового разряда на стенках катода, ограничивающих его полость оседал порошок темно серого цвета, который собирался после проведения эксперимента и измельчался в агатовой ступке. Полученный материал анализировался методом рентгеновской дифрактометрии (Shimadzu XRD7000, CuK α -излучение). Для расшифровки полученных дифрактограмм применялся программный пакет Powder Cell 2.4. и база структурных данных PDF4+.

На рисунке 1 представлена типичная рентгеновская дифрактограмма полученного продукта синтеза в сравнении с эталонами идентифицированных фаз. Согласно результатам качественного рентгенофазового анализа, можно выделить в составе продукта 5 основных кристаллических фаз. Во-первых, однозначно идентифицируются две фазы графита с различными параметрами элементарной ячейки, о чем свидетельствует раздвоенный дифракционный максимум на интервале от 25 до 27 град. Во-вторых, также идентифицируется серия дифракционных максимумов, соответствующих кубической фазе молибдена, то есть одного из исходных компонентов. Также в составе продукта идентифицируются две кристаллические фазы карбида молибдена: орторомбическая модификация Mo₂C, а также гексагональная модификация Mo_{1,2}C_{0,8}. Наиболее близкими эталонами по базе данных PDF4+ можно считать карточки ICDD №04-016-3695 и ICDD №04-006-2272. Согласно результатам оценки количественного рентгенофазового анализа, продукт состоит из 93,4 % графита, 0,3 % молибдена, 2,3 % карбида молибдена Mo_{1,2}C_{0,8}, а также 4,0 % карбида молибдена Mo₂C.

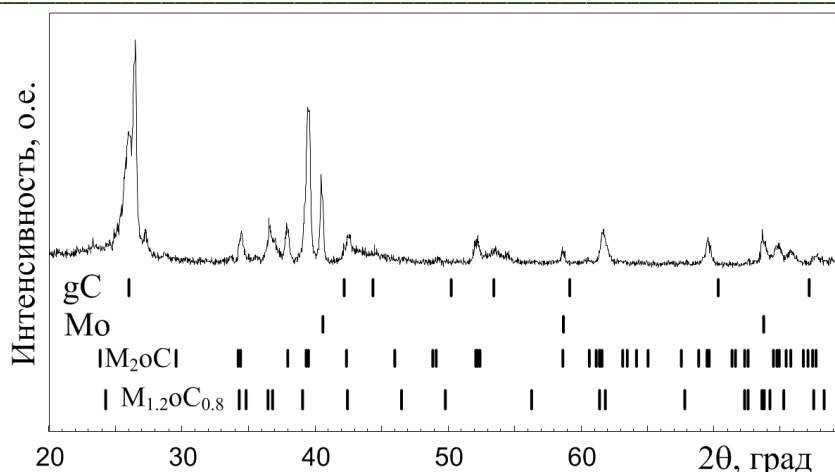


Рисунок 1 – Типичная рентгеновская дифрактограмма продукта электродугового синтеза

Согласно результатам анализа полученного в плазме дугового разряда постоянного тока порошкового продукта, можно сделать вывод о наличии в продукте синтеза небольшого количества карбида молибдена. Особенностью полученного продукта можно считать его получение в воздушной среде на поверхности внутренней стенки полого графитового катода. Возможность получения не оксидных материалов, а карбидных в рассматриваемых условиях является следствием генерации газообразного СО при горении дугового разряда на графитовых электродах, что обсуждено ранее в других работах нашей научной группы. Данная работа подтверждает наличие карбида молибдена в порошковом материале, оседающем на стенках камеры в процессе реализации синтеза.

Благодарности: Работа выполнена в рамках Гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых и по государственной поддержке ведущих научных школ РФ (проект МК-633.2019.8).

Список литературы

1. Lili Lin, Wu Zhou, Rui Gao et al. Low-temperature hydrogen production from water and methanol using Pt/ α -MoC catalysts // *Nature*. – 2017. – Vol. 544(7648) – P. 80-83.
2. Yufei Maa, Guoqing Guana, Xiaogang Haoc et al. Molybdenum carbide as alternative catalyst for hydrogen production – A review // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. – 2017. – Vol. 75. – P. 1101-1129.
3. Neha Arora et al. Arc discharge synthesis of carbon nanotubes: Comprehensive review // *Diamond and Related Materials*. – 2014. – Vol. 50. – P. 135-150.
4. Pak A.Y. et al. Electroarc Synthesis and Cleaning from Carbon Impurities of Cubic Silicon Carbide in the Air Atmosphere // *Journal of Superhard Materials*. – 2018. – Vol. 40, № 3. – P. 157-163.
5. Yanjie Su et al. Low-cost synthesis of single-walled carbon nanotubes by low-pressure air arc discharge // *Materials Research Bulletin*. – 2014. – Vol. 50. – P. 23-25.
6. Yanjie Su et al. Length-controlled synthesis of single-walled carbon nanotubes by arc discharge with variable cathode diameters // *Materials Research Bulletin*. – 2013. – Vol. 48. – P. 3232-3235.
7. Лебедев А.С., Еремяшев В.Е., Трофимов Е.А., Анфилогов В.Н. Термодинамический анализ взаимодействия компонентов в системе Si-C-O в процессе карботермического синтеза карбида кремния // *Доклады Академии наук*. – 2019. – Т. 484, № 5. – С. 559-562.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

И.В. ОСИННИКОВ, Т.Р. АБЛАЗ, Е.С. ШЛЫКОВ

ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г.
Пермь, Российская Федерация
E-mail: ilyuhaosinnikov@bk.ru

В современной промышленности для производства изделий широко применяются металлы и их сплавы с различными физико-механическими свойствами.

Для повышения конструкционных и эксплуатационных характеристик изделий авиационной промышленности, ракетостроения и других наукоемких отраслей требуется постоянное совершенствование изделий, поиск новых конструкторских решений. Таким образом, происходит усложнение геометрической формы изделий, появляются сложнопрофильные поверхности.

Применение лезвийного инструмента при обработке сложнопрофильных и тонкостенных изделий, характеризуется появлением высоких сил резания, что ограничивает применение традиционных механических методов обработки [1].

Адекватным решением данной проблемы является применение электро-физических методов. Одним из таких методов является электроэрозионная обработка (ЭЭО) ЭЭО заключается в изменении формы, размеров, шероховатости и свойств поверхности заготовки под действием электрических разрядов в результате электрической эрозии [2].

В настоящее время метод ЭЭО является одним из самых распространенных методов обработки современных материалов. Но в полной мере не изучен вопрос влияния материала электрода-инструмента (ЭИ) на формирование шероховатости обработанной поверхности и производительности ЭЭО материалов с разными физико-механическими свойствами.

Целью работы является исследование формирования шероховатости обработанной поверхности и производительности ЭЭО материалов с разными физико-механическими свойствами при использовании разнородных ЭИ.

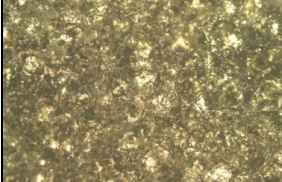
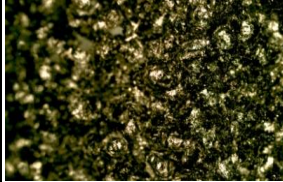

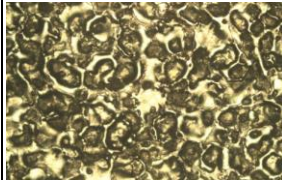

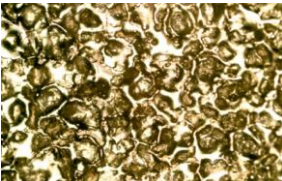
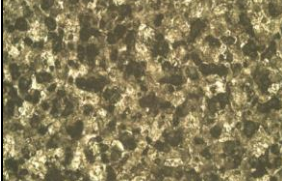
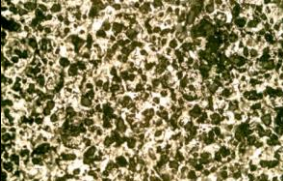

Проведен эксперимент. В качестве исследуемых материалов выбраны алюминий АД1 (ГОСТ 4784-97), низколегированная сталь 35 ГС (ГОСТ 5781 – 82), титановый сплав ОТ4 (ГОСТ 19807 – 91).

Для проведения эксперимента изготовлены электроды из композиционных материалов типа псевдосплав системы медь+коллоидный графит (CuC). Использовались порошки меди ПМС-1 (ГОСТ 49-60-75) и сухого коллоидного графита марки С-1 (ТУ 113-08-48-63-90), а также электроды из меди М1 (ГОСТ 1173-2006) и графита. В качестве экспериментального оборудования выбран копировально-прошивной станок Smart CNC. В качестве рабочей жидкости использовалось трансформаторное масло (ГОСТ 982-80). Обработка производилась при силе тока $I=8$ А, напряжении $U=100$ В, времени действия импульса $T_{\text{imp}}=150$ мкс.

Измерения глубины обработки h проводились на координатно-измерительной машине Carl Zeiss Contura G2, шероховатости R_a – на профилометре Mahr Perthometer S2 по (ГОСТ 2789-73). Снимки поверхности были получены на микроскопе Olympus GX51 при увеличении 100 крат. Результаты эксперимента представлены в таблице 1.

На основе полученных данных были построены диаграммы зависимости шероховатости обработанной поверхности и глубины обработки от материала ЭИ, рисунок 1 и рисунок 2 соответственно.

Таблица 1 Результаты измерений обработанной поверхности

ЭИ Обра- батываемый материал:	Cu		C		CuC	
	Ra, мкм	h, мм	Ra, мкм	h, мм	Ra, мкм	h, мм
АД1	8,3	1,212	7,0	1,240	8,4	1,080
						
35 ГС	5,5	0,112	5,4	0,112	6,8	0,276
						
ОТ4	2,9	0,013	3,9	0,069	5,2	0,269
						

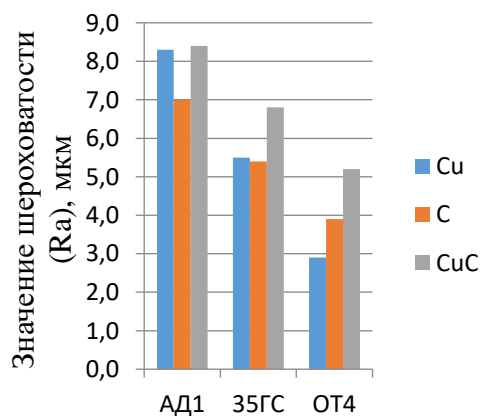


Рисунок 1 – зависимость шероховатости обработанной поверхности от материала ЭИ

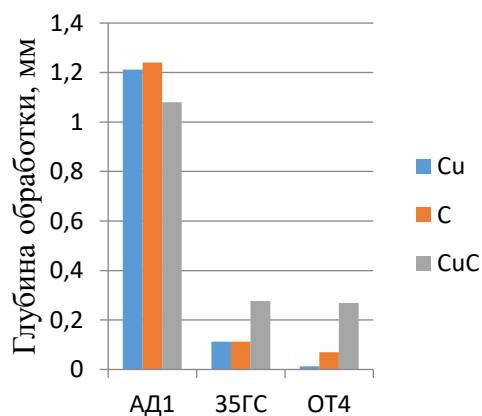


Рисунок 2 – зависимость обработки от материала ЭИ

В результате эксперимента установлено:

ЭИ из композиционного материала показал лучшую производительность при обработке стали 35ГС и титанового сплава ОТ4. В первом случае глубина обработки композитным ЭИ, чем медным и графитовым на 59%. Во втором его производительность выше на 74% , чем у графитового электрода, и на 95%, чем у медного. Однако шероховатость поверхности стали, обработанной композитным ЭИ, на 15% выше, чем после обработки медным и графитовым ЭИ. При обработке титанового сплава разница составляет 44% и 25% по сравнению с ЭЭО медным и графитовым ЭИ соответственно.

При обработке алюминия АД1 композитный электрод показал наименьшую производительность, а также худшую шероховатость обработанной поверхности.

Графитовый ЭИ показал наименьший параметр шероховатости при обработке алюминия АД1 и стали 35ГС. Помимо этого, при обработке алюминия у графитового электрода наблюдается наибольшая производительность.

Медный ЭИ показал наилучшую шероховатость при обработке сплава ОТ4, но при этом его производительность в 5,3 раза ниже производительности графитового электрода и в 20,7 раз ниже производительности ЭИ из композиционного материала.

Исходя из полученных результатов, можно сделать выводы:

1. Электроды из композиционного материала системы медь-коллоидный графит целесообразно применять для черновой ЭЭО титановых сплавов и легированных сталей.
2. Графитовый ЭИ подходит для чистовой обработки сталей и титановых сплавов, а также для обработки алюминия.
3. Имеет смысл применять медь в качестве материала ЭИ для чистовой обработки сталей, так как ее показатели примерно равны показателям графита.

Список литературы

1. Коваленко В.С. Нетрадиционные методы обработки материалов в Японии / Электронная обработка материалов. - 2000 - № 3 - С. 4-12.
2. Абляз Т.Р., Ханов А.М., Хурматуллин О.Г. Современные подходы к технологии электроэрозионной обработки материалов. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2012 – 112 с.

ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМО-БОРО-СИЛИКАТНЫХ СТЕКОЛ, ДОПИРОВАННЫХ ИОНАМИ ТЕРБИЯ

А.Ю. ОСИПОВА, Д.Т. ВАЛИЕВ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: ayo2@tpu.ru

Оксидные стекла, содержащие в своем составе ионы тербия, активно используются в качестве активных сред в оптоэлектронике, дозиметрии [1]. На основе различного рода композиций можно получать стекла с малыми величинами рассеяния, с высоким квантовым выходом [2, 3]. Для улучшения излучательных характеристик люминесценции стекла, стеклянную матрицу содопируют сенсбилизаторами, такими как Gd_2O_3 , Y_2O_3 и Dy_2O_3 [4]. Среди этих оксидов редкоземельных элементов (РЗЭ) Gd_2O_3 является часто используемым материалом не только благодаря эффективной передаче энергии от Gd^{3+} к ионам Tb^{3+} , но и потому, что плотность стекла, содержащего высокое содержание Gd_2O_3 , может быть увеличено, что, может повысить сечение поглощения рентгеновского излучения. Синтез и использование сочетания различного состава шихты позволяет получать широкий спектр люминесцирующих материалов с РЗЭ в качестве активаторов с хорошо контролируруемыми по спектру оптическими характеристиками. В работе приведены результаты исследований оптико-люминесцентных свойств алюмо-боро-силикатных стекол с переменной концентрацией ионов гадолиния.

Алюмо-боросиликатные стекла готовили методом высокотемпературного плавления. Исходными материалами были реагенты Al_2O_3 , H_3BO_3 , SiO_2 , $BaCO_3$, Gd_2O_3 , P_2O_5 , Ce_2O_3 , Tb_2O_3 и Sb_2O_3 . Сырье было номинально чистым. Соответствующие количества оксидных материалов смешивали в агатовой ступе; смешанные материалы плавил при температуре $1450^\circ C$ в течение 120 min в корундовом тигле в муфельной печи. После плавления расплав выливали в предварительно разогретую форму из нержавеющей стали и отжигали при температуре $650^\circ C$ в течение 2 ч, чтобы снять внутреннее напряжение, а затем охлаждали до комнатной температуры. После резки, шлифовки и полировки были получены образцы стекла толщиной 2 ± 0.02 мм.

Спектры пропускания регистрировали с использованием спектрофотометра в ультрафиолетовой, видимой и ближней инфракрасной областях (Ломофотоника, УВИ-256, БИК 256). Структура стекол исследовалась рентгеновским дифрактометром (Shimadzu, XRD-7000S) с использованием рентгеновского излучения $CuK\alpha$ с длиной волны $1,54 \text{ \AA}$. Регистрация интегральных спектров свечения импульсной катодолуминесценции (ИКЛ) осуществлялась оптоволоконным спектрометром AvaSpec-2048, работающем в спектральном диапазоне 200 – 1100 нм с обратной линейной дисперсией 1,2 нм/мм, при возбуждении импульсным потоком электронов наносекундной длительности ($E_{cp}=250 \text{ кэВ}$, $t_{1/2}=15 \text{ нс}$). На рисунке 1 представлены исследуемые образцы серии Gd10, Gd15, Gd20, Gd25, Gd30, Gd30Tb0 под воздействием ультрафиолетового излучения.

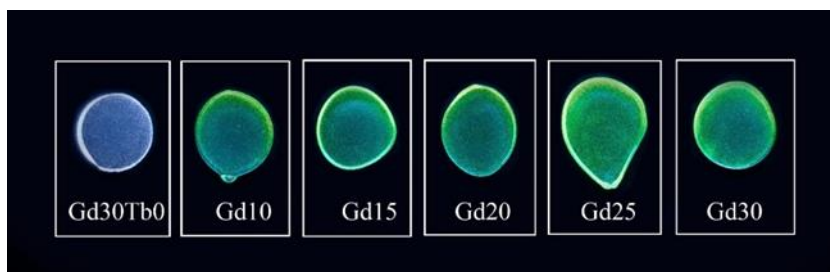


Рисунок 1 – Синтезированные образцы при воздействии УФ излучения, серия стекол Gd10, Gd15, Gd20, Gd25, Gd30, Gd30Tb0

Рентгенофазовый анализ подтвердил аморфную природу синтезированных стекол и не дает никаких доказательств разделения или осаждения любой кристаллической фазы во время процессов плавления и отжига с увеличением содержания Gd_2O_3 до 30 mol.%.

Были проведены исследования влияния концентрации гадолиния в матрице стекла на кинетику затухания люминесценции ионов тербия. Свечение ионов тербия затухает в миллисекундном диапазоне (~1 мс). В работе проведены исследования кинетики затухания люминесценции в основных полосах свечения ионов тербия на 490, 543, 584, 621 нм.

В результате работы изучены структурные, оптико-люминесцентные свойства, проведена оценка эффективности излучения, спектрально-кинетические характеристики стекол, а также рассмотрены зависимости спектральных характеристик от концентрации РЗЭ в составе стекла. Полученные результаты демонстрируют возможное использование алюмоборо-силикатных стекол, допированных тербием в качестве преобразователя ионизирующих излучений.

Список литературы

1. Шелби Дж. Перевод: Медведева Е.Ф., Христофорова А.И., Головина Е.П. Структура, свойства и технология стекла – Изд.: «Мир». – 2006. – 279 с.
2. Алексеев Н.Е., Гапонцев В.П., Жаботинский М.Е. и др. Под ред. Жаботинского М.Е. Лазерные фосфатные стекла – М.: Наука. – 1980. – 352 с.
3. S. Liu, G. Zhao, H. Ying et al. Eu/Dy ions co-doped white light luminescence zinc – aluminoborosilicate glasses for white LED// *Optical Materials*. – 2008. – V.31. – P. 47–50.
4. X.Y. Sun, M. Gu, S.M. Huang, X.L. Liu, Enhancement of Tb^{3+} emission by non-radiative energy transfer from Dy^{3+} in silicate glass. – 2009. – P.111-114.

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА УВЕЛИЧЕНИЯ НЕФТЕОТДАЧИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КИСЛОТНОЙ НЕФТЕВЫТЕСНЯЮЩЕЙ КОМПОЗИЦИИ НА ОСНОВЕ ПАВ

У.В. ЧЕРНОВА^{1,2}, М.Р. ШОЛИДОДОВ², В.В. КОЗЛОВ^{1,2}, Л.К. АЛТУНИНА^{1,2}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии нефти
Сибирского отделения Российской академии наук

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
профессионального образования «Национальный исследовательский Томский
государственный университет»
E-mail: sholidodov93@inbox.ru

Проблема полноты извлечения нефти является одной из основных в нефтяной промышленности. Коэффициент извлечения нефти по месторождениям мира в среднем составляет 34-37 % [1]. Увеличение доли трудноизвлекаемых запасов нефти в России, которая составляет примерно 60 % [2-3], также приводит к постоянному снижению коэффициента вытеснения нефти. В настоящее время самыми распространенными методами увеличения коэффициента извлечения нефти являются термические, газовые, гидродинамические, физико-химические и комбинированные, каждый из которых имеет свою область применения [4,5]. Одним из перспективных методов увеличения нефтеотдачи является технология закачки в продуктивные пласты нефтевытесняющих композиций на основе поверхностно-активных веществ.

Для увеличения коэффициента вытеснения нефти в Институте химии нефти СО РАН была создана кислотная нефтевытесняющая композиция на основе ПАВ, аддукта неорганической кислоты, полиола и карбамида. Композиция совместима с минерализованными пластовыми водами, имеет низкую температуру замерзания (-20 ÷ -60 °С), низкое межфазное натяжение на границе с нефтью.

В работе представлены результаты экспериментов по физическому моделированию процесса нефтевытеснения с использованием кислотной нефтевытесняющей композиции применительно к условиям пермокарбоновой залежи Усинского месторождения.

Исследования проводили на установке для изучения фильтрационных характеристик модели неоднородного пласта, которая состояла из двух параллельных колонок, заполненных дезинтегрированным керновым материалом, имеющих различные значения газовой проницаемости. Значения газопроницаемости приготовленных колонок составляли от 0,382 до 2,300 мкм². Колонки последовательно насыщались моделью пластовой воды (для определения порового объема) с минерализацией 62,1 г/л, а затем моделью нефти Усинского месторождения. В качестве модели нефти Усинского месторождения использовали термостабилизированную нефть Усинского месторождения, разбавленную керосином в соотношении 70:30.

Через модель неоднородного пласта Усинского месторождения при 23 °С фильтровали модель пластовой воды Усинского месторождения до полной обводненности продукции на выходе из модели. При этом коэффициент вытеснения нефти составил 6,82-57,63 % по колонкам в среднем по моделям неоднородного пласта коэффициент нефтевытеснения составлял 18,15-37,07 %.

При закачке оторочки кислотной нефтевытесняющей композиции при 23 °С произошло увеличение коэффициента вытеснения нефти. Прирост коэффициента нефтевытеснения составил 5,7-20,41 % по колонкам, в среднем по модели неоднородного пласта прирост коэффициента нефтевытеснения составил 7,3 -16,35 %.

Применение кислотной нефтевытесняющей композиции перед первым циклом ПЦО при низкой температуре, 20-23 °С, за счет взаимодействия с карбонатной породой приводит к восстановлению исходной проницаемости коллектора без образования нерастворимых продуктов и снижению набухаемости глин, при этом выделяющийся СО₂ растворяется в

нефти, снижая ее вязкость, приводя к доотмыву остаточной нефти как из высоко проницаемых, так и из низко проницаемых зон пласта.

После закачки оторочки кислотной нефтевытесняющей композиции при 150 °С, произошло увеличение коэффициента вытеснения нефти. Прирост коэффициента нефтевытеснения за счет использования композиции составил 3,58-21,49 % в зависимости от проницаемости колонок, в среднем по модели неоднородного пласта прирост коэффициента нефтевытеснения составил 6,19 -15,82 %. При последующем проведении ПЦО за счет увеличения температуры до 150 °С в пласте повысилась скорость процесса гидролиза карбамида, входящего в состав композиции, произошло дальнейшее образование CO₂ и аммиака, сопровождающееся дальнейшим снижением вязкости нефти и повышением рН, в результате непосредственно в пласте образовалась щелочная нефтевытесняющая система с высокой буферной емкостью, обеспечивающая эффективное нефтевытеснение и пролонгированное воздействие на пласт.

Под действием пластовых условий компоненты нефтевытесняющей композиции образуют сильную кислоту, способную взаимодействовать с карбонатной породой, увеличивая ее приемистость. Высокая отмывающая способность ПАВ, входящих в состав композиции, обусловлена оптимальными условиями за счет образования в пласте буферной системы большой емкости. Таким образом, установлено, что кислотная нефтевытесняющая композиция имеет высокую нефтевытесняющую способность и может быть рекомендована для промысловых испытаний.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, в рамках ФЦП, Соглашение №14.604.21.0176, от 26.09.2017 г., уникальный идентификатор – RFMEFI60417X0176 с использованием оборудования ЦКП ТНЦ СО РАН.

Список литературы

1. Алтунина Л. К. Физико-химические методы увеличения нефтеотдачи пластов нефтяных месторождений (обзор) / Л. К. Алтунина, В. А. Кувшинов // Успехи химии. – 2007. – Т. 76, № 10. – С. 1034–1052.
2. Полищук Ю. М. Высоковязкие нефти: анализ пространственных и временных изменений физико-химических свойств / Ю. М. Полищук, Г. И. Яценко // Нефтегазовое дело. – 2005. – № 1. – С. 1034–1052.
3. Нефтевытесняющая композиция ПАВ с регулируемой вязкостью для увеличения нефтеотдачи залежей высоковязких нефтей / Л. К. Алтунина [и др.] // Казань. ГЕОРЕСУРСЫ. – 2016. – Т. 18, Ч. 1. – С. 281–288.
4. Алтунина Л.К., Кувшинов В.А. Физико-химические методы увеличения нефтеотдачи пластов // Вестник Санкт-Петербургского университета. – 2013. – № 4 (2). С. 46–76.
5. Сорокин С. А. Классификация методов повышения нефтеотдачи // Научный форум. Сибирь. 2018 – Т. 4, № 2. – С. 57.

СЕКЦИЯ

***ФОТОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И СВЕТОВАЯ
ИНЖЕНЕРИЯ***

ПЛАЗМОН-ИНДУЦИРОВАННАЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ РЕАКЦИЯ НА УРОВНЕ ОДИНОЧНЫХ НАНОЧАСТИЦ

А.А. АВЕРКИЕВ, Е.С. ШЕРЕМЕТ, Б.Н. ХЛЕБЦОВ, Р.Д. РОДРИГЕС

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: andyparkens@gmail.com

www.ters-team.com

Известно, что плазмон-индуцированные фотокаталитические реакции происходят вследствие возбуждения электронов на поверхности плазмонных наночастиц. Тем не менее, точный механизм и физические процессы, вовлеченные в реакцию, все еще обсуждаются. Существует несколько путей, по которым перенос горячего электрона может вызвать фотокаталитическую реакцию. В настоящее время имеется несколько научных работ, в которых освещаются возможные методы применения фотокаталитических реакций и их взаимосвязь с усилением сигнала интенсивности комбинационного рассеяния и температуры нагрева плазмона.

Плазмоны представляют собой коллективные колебания свободных электронов на поверхности благородных металлов. Они привели к открытию многих новых явлений в нанопотонике за последние два десятилетия. Плазмоника привела к многообещающему применению в поверхностной спектроскопии и фотокатализе [6]. Эти эффекты возникают из-за локального усиления электромагнитного поля или из-за плазмон-индуцированных «горячих» носителей. Поскольку плазмон-индуцированные горячие электроны имеют более высокие энергии, чем носители, генерируемые прямым возбуждением. Это оптимальное усиление может быть достигнуто в различных применениях [1].

Это усиление может быть создано лазерным возбуждением с длиной волны, близкой к инфракрасной. Сильное усиление локальных электрических полей с генерацией «горячих» электронов, создаваемых плазмонами, может активировать химические реакции органических молекул, адсорбированных на металлических наночастицах [2]. При таких фотокаталитических реакциях молекулы меняют свою структуру, и Рамановская спектроскопия может обнаружить это структурное изменение. 4-нитробензолтиол (4-NBT) превращается в 4-аминобензолтиол (4-ABT) на плазмонных наночастицах при лазерном возбуждении [4].

Споры о влиянии температуры все еще продолжаются [2, 3]. Сообщалось, что в этой реакции нагрев не является основным механизмом плазмонного фотокатализа [3]. Однако в процессе анализа мы показываем, что повышение температуры локального нагрева является критическим фактором в фотокаталитическом превращении 4-NBT в 4-ABT в плазмонном режиме [5].

В этом процессе перенос горячего электрона вызывает восстановление NO_2 до NH_2 . Нитрогруппа NO_2 получает два дополнительных электрона из золота и выделенный кислород (рис. 1). Эта реакция может протекать даже при комнатной температуре. Однако, эффективность данной фотокаталитической реакции может быть усилена, путём увеличения температуры до 80–120 °C [2].

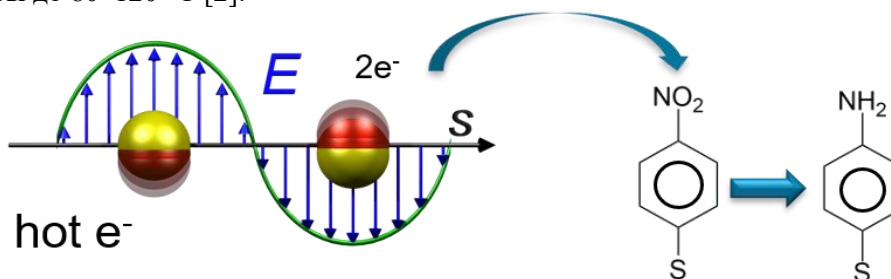


Рисунок 1 – Процесс плазмон-индуцированного переноса «горячих» электронов при превращении 4NBT в 4ABT адсорбированных на нанокубах золота при лазерном возбуждении 638 нм

После облучения лазером с красной длиной волны ($\lambda = 638$ нм) электроны на поверхности наночастиц плазмона начинают колебаться и пересекаются с ближайшими соседними электронными облаками, создавая тем самым «горячие точки». Это явление и предыдущие исследования [2] привели нас к предположению, что фотокаталитическая реакция определяется не только возбуждением локализованных поверхностных плазмонных резонансов (LSPR) или материалом наночастиц золота (Au) или серебра (Ag), но также сильно зависит от плазмонно-индуцированного нагрева. Плазмонный нагрев представляет собой явление, при котором плазмон распадается без радиации из-за многочисленных процессов рассеяния.

В этой работе спектроскопия комбинационного рассеяния света (TERS) проводится на одном уровне наночастиц Au и Ag, нанотреугольника, нанокубиков, функционализированных 4-NBT. Карты TERS сопоставляют с топографическими изображениями АСМ отдельных наночастиц, чтобы идентифицировать изменения интенсивности Рамана. После этого пики комбинационного рассеяния NO_2/NH_2 сравнивают друг с другом, используя полученные спектры комбинационного рассеяния в области от 1000 до 1700 cm^{-1} , чтобы исследовать зависимость фотокаталитической активности от усиления сигнала.

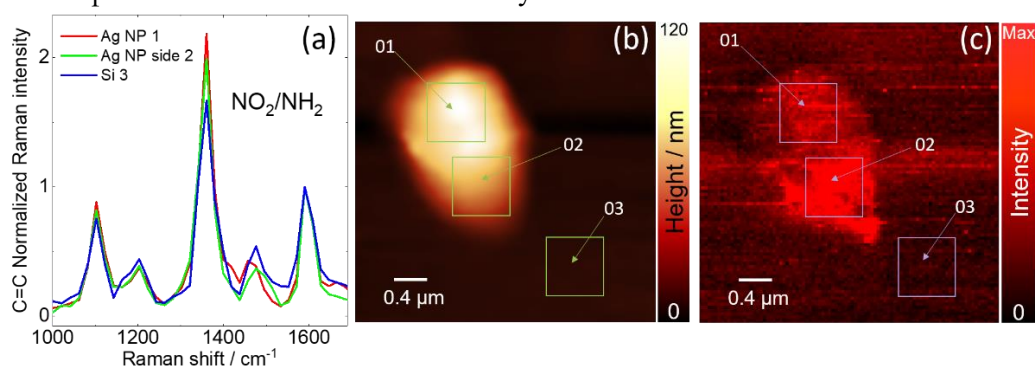


Рисунок 2 – (а) Спектры комбинационного рассеяния 4-NBT, адсорбированного на золотом нанокубе, измеренные на кремниевой подложке (Si) при лазерном излучении с длиной волны 633 нм, при температуре 25 °С; (б) АСМ изображение топографии; (с) TERS-карта

Данное соотношение показывает, насколько фотокаталитическая активность молекулы изменяется до и после лазерного облучения (рис. 2). Более высокая каталитическая активность молекулы не коррелирует с наибольшим усилением сигнала. Косвенно это уже указывает на то, что энергия переносится из одного состояния в другое, в котором энергия расходуется на локальный нагрев «горячих» точек.

В работе мы исследовали зависящую от температуры реакцию поверхностного катализа от 4-NBT до 4-ABT (от NO_2 до NH_2) с помощью поверхностных плазмонных резонансов на наночастицах золота и серебра. Энергия рассеяния электронов преобразуется в тепловыделение за счет Джоулевого нагрева. Это говорит о том, локализованный тепловой эффект вносит наиболее весомый вклад и является критическим фактором, который мы всегда должны учитывать. Представленные выводы основаны на экспериментально полученных результатах и их анализе.

Список использованной литературы

1. Ding, Tao, Jan Mertens, Anna Lombardi, Oren A. Scherman, and Jeremy J. Baumberg. 2017. "Light-Directed Tuning of Plasmon Resonances via Plasmon-Induced Polymerization Using Hot Electrons." *ACS Photonics*. <https://doi.org/10.1021/acsp Photonics.7b00206>.
2. Golubev, Alexander A., Boris N. Khlebtsov, Raul D. Rodriguez, Ying Chen, and Dietrich R. T. Zahn. 2018. "Plasmonic Heating Plays a Dominant Role in the Plasmon-Induced Photocatalytic Reduction of 4-Nitrobenzenethiol." *The Journal of Physical Chemistry C*. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.7b12101>.

3. Keller, Emily L., and Renee R. Frontiera. 2018. "Ultrafast Nanoscale Raman Thermometry Proves Heating Is Not a Primary Mechanism for Plasmon-Driven Photocatalysis." ACS Nano. <https://doi.org/10.1021/acsnano.8b01809>.
4. Kwan Kim, Inhyung Lee, Seung Joon Lee, Photolytic reduction of 4 nitrobenzenethiol on Au mediated via Ag nanoparticles, Chemical Physics Letters, Volume 377, Issues 1–2, 2003, Pages 201-204, ISSN 0009-2614, [https://doi.org/10.1016/S0009-2614\(03\)01154-0](https://doi.org/10.1016/S0009-2614(03)01154-0).
5. Nathaniel J. Hogan, Alexander S. Urban, Ciceron Ayala-Orozco, Alberto Pimpinelli, Peter Nordlander, and Naomi J. Halas. Nanoparticles Heat through Light Localization, Nano Letters 2014 14 (8), 4640-4645, <https://doi.org/10.1021/nl5016975>.
6. Stockman, Mark I., Katrin Kneipp, Sergey I. Bozhevolnyi, Soham Saha, Aveek Dutta, Justus Ndukaife, Nathaniel Kinsey, et al. 2018. "Roadmap on Plasmonics." Journal of Optics 20 (4): 043001.

ЭФФЕКТИВНОСТЬ YAG:CE КЕРАМИКИ ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ОДНООСНОГО ПРЕСОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

О.А. АВЕРКОВА, А.М. СЫДЫГАЛИЕВА, С.А. СТЕПАНОВ

Томский политехнический университет

E-mail: ivanov@tpu.ru

В настоящее время, значительное внимание уделяется исследованиям керамик на основе YAG, легированного редкоземельными металлами из ряда Ce, Nd, Eu, Dy, Yb, среди которых наибольший интерес вызывает иттрий алюминиевый гранат, легированный церием. Он является перспективным материалом для производства белых светоизлучающих диодов. В технологиях на основе неорганических люминофоров изготавливают композит (полимерный композит, состоящий из готового люминофора, органической основы и стабилизирующих добавок). Такой подход существенно усложняет и удорожает процесс получения излучающего прибора. Кроме того, наличие органических ингредиентов приводит к снижению светоотдачи, а высокие температуры, необходимые для полимеризации негативно сказываются на светотехнических характеристиках светодиода. В связи с этим, актуальным для производства белых светодиодов представляется использование керамических преобразователей излучения, которые лишены данных недостатков. Целью данной работы является исследование кинетических характеристик YAG:Ce керамик изготовленных на основе синтезированных люминофоров и оценка энергетической эффективности свечения данных керамических материалов.

Люминофор был синтезирован методом высокотемпературного твердофазного синтеза в восстановительной атмосфере. Данный метод требует повторных циклов нагревания при высокой температуре до 1600 °C для усиления взаимной диффузии и достижения однородного однофазного сплава. Все реагенты были химически чистыми Al₂O₃ (99,99%), Y₂O₃ (99,99%), CeO₂ (99,99%). Более подробно процедура используемая для синтеза описана в [1]. Для изготовления образцов светопропускающей керамики был использован синтезированный люминофор.

Формование порошка осуществляли методом холодного статического одноосного прессования в стальных пресс-формах на автоматическом прессе ИП-500 АВТО (ЗИПО, Россия). При прессовании часть образцов подвергалась ультразвуковому воздействию (УЗ). После чего полученные таблетки поместили в муфельную печь и подвергали атмосферному отжигу при температурах от 1550 до 1700 C. В результате был получен керамический образец цилиндрической формы, высотой 1,1 мм, диаметром 9 мм, пропускающий свет. Механическая обработка поверхности образца проводилась при помощи шлифовально-полировальной системы EcoMet 300 Pro (Buehler, Германия) с применением алмазных суспензий MetaDi (Buehler, Германия).

Для измерения импульсной фотолюминесценции в качестве источника возбуждения использовался светодиод (длительность импульса на полувысоте ~15 нс, $\lambda_{\text{возб}} = 447$ нм) и азотный лазер (длительность импульса на полувысоте ~7 нс, $\lambda_{\text{возб}} = 337,1$ нм). Кинетика затухания свечения регистрировались посредством приемного устройства Hamamatsu h10720-20 и цифрового осциллографа Tektronix DPO3034 (300 МГц) с использованием монохроматора MDR-204 (спектральный диапазон 200-2000 нм, линейная дисперсия 1,3 нм/мм). Временное разрешение составляло 2 нс.

Интегральную спектральную эффективность измеряли с использованием интегрирующей сферы и калиброванного спектрофотометра AvaSpec-3648 (200 – 1100 нм, обратная линейная дисперсия 1,2 нм/мм). Возбуждение образца также осуществлялось потоком проинтегрированным сферой. Интегральную спектральную эффективность определяли как отношение интегрального потока излученного образцом к интегральному потоку поглощенному образцом.

На рис. 1 представлены кинетические характеристики затухания люминесценции при возбуждении светодионом (b) и азотным лазером (a). Длина волны зондирования составляет 540 нм, что соответствует максимуму свечения данных материалов. Из представленных кинетических зависимостей видно, что для всех образцов затухание может быть описано экспоненциальным законом. При возбуждении азотным лазером характерное время затухания составило 67 нс. В то время как при диодном возбуждения 63 нс. Это обусловлено различными каналами диссипации энергии возбуждения. Вместе с тем данные кинетические характеристики являются характерными для наших материалов [1].

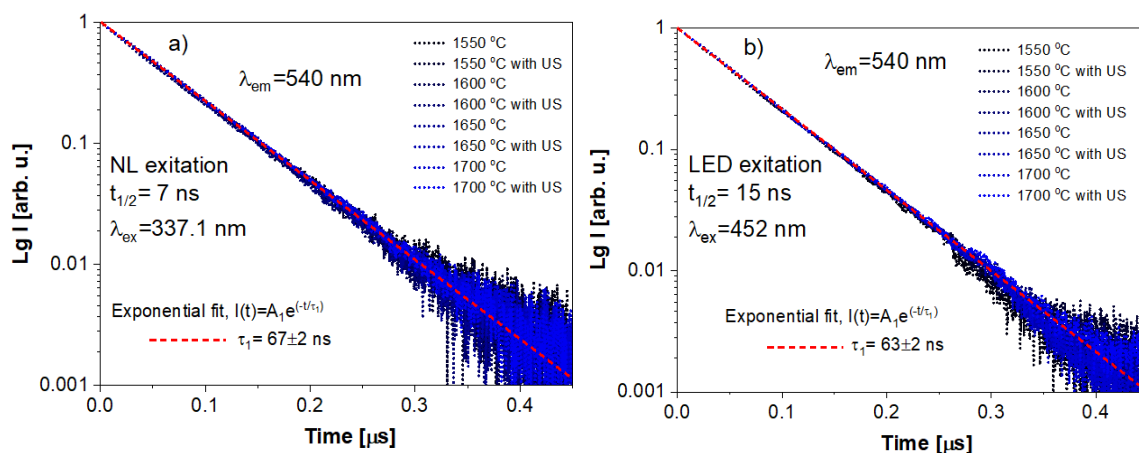


Рисунок 1 – Кинетические характеристики затухания фотолюминесценции для всех синтезированных образцов керамик.

На рис. 2 представлены результаты измерения отражения керамических образцов и энергетической эффективности. С увеличением температуры атмосферного обжига наблюдается уменьшение отражения (рис. 2a). При чем для образцов с УЗ и без характер одинаков. Результаты оценки эффективности (рис.2b) показывают, что воздействие УЗ положительно влияет на энергетическую эффективность люминесценции. Так при температуре обжига 1650 С энергетическая эффективность образца с УЗ оказалась выше на 8%. Вместе с тем следует отметить, что при температуре 1550 С и 1700 С разницы в энергетической эффективности не обнаружено.

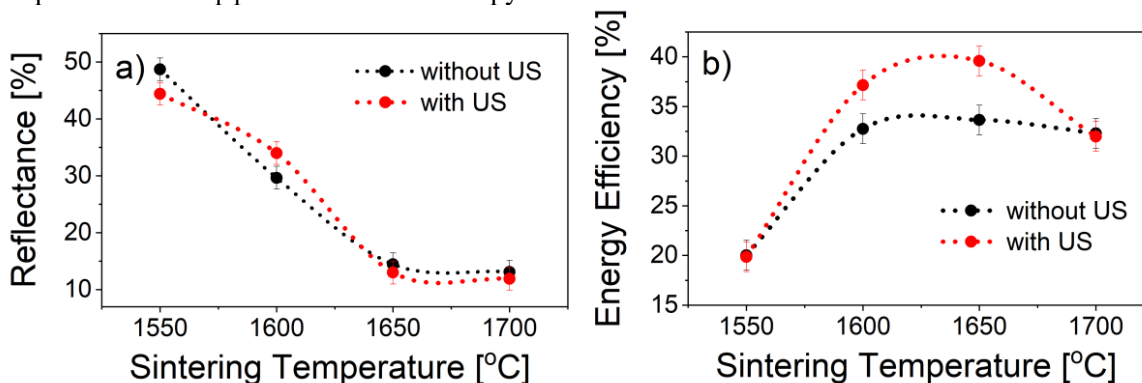


Рисунок 2 – Зависимости коэффициента отражения (a) и энергетической эффективности (b) от температуры атмосферного отжига для керамических образцов с УЗ воздействием и без.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 18-43-703014 p_мол_a.

Список литературы

1. Valiev D., Han T., Vaganov V., Stepanov S. // J. Phys. Chem. Solid. – 2018. – V.116. – P.1–6.

СПЕКТРЫ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ИАГ:СЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ ЛЮМИНОФОРОВ

Г.К. АЛПЫСОВА¹, Т.В. ГРЕЧКИНА², Ж.Т. КАРИПБАЕВ¹, Ш. ЧЖЕН²

¹ ЕНУ им. Л.Н. Гумилева, Нур-Султан, Казахстан

² Томский политехнический университет, Томск, Россия

E-mail: gulnur-0909@mail.ru

С целью повышения эффективности люминофоров для СД проводится большое количество работ, направленных на разработку новых технологий синтеза, новых составов. Наиболее перспективными в настоящее время считаются люминофоры на основе ИАГ:Се. Их исследованию посвящено множество работ. Анализ опубликованных данных исследования спектральных характеристик заставляет обратить внимание на разницу в полуширинах и положении полос люминесценции люминофоров, синтезированных в разных условиях. Нами выполнены исследования группы ИАГ:Се люминофоров разной с целью выяснения причин их различия.

Были измерены спектры люминесценции люминофоров СДЛ, YAG люминофоров, синтезированных в НПО «Платан» РФ и «Fultor Enterprises Co. Ltd» КНР и люминофоров синтезированных в поле потока радиации при возбуждении 450 нм.. Измерения всех спектров проводились при неизменной геометрии всей измерительной системы и постоянными режимами питания элементов системы для 24 видов люминофоров на спектрометре Avantes AvaSpec-2048L. Измерения спектров каждого люминофора при заданных режимах производились 10 раз, затем результаты измерений, положение и полуширина полосы люминесценции, обрабатывались статистически. Рассчитан коэффициент величины разброса относительно среднего значения. Составлена таблица зависимости положения полос люминесценции и их полуширины в системах ИАГ:Се. В таблице 1 приведены для примера результаты исследований спектральных характеристик некоторых люминофоров.

Таблица 1. Значения положения полос люминесценции и их полуширины

№	Вид люминофора	λ_{max} , нм	ΔE , эВ	K
1	YAG-01	563	0,441	3,855
2	YAG-02	557	0,440	2,273
3	SDL-3500	562	0,446	4,260
4	SDL-4000	559	0,441	3,628
5	Al ₂ O ₃ (40%)+Y ₂ O ₃ (52%)+Ce ₂ O ₃ (2%)+Gd ₂ O ₃ (6%) (№31 HO)	555	0,463	2,808
6	Al ₂ O ₃ (40%)+Y ₂ O ₃ (52%)+Ce ₂ O ₃ (2%)+Gd ₂ O ₃ (6%) (№31 O)	555	0,466	2,146
7	Al ₂ O ₃ (40%)+Y ₂ O ₃ (52%)+Ce ₂ O ₃ (2%)+Gd ₂ O ₃ (6%) (№32 HO)	554	0,455	5,275
8	Al ₂ O ₃ (40%)+Y ₂ O ₃ (52%)+Ce ₂ O ₃ (2%)+Gd ₂ O ₃ (6%) (№32 O)	545	0,439	5,011
9	Al ₂ O ₃ (43%)+Y ₂ O ₃ (55%)+Ce ₂ O ₃ (2%) (№33H)	556	0,451	4,435
10	Al ₂ O ₃ (43%)+Y ₂ O ₃ (55%)+Ce ₂ O ₃ (2%) (№33 O)	555	0,442	2,489

Мы полагаем, что различие в формах полос свидетельствует о том, что структура окружения центров свечения в ИАГ:Се образцах разной предыстории различается. Это очевидно является результатом разницы в технологических режимах их синтеза. Предполагается, что наблюдаемый разброс характеристик люминесценции обусловлен различием структуры нанодфектов в синтезированных в разных условиях люминофорах. Все нанодфекты в ИАГ:Се люминофорах имеют подобный элементный состав: ионы матрицы, активатора, модификатора, собственные дефекты решетки, но различное их соотношение и взаимное распределение в нанодфекте.

время суток обеспечивается в основном световыми приборами уличного освещения. В соответствии со схемой (рис.2, в) в систему уличного освещения входят светильники с разным типом источника света. Главная улица снабжена светодиодными уличными светильниками, переферейные улицы обеспечены светом натриевых ламп (типа ДНаТ). Зачастую позиция расположения уличных светильников не входит в рассмотрение освещение позиции пешеходной зоны, поэтому наблюдается неравномерное сосредоточение уличных светильников примыкающих к участкам пешеходных зон. Кроме того, в схеме уличного освещения 2 светильника были не работающими, что также сказалось на уровне освещенности.

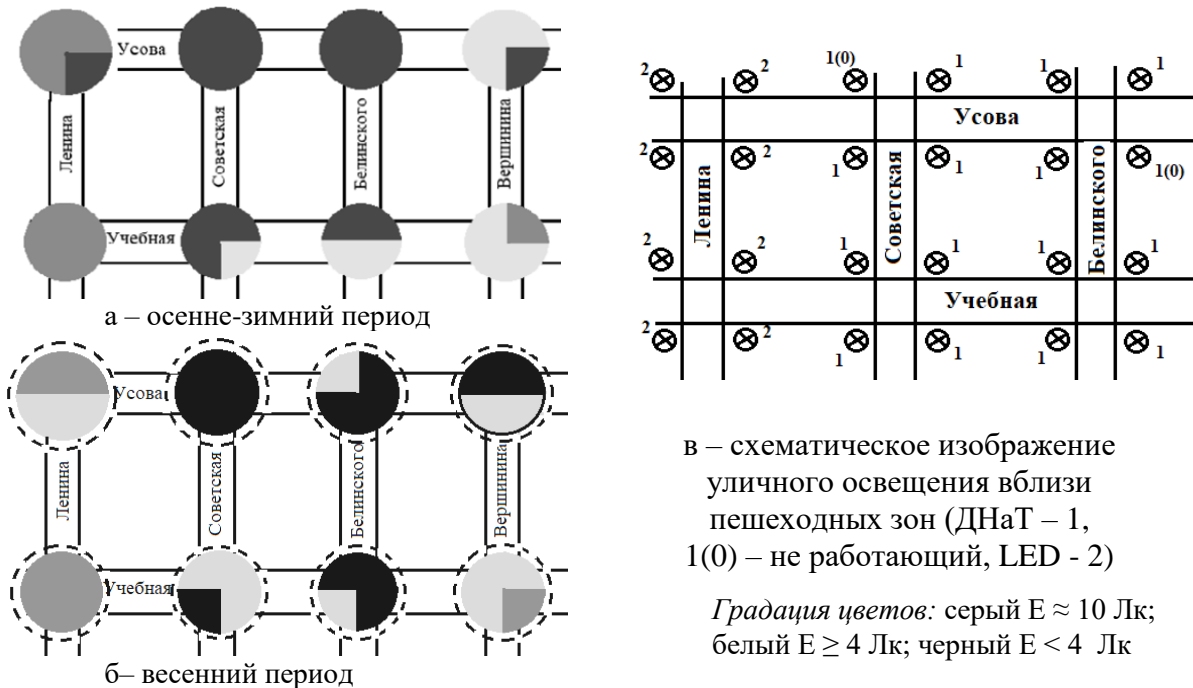


Рисунок 2 – Состояние освещенности пешеходных зон на выбранном маршруте в осенне-зимний (а) и весенний (б) периоды, схематическое изображение уличного освещения вблизи пешеходных зон (в)

В целом, настоящая работа показывает, что текущее состояние освещения пешеходных зон - это область риска для участников движения в тёмное время суток. Несмотря на снабжение пешеходных зон самостоятельными знаками отличия и предупреждения, уровень освещенности на этих объектах требует анализа и пересмотра, в том числе при компоновке уличного освещения. В силу короткого светового дня в осенне-зимний период, фактор низкой освещенности наступает раньше, при этом большая часть пешеходных зон с низкой или недостаточной освещенностью вызывают опасения для пешеходов школьного возраста. Возможно, обеспечение освещенности целесообразно рассматривать в рамках дополнительного или специального освещения, этот аспект по результатам настоящих исследований прорабатывается в режиме компьютерного проектирования.

Список литературы

1. Освещение улиц городов / Бражникова Л. В., Карачев В. М.- Под общей редакцией доктора технических наук, профессора Айзенберга Ю. Б.-М., 2000.
2. Щепетков Н. И. Световой дизайн города. – М.: Архитектура-С. 2006. – 320 с.

МЕТОДИКА ЛЮМИНЕСЦЕНТНОГО АНАЛИЗА СОСТОЯНИЯ ФОТОСИНТЕТИЧЕСКОГО АППАРАТА РАСТЕНИЙ

Д.В. БЫЛКОВ, С.Б. ТУРАНОВ

Гомский политехнический университет

Инженерная школа новых производственных технологий

E-mail: prototype103faza@gmail.com

Основной целью данной работы является, разработка методики измерения параметров флуоресценции хлорофилла листьев и плодов для контроля процессов вегетации растений при светодиодном облучении.

Существуют два принципиально отличающихся вида установок. Флуоресценцию измеряют прямым способом и методом амплитудной модуляции [1, 2]. Измерение флуоресценции первым способом ведется с постоянной подсветкой образца светом на длине волны возбуждения флуоресценции как правило это 420 – 670 нм.

Измерение параметров флуоресценции хлорофилла методом амплитудной модуляции позволяет работать при насыщающем свете. Использование этого метода позволяет применять насыщающий луч, который вызывает процессы тушения люминесценции и как следствие расширяет возможности измерения флуоресценции.

Для анализа параметров флуоресценции были разработаны две установки, для прямого измерения флуоресценции (рисунок 1а) и методом амплитудной модуляции (рисунок 1б). С помощью данных установок были получены графики индукционных кривых представленные на рисунках 2–3.

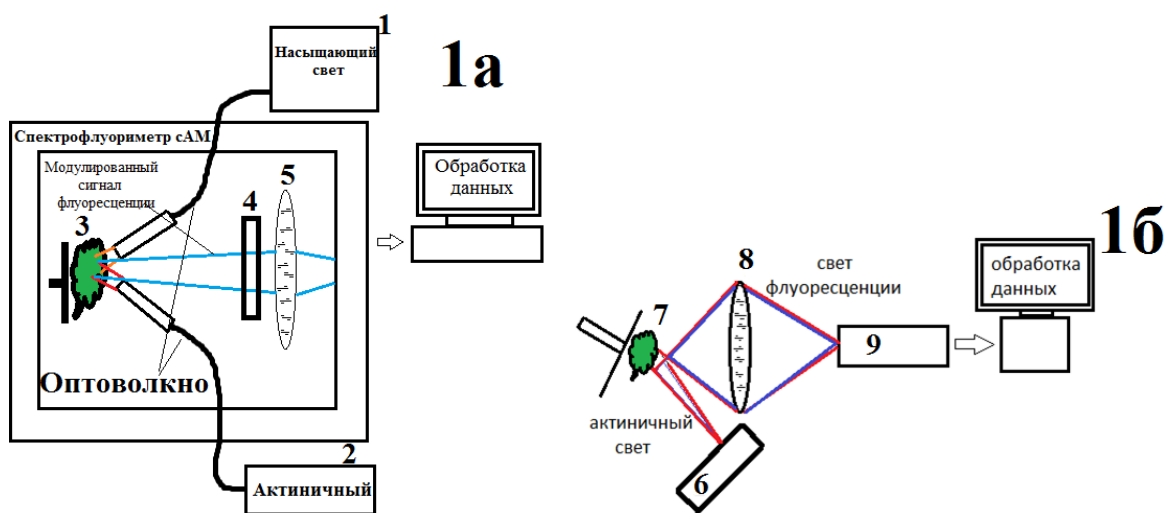


Рисунок 1 – Схема экспериментальных установок измерения параметров флуоресценции хлорофилла методом амплитудной модуляции(1а) и прямым способом (1б) – источник насыщающего излучения; 2) – источник актиночного света; 3) – образец растения; 4) – фильтр монохроматора; 5) – собирающая линза 6) источник света; 7) исследуемый образец; 8) собирающая линза; 9) монохроматор

Для тестовых испытаний и подтверждения работоспособности установки необходимым условием было добиться индукционной кривой флуоресценции хлорофилла. Для этого взяли образец растения и измеряли кинетику флуоресценции. Графики ниже подтверждают работоспособность установок и метода.

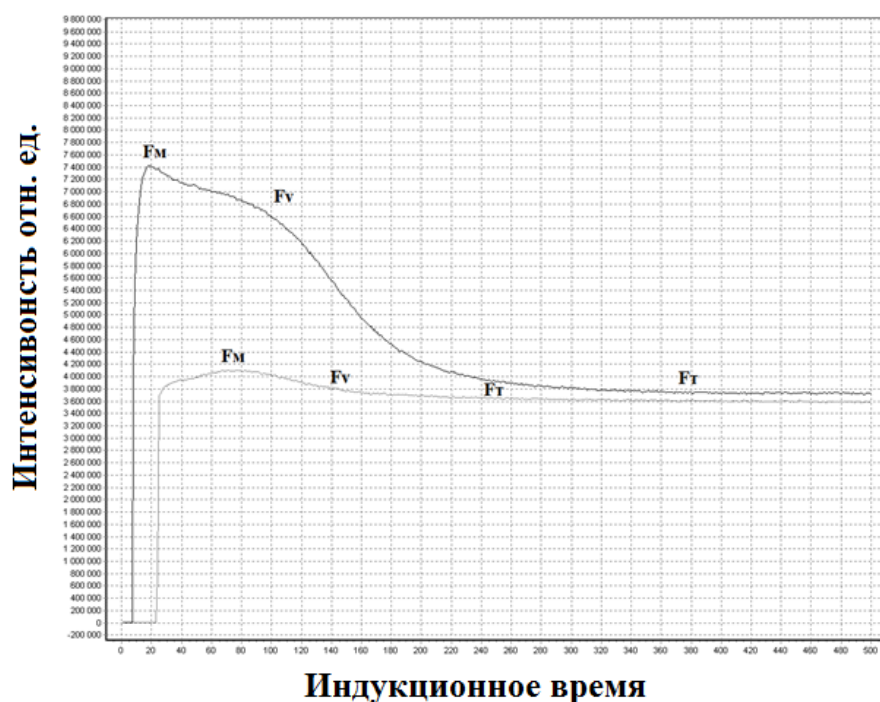


Рисунок 2 – Индукционная кривая полученная прямым методом измерения

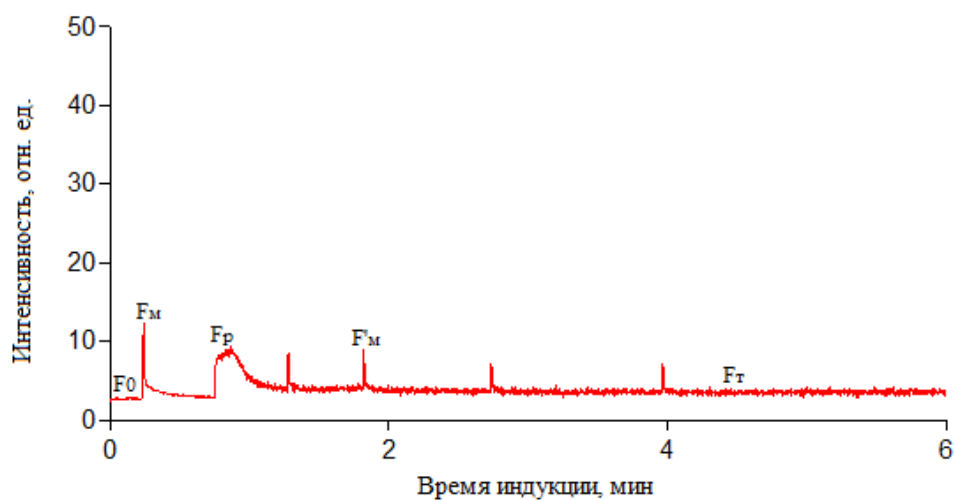


Рисунок 3 – Индукционная кривая, полученная методом амплитудной модуляции

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России: государственное задание в сфере научной деятельности № 13.3647.2017/ПЧ.

Список литературы

1. Гольцева В.Н., Каладжи Х.М., Паунова М. и др. Использование переменной флуоресценции хлорофилла для оценки физиологического состояния фотосинтетического аппарата растений // 2016. – Т.63, № 6. – С. 881 – 907.
2. Рубин А. Б. Биофизические методы в экологическом мониторинге. –М.: Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЛАСТИ ЗРЕНИЯ И ПРОСТРАНСТВЕННОГО РАЗРЕШЕНИЯ В БИСТАТИЧЕСКОЙ СХЕМЕ ЛАЗЕРНОГО МОНИТОРА

Н.А. ВАСНЕВ¹, М.В. ТРИГУБ^{1,2}

¹Институт оптики атмосферы им. В.Е. Зуева СО РАН

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: vasnev.nickol@yandex.ru

Усилители яркости на парах галогенидов металлов обладают узкой линией усиления (порядка 10 нм). Это позволяет использовать их для выделения и последующего усиления полезного сигнала на фоне мощного фонового излучения (например, факела высокотемпературной плазмы) [1].

На основе усилителей яркости реализуют системы, которые называют лазерные мониторы [2]. Назначение таких устройств – сформировать оптическое изображение объекта исследования и повысить его яркость. Если для этих целей используют один активный элемент, то лазерный монитор называют моностатическим. В случае использования двух активных элементов говорят, что лазерный монитор бистатический. Достоинства такого монитора по сравнению с моностатическим указаны в работах [3, 4].

Данная работа показывает, что область зрения лазерного монитора может быть увеличена за счет применения его бистатической схемы. Кроме того произведена оценка яркости полученных изображений и разрешающей способности монитора.

Описание макета бистатического лазерного монитора приведено в работе [4]. В качестве объекта наблюдения использовалась металлическая монета, изображение которой было получено в схеме моностатического (рисунок 1, а) и бистатического (рисунок 1, б) лазерного монитора.

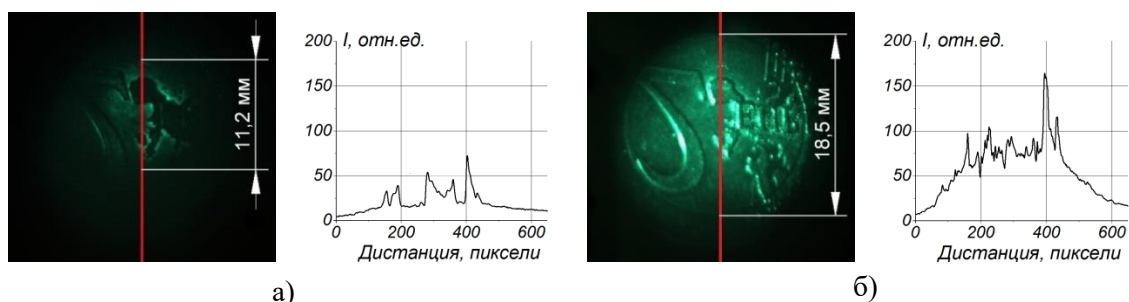


Рисунок 1 – Изображения металлической монеты и графики распределения яркости пикселей: а) в моностатическом лазерном мониторе; б) в бистатическом лазерном мониторе

Дистанция визуализации составила 0.5 м. При визуальном осмотре видно, что в первом случае различим лишь фрагмент объекта, а во втором – практически весь объект целиком. Согласно приведенным геометрическим размерам применение бистатической схемы лазерного монитора увеличило область зрения минимум в 1.6 раза. Об ее увеличении также свидетельствуют и графики распределения яркости пикселей вдоль обозначенных линий. Средний уровень яркости при использовании бистатической схемы лазерного монитора был повышен с 18.3 отн.ед. до 50 отн.ед. (то есть в 2.73 раза).

Чтобы определить разрешающую способность была использована щель монохроматора с регулируемым зазором в диапазоне от 500 мкм до 1 мкм. Объект располагался также на расстоянии 0.5 м от усилителя яркости. На рисунке 2 приведены примеры полученных изображений и соответствующие им графики распределения яркости пикселей вдоль обозначенных линий. При раскрытии от 300 мкм до 100 мкм щель различима как при визуальном осмотре изображения, так и при анализе графика. Однако уже при

раскрытии 100 мкм область графика, соответствующая наблюдаемому зазору, становится сопоставима с фоном. Уменьшение зазора до 50 мкм привело к полному слиянию наблюдаемой области графика с фоном – это обусловлено тем, что яркость оценивается исключительно по обозначенной линии, вдоль которой идет усреднение по 10-20 пикселям. При визуальном осмотре щель остается различима вплоть до зазора в 30 мкм.

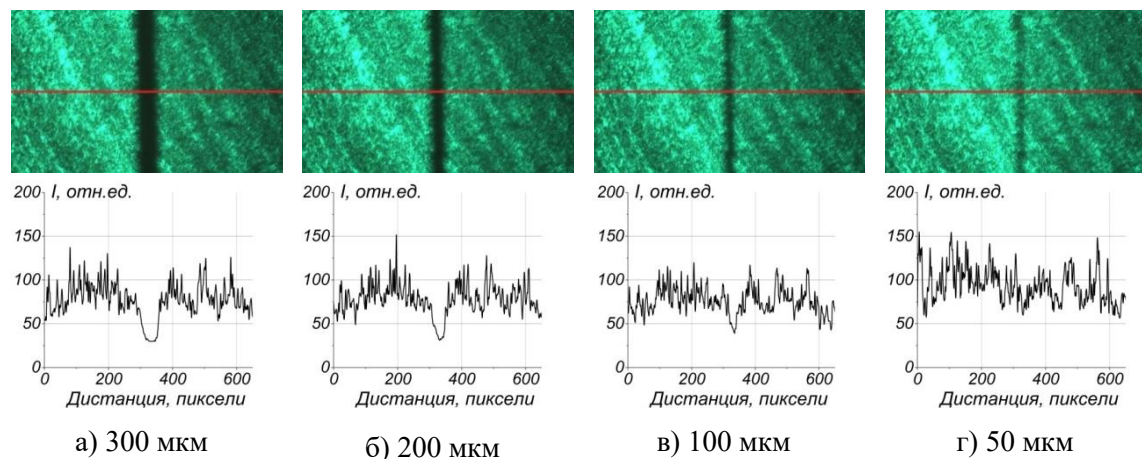


Рисунок 2 – Изображения и графики распределения яркости пикселей вдоль обозначенных линий при различном раскрытии щели монохроматора.

При увеличении дистанции до 2-х м предельное разрешение составило не менее 100 мкм. На более дальней дистанции (10 м) предельное разрешение составило 440 мкм. Приведенные цифры справедливы для реализованного макета бистатического лазерного монитора с объективом ОКП1-350-1 ($f=350$ мм).

Возможность лазерного монитора видеть «сквозь пламя» была неоднократно доказана в ряде работ исследовательского и прикладного характера [1, 2]. В рамках исследования это было также подтверждено серией кадров, сделанных при размещении горячей свечи между объектом наблюдения и усилителем яркости. Искажения, вызванные воздушными потоками из-за процесса горения свечи, пренебрежительно малы.

Изображения зарегистрированы камерой машинного зрения Baumer VLG-20C. Графики распределения яркости пикселей построены в программах ImagJ и Origin Pro.

Работа выполнена при поддержке Фонда содействия инновациям в рамках проекта № 11846ГУ/2017.

Изготовление лазерных активных элементов выполнено в рамках базового бюджета финансирования, проект № АААА-А17-117021310150.

Список литературы

1. Little С.Е. Metal Vapor Lasers: Physics, Engineering & Applications. Chichester (UK): John Willey & Sons Ltd. 1998. 620 p.
2. Асиновский Э.И., Батенин В.М., Климовский И.И., Марковец В.В. Исследование областей замыкания тока на электродах слаботочной угольной дуги с помощью лазерного монитора // Техника высоких температур. – 2001. – Т. 39. – № 5. – С. 794.
3. Тригуб М.В., Торгаев С.Н., Евтушенко Г.С., Троицкий В.О., Шиянов Д.В. Бистатический лазерный монитор. // Письма в журнал технической физики. – 2016. – Т.42, № 12. – С. 51–56.
4. Васнев Н.А., Тригуб М.В., Евтушенко Г.С. Особенности работы усилителя яркости на парах бромида меди в схеме бистатического лазерного монитора. // Оптика атмосферы и океана. – 2019. – Т. 32, № 03. – С. 247–253.

ИМПУЛЬСНАЯ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ YSZ КЕРАМИКИ С ЕВРОПИЕМ

П.Д. ЖВАКИНА, С.А. СТЕПАНОВ

Томский политехнический университет

E-mail: zhvakina@tpu.ru

С каждым годом возрастает интерес к керамике на основе иттрий-стабилизированного диоксида циркония (YSZ). Расширяются области её применения. Этот материал сочетает в себе высокие механические и функциональные свойства, он прозрачен для электромагнитного излучения в широком диапазоне длин волн и обладает высоким показателем преломления (около 2,2 в видимой области спектра). Одним из вариантов улучшения свойств керамических материалов является добавка к YSZ третьего компонента, что может привести к изменению структуры. В связи с этим использование YSZ керамики представляется перспективным в оптоэлектронике, для производства новых источников света и в квантовой оптике. В настоящее время прозрачную и светопропускающую керамику на основе диоксида циркония получают в основном методами горячего прессования и электроимпульсного плазменного спекания.

Дефекты, как собственные, так и примесные во многом определяют оптические и люминесцентные свойства, поэтому изучению их природы необходимо уделять особое внимание. В работе [1] было установлено существование в иттрий стабилизированных циркониевых кристаллах нескольких эмиссионных центров, которые могут быть связаны с анионными вакансиями. В спектрах при лазерном возбуждении наблюдаются полосы излучения в области 460 нм (2,69 эВ), 550 нм (2,25 эВ) и 600 нм (2,07 эВ), связанные с F^+ , F_A^+ , F_{AA}^+ . Вакансии в структуре центров F_A^+ , F_{AA}^+ , по предположению авторов связаны с одним и двумя ионами Y с ближайших соседних узлов решетки. В работе [2] было доказано, что за свечение в области 580 (2.13 eV) нм (при возбуждении в полосе 302 нм) отвечают F-центры. В основном, изучены центры люминесценции в монокристаллах или порошках стабилизированного оксида циркония. Люминесценция ZrO_2 стабилизированного иттрием в поликристаллическом состоянии изучена слабо. Авторы [3] изучали фотолюминесцентные свойства керамики на основе тетрагонального и кубического диоксида циркония. Было установлено, что три типа вакансионно-связанных дефектов присутствует в керамике YSZ, спектры фотолюминесценции тетрагонального и кубического диоксида циркония отличаются соотношением интенсивностей полос свечения каждого типа центров. Целью данной работы было изучение импульсной фотолюминесценции керамики изготовленной методом SPS на основе иттрий стабилизированного диоксида циркония активированного европием.

Для изготовления образцов светопропускающей керамики был использован коммерческий гранулированный нанопорошок иттрий стабилизированного диоксида циркония марки TZ-10YS (TOSOH, Япония). Доля стабилизатора Y_2O_3 составляла 10 мол.%. Изготовление керамики осуществлялось на установке SPS-515S (Syntex Inc., Япония). В качестве допанта был использован оксид европия Eu_2O_3 (Неваторг, Россия). В результате спекания были получены керамические образцы цилиндрической формы, высотой 1 мм, диаметром 9 мм. Образцы были подвергнуты атмосферному отжигу при температурах 700-1300 °С.

Для измерения фотолюминесценции в качестве источника возбуждения использовался светодиод ($\lambda_{возб} = 278$ нм) и азотный лазер (длительность импульса на полувывсоте ~ 7 нс, $\lambda_{возб} = 337,1$ нм). Кинетика затухания свечения регистрировалась посредством приемного устройства Hamamatsu h10720-20 и цифрового осциллографа Tektronix DPO3034 (300 МГц) с использованием монохроматора MDR-204 (спектральный диапазон 200-2000 нм, линейная дисперсия 1,3 нм/мм). Временное разрешение составляло 2 нс.

Результаты исследования фотолюминесценции серии образцов YSZ керамики отожженных при 700-1300 °С представлены на рис. 1.

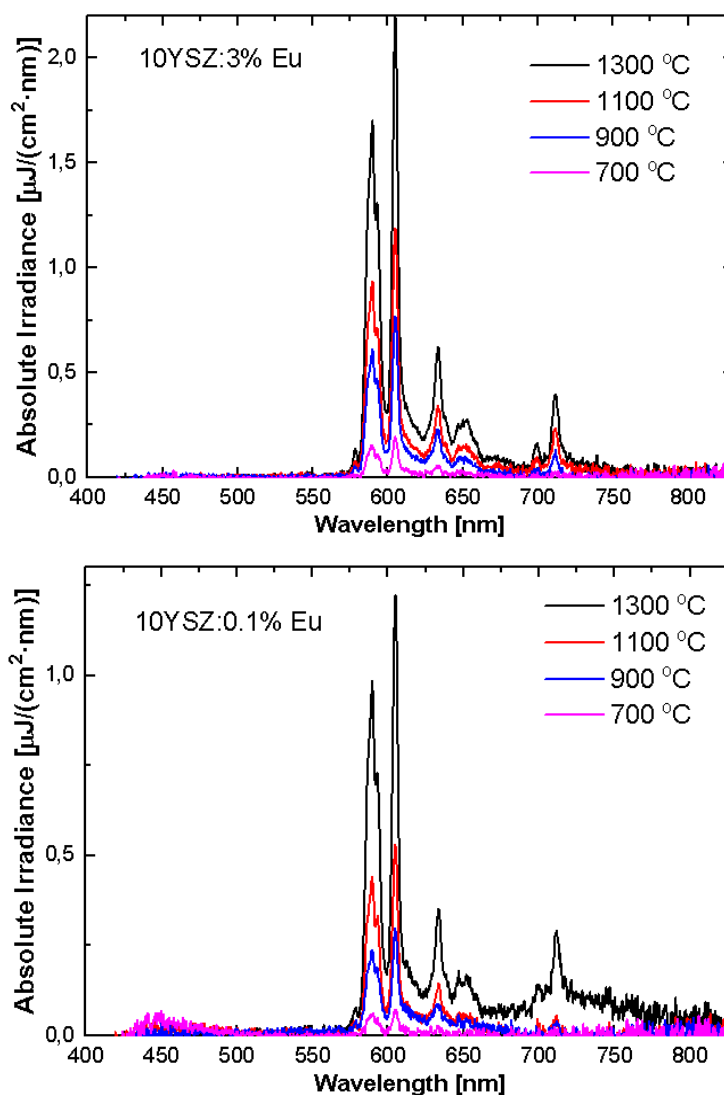


Рисунок 1 – Спектры фотолюминесценции образцов YSZ керамики (длина волны возбуждения 278 нм) с различным содержанием Eu_2O_3 после атмосферного отжига при 700-1300 °C

Исследования фотолюминесценции YSZ керамики активированной европием показывают концентрационное тушение собственного излучения диоксида циркония стабилизированного иттрием. С увеличением концентрации европия наблюдается рост полос излучения характерных иона европия с зарядовым состоянием 3+. Сложный состав спектра фотолюминесценции свидетельствует в пользу богатого дефектного состава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, проект № 17-13-01233.

Список литературы

1. Petrik N. G., Taylor D. P., Orlando T. M. // J. of Applied Physics – 1999. – V.86. – P. 6770–6776.
2. Wachsman E.D., Jiang N., Frank C.W., Mason D.M., Stevenson D.A. // Applied Physics A Solids and Surfaces – 1990. – V.50. – P. 545–549.
3. Paje S.E., Llopis J. // J. of Physics and Chemistry of Solids – 2009. – V.55. – P. 671–676.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ СВЕТОДИОДНОГО ОСВЕЩЕНИЯ ПРИ ЯРУСНОМ ВЫРАЩИВАНИИ РАСТЕНИЙ

Е.В. ЖИДОЛОВИЧ, Т.В. ГРЕЧКИНА

Национальный Исследовательский Томский Политехнический Университет
Инженерная школа новых производственных технологий
Отделение материаловедения
E-mail: evz13@tpu.ru

Развитие технологий светодиодного освещения, как источника фотосинтетической активной радиации (ФАР), так и дополнительного источника для досвечивания культур сосредоточено в актуализации световых тенденций, благоприятно влияющих на зарождение и развитие тепличных растений. Светодиодное освещение предлагает большее количество преимуществ для тепличной индустрии [1-4], включая увеличенную урожайность, раннее цветение, быстрое укоренение/проращивание, лучший контроль за ростом растения и более экономное использование площади. Возможность компактно и ёмко выращивать низкорослые растения по технологии ярусов, одна из основополагающих задач такой структуры тепличных комплексов, в частности, как городская ферма [1,4]. При этом система освещения, как правило, проектируется с точки зрения насыщения светом каждого яруса отдельно.

Настоящая работа предполагает поиск оптимального решения задачи освещения небольшого многоярусного комплекса посредством единой системы светового обеспечения жизненного цикла растений. Конструкция стеллажей и форма облучения, формируемая системой светодиодных облучателей, дает возможность изучать действующую систему в аспекте равномерного и доступного освещения для растений, расположенных на разных уровнях. Часть проектной работы посвящена изучению вопроса формирования качества освещаемых поверхностей, образованных действием существующей системы светодиодных облучателей (на базе исследовательского полигона smart-теплицы НИ ТПУ) в отдельном блочном модуле по выращиванию растений по уровням.

В программном комплексе DIALux спроектирована стеллажная конструкция (рисунок 1б) с заданными габаритными размерами (рисунок 1а), смоделирована осветительная установка на базе параметров светодиодных облучателей [2,3] специально спроектированных и изготовленных для данного исследовательского комплекса.

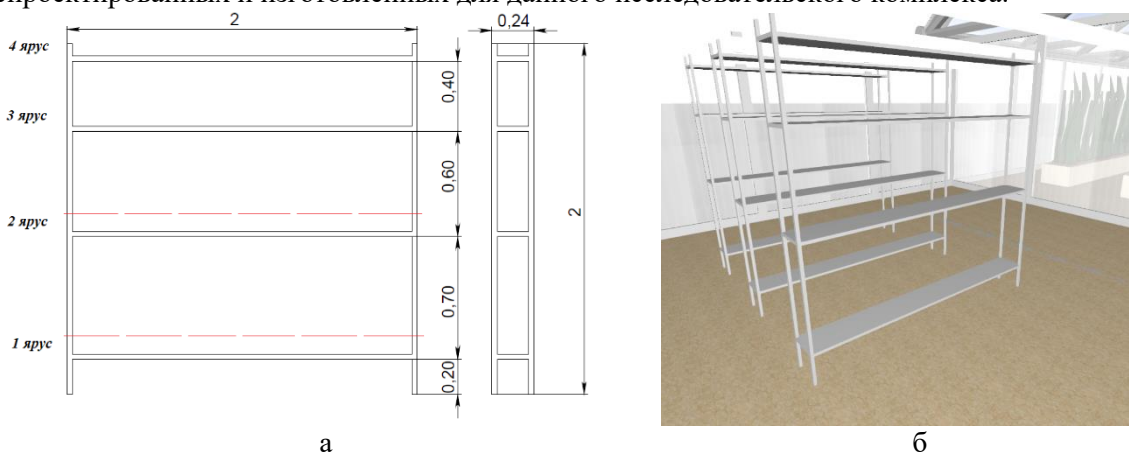


Рисунок 1 – Габаритные размеры стеллажной конструкции (а) и 3d вид, представленный в программе DIALux evo (б)

Схематическое изображение расстановки оборудования и стеллажей демонстрируется на рисунке 2 (а и б). Оценка расчётных параметров на уровне (ярусе) сформирована группой из шести расчетных поверхностей (РП1-РП6), как показано на

рисунке 2б, по такой схеме оценивалось качество светораспределения на каждом из ярусов. Фрагмент визуализации расчётных параметров по ярусам 1 и 2 представлен на рисунке 2в.

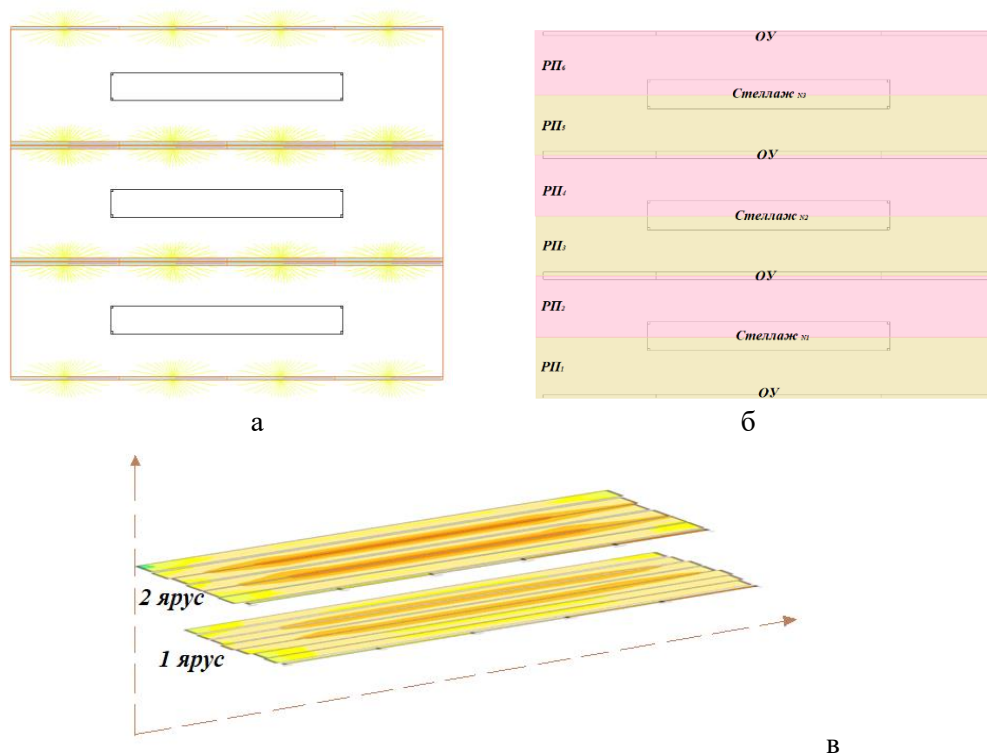


Рисунок 2 – Визуализация расчётной задачи (DIALux) по проектированию освещения в многоуровневой системе, вид сверху: а) схематическое изображение расстановки оборудования и стеллажей; б) расчётных поверхностей; в) демонстрация результата расчёта распределения света в плоскости расчётных поверхностей для 1 яруса ($h=0,3\text{м}$) и 2 яруса ($h=1\text{м}$) уровней

Тенденция распространения света в многоярусном модуле только за счет искусственного освещения, рассмотрена по горизонтальным плоскостям демонстрирует заполнение светом пространства ярусов (1 и 2) снизу-вверх. Дополнительно, при учёте естественной освещённости, предполагается оценить наполненность светом пространства в целом и характер распространения света на более высоких ярусах (3 и 4).

Список литературы

1. Светодиодное освещение Philips для теплиц [Электронный ресурс] URL: www.lighting.philips.ru/products/horticulture (дата обращения 17.06.19)
2. Energy-efficient LED irradiator for greenhouse cropping [Electronic resource] Энергоэффективный светодиодный облучатель для тепличного растениеводства / Т. V. Grechkina [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. — 2016. — Vol. 156: Materials and Technologies of New Generations in Modern Materials Science. URL: <http://earchive.tpu.ru/handle/11683/36550>
3. Корепанов В.И., Туранов С.Б. Адаптивная система облучения растений в теплицах // Электронные средства и системы управления: материалы докладов XIII Международной научно-практической конференции (29 ноября – 1 декабря 2017 г.): в 2 ч. – Ч. 1. – Томск: В-Спектр, 2017. – 304с.
4. Вертикальные фермы iFarm на выставке «Технопром-2019» [Электронный ресурс] URL: <http://ifarmproject.ru/technoprom2019> (дата обращения 10.09.19)

ЛАЗЕРНЫЙ МЕТОД ДИАГНОСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ ЖИДКОСТИ

Г.Д. ИВАНОВА, Д.А. ОЛЕСИК, В.И. ИВАНОВ

Дальневосточный государственный университет путей сообщения

E-mail: galigd2015@yandex.ru

Оптические методы диагностики жидкостей обладают такими преимуществами как бесконтактность, быстродействие, относительная простота методики. В частности, к таким методам относится контроль светоиндуцированного рельефа [1,2]. Во многих технологических процессах с использованием интенсивного излучения исследование образования рельефа может быть использовано для определения термогидродинамических процессов в жидком слое [3]. Описание механизмов образования рельефа требует решения термогидродинамических задач, которые обычно решаются только численно, что значительно увеличивает ценность экспериментальных результатов.

Целью данной работы является экспериментальное исследование рельефной нелинейности в схеме самовоздействия излучения с контролем температурного распределения на поверхности образованного рельефа, что позволяет разделить вклады от различных механизмов его образования.

В работе использовался фотоабсорбционный метод. В данном методе интенсивность прошедшего излучения определяется толщиной поглощающей жидкости. Кювета заполнялась различными жидкостями с открытой поверхностью, что позволяло наблюдать образование светоиндуцированного рельефа на свободной поверхности под действием падающего вертикально лазерного луча (рис.1).

В месте фокусировки пучка жидкость нагревалась и в результате тепло- и массопереноса формировалось неоднородное осесимметричное температурное поле, которое за счет термокапиллярных эффектов и конвекции приводило к образованию рельефа (впадины) на поверхности жидкости. В месте фокусировки иницирующего излучения наблюдалось просветление изображения, вызванное тем, что при неравномерном нагреве поверхности жидкости уменьшалась толщина пленки и, соответственно, увеличивалась интенсивность опорного излучения, падающего на объектив видеокамеры. Распределение интенсивности прошедшего излучения фиксировалось с помощью видеокамеры и в цифровом виде записывалось на ПК.

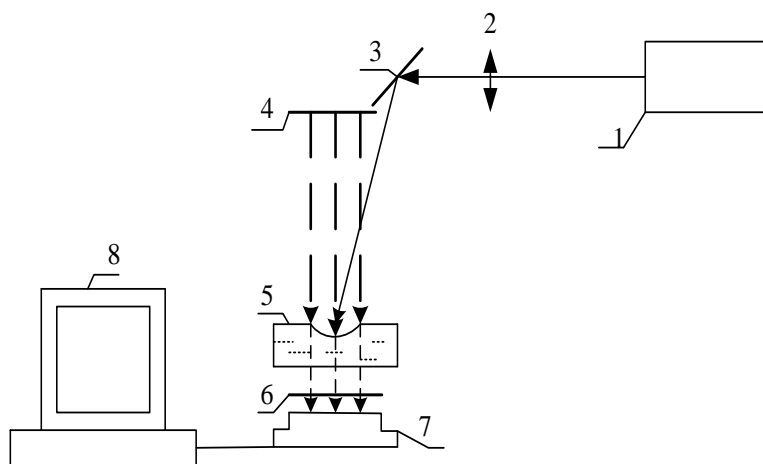


Рисунок 1 - Схема установки: 1 – гелий-неоновый лазер, 2 – фокусирующая линза, 3 – зеркало, 4 – источник опорного излучения, 5 – кювета с жидкостью, 6 – светофильтр, 7 – видеокамера 9060АК, 8 – компьютер

По профилю пропускания рассчитывалась толщина (рельеф) слоя жидкости. Величина температуры и ее распределение измерялись термографом ИРТИС – 2000.

На рисунке 2 приведены результаты предложенной экспериментальной методики и сравнение с теорией (одномерная модель [3]).

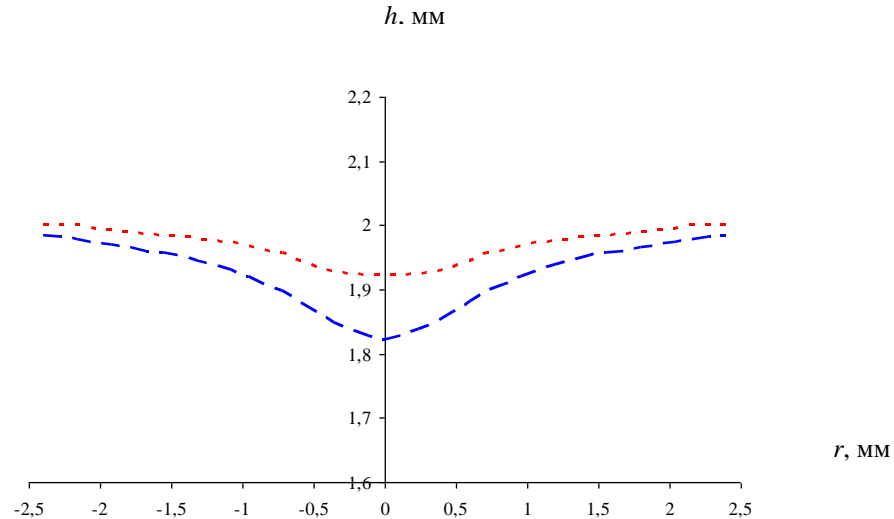


Рисунок 2 - Зависимости толщины слоя воды h от расстояния до оси светового пучка r : полученная из эксперимента (.....), расчетная согласно одномерной теоретической модели (---)[3]

Анализ полученных экспериментальных результатов показывает, что одномерная модель достаточно сильно расходится с экспериментальными данными и задача требует более детального анализа [3].

Таким образом, предлагаемая методика позволяет регистрировать термоиндуцированный рельеф поверхности жидкости и исследовать вклады различных механизмов в его образование [4]. Преимуществом метода является бесконтактность и возможность регистрировать светоиндуцированный рельеф в реальном времени. Полученные результаты в области светоиндуцированного массопереноса представляют интерес для разработки чувствительных оптических методов диагностики жидкофазных материалов [3-5].

Список литературы

1. Иванов В.И. Термоиндуцированные механизмы записи динамических голограмм: монография. – Владивосток: Дальнаука, 2006. – 142 с.
2. Гуцо Ю.П. Фазовая рельефография. – М.: Радио, 1974. – 168 с.
3. Гладуш Г.Г. и др. Термокапиллярная конвекция при лазерном нагреве поверхности // Квантовая электроника. – 1998. – №5. – С. 439–442.
4. Безуглый Б.А., Флягин В.М. Оценка температуры в зоне нагрева при возбуждении фотоиндуцированной термокапиллярной конвекции // Труды РНКТ-4. – 2006. – Т.3. – С. 47–50.
5. Иванов В.И., Ливашвили А.И., Брюханова Т.Н., Рекунова Н.Н. Пространственно-временные характеристики термоиндуцированного механизма записи рельефных динамических голограмм // Вестник Тихоокеанского государственного университета. – 2011. – № 1. – С.065-068.

ЭЛЕКТРОСТРИКЦИОННЫЙ СВЕТОЛИНЗОВЫЙ ОТКЛИК В КОНЦЕНТРИРОВАННОЙ НАНОСУСПЕНЗИИ

Г.Д. ИВАНОВА, А.В. МЯГОТИН, В.И. ИВАНОВ

Дальневосточный государственный университет путей сообщения

E-mail: galigd2015@yandex.ru

Термолинзовый метод широко используется для исследования нелинейных сред [1]. В двухкомпонентных жидкостях термолинзовый отклик имеет свои особенности из-за наличия концентрационной нелинейности [2]. В микрогетерогенной среде с различными показателями преломления компонентов на микрочастицы в электромагнитном поле действуют электрострикционные силы, которые могут быть причиной возникновения концентрационных потоков [3]. При малых интенсивностях излучения отклик среды соответствует кубичной нелинейности, поскольку изменение концентрации частиц (и, соответственно, эффективного показателя преломления среды) пропорционально интенсивности излучения [4]. Для высокой интенсивности излучения анализ приводит к так называемой экспоненциальной модели, когда изменение концентрации наночастиц нелинейно (экспоненциально) зависит от интенсивности излучения [5].

Целью данной работы является анализ концентрационной светоиндуцированной линзы пучка в прозрачной дисперсной среде при больших интенсивностях излучения с учетом взаимодействия (отталкивания) наночастиц.

Мы рассматриваем жидкофазную среду с наночастицами (дисперсная фаза), находящуюся под воздействием лазерного излучения с гауссовым профилем интенсивности [3].

Пусть распределение интенсивности падающего излучения в плоскости слоя среды имеет гауссов вид $I = I_0 \exp(-r^2/r_0^2)$, где I_0 – интенсивность световой волны в центре пучка, r_0 – радиус гауссова пучка.

Балансное уравнение, описывающее динамику концентрации наночастиц в жидкофазной среде с учётом диффузионного и электрострикционного потоков ($J_{el} = \gamma C \nabla I$ – электрострикционный поток), можно записать в виде [4]:

$$dC/dt = -\operatorname{div}(-D\nabla C + \gamma C(1 - \nu C)\nabla I). \quad (1)$$

Здесь приняты следующие обозначения: $C(r, t)$ – объемная концентрация дисперсных частиц, D – коэффициент диффузии, $\gamma = b\mu$, $b = \frac{4\pi\beta D}{c_0 n k T}$, $\mu = (6\pi\eta a)^{-1}$ – подвижность наночастицы, a – радиус наночастицы, η – вязкость жидкости, β – поляризуемость частицы, k – постоянная Больцмана, T – температура среды, c_0 – скорость света в вакууме, n – эффективный показатель преломления среды, ν – константа, учитывающая взаимодействие (отталкивание) наночастиц [5].

В стационарном режиме выражение (1) упрощается:

$$-D\nabla C + \gamma C(1 - \nu C)\nabla I = 0. \quad (2)$$

Решение уравнения (2):

$$C_{st} = (f_0 + \exp\{-a\exp(-r^2/r_0^2)\})^{-1}, \quad (3)$$

где $\alpha = I_0 / I_{th}$ – безразмерный параметр интенсивности, $I_{th} = D\gamma^{-1}$ – характерная интенсивность излучения, при превышении которой изменение концентрации наночастиц становится больше начального значения; $f = 4\pi a^3 C / 3$ – начальная объемная доля наночастиц, a – радиус наночастицы, $\nu = 1$ в простейшей модели жестких сфер
 Для оптической силы концентрационной линзы получаем из (3) выражение [6]:

$$D_{nl} = d(\partial n / \partial C)(\partial^2 C / \partial r^2), \quad (4)$$

где d – толщина слоя наносuspension.

Для частиц с радиусом, много меньшим длины волны излучения λ , показатель преломления среды пропорционален концентрации частиц [5]:

$$n = n_1(1 + f\delta) \quad (5)$$

где $\delta = (n_2 - n_1) / n_1$; n_1 и n_2 – показатели преломления вещества дисперсионной среды и дисперсной фазы соответственно.

Используя выражения (3–5), получаем окончательно

$$D_{nl} = 2d\delta f_0 e^{-\alpha} (f_0 + e^{-\alpha})^{-2} / r_0^2. \quad (6)$$

Видно, что экспоненциальный рост концентрации (и величины линзы) с ростом интенсивности наблюдается только для малой концентрации наночастиц ($f_0 \ll 1$), в случае высокой концентрации (например, в критических микроэмульсиях) величина линзы имеет максимум.

Таким образом, в работе получено выражение для светлинзового отклика прозрачной наносuspension. Проведенный анализ дает возможность определять по светлинзовому отклику не только концентрацию наночастиц, но и коэффициент диффузии частиц.

Полученные результаты актуальны для оптической диагностики дисперсных жидкофазных сред [2–4], а также для нелинейной оптики таких сред [5–7].

Список литературы

1. Иванов В.И., Иванова Г.Д., Хе В.К. Термолинзовая спектроскопия двухкомпонентных жидкофазных сред // Вестник Тихоокеанского государственного университета. – 2011. – № 4. – С. 39–44.
2. Vicary L. Pump-probe detection of optical nonlinearity in water-in-oil microemulsion // Philosoph. Mag. B. – 2002. – V. 82. – P. 447–452.
3. Lee W., El-Ganainy R., Christodoulides D., Dholakia K., Wright E. Nonlinear optical response of colloidal suspensions // Optics Express. – 2009. – V. 17(12). – P. 10277–10289.
4. Ливашвили А.И., Иванова Г.Д., Хе В.К. Стационарный термолинзовый отклик наножидкости // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. – 2014. – №6. – С. 227–230.
5. Chintamani P., Shalini M., Agnel P., Meera V., Tejas I. H. and Radha S. Non-Linear Optical Studies of Colloidal Nanofluids // International Journal of Chemical and Physical Sciences. – 2014. – 3(5). – P. 44–51.
6. Сухоруков А.П. Дифракция световых пучков в нелинейных средах // Соросовский образовательный журнал. – 1996. – №5. – С. 85–92.
7. Ivanov V., Ivanova G. and Khe V. Thermal lens response in the two-component liquid layer // Proc. SPIE. – 2015. – 9680. – P. 968042.

**АНАЛИЗ ПОДЛОЖЕК ДЛЯ ГИГАНТСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ
КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ**

А.В. ИЛЬЧУК, Е.В. ДОРОЖКО, Р.Д. РОДРИГЕС, Е.С. ШЕРЕМЕТ, Б. МА

Томский политехнический университет

Инженерная школа новых производственных технологий

E-mail: avi29@tpu.ru

Целью данного исследования является разработка имплантируемой ГКР-активной подложки для *in vivo* анализа органических веществ.

Неинвазивное детектирование, на сегодняшний день, является наиболее актуальным направлением биомедицины. Метод спектроскопии комбинационного рассеяния позволяет в режиме реального времени отслеживать изменения в состоянии биологических объектов. В связи со сложностью детектирования и анализа органических спектров, необходимо использовать гигантское комбинационное рассеяние (ГКР) света, что позволяет добиться высокой интенсивности сигнала комбинационного рассеяния света. Добиваются усиления сигнала при помощи нанесения плазмонных наночастиц, обладающих способностью к возбуждению локализованного поверхностного плазмонного при резонансном облучении. Согласно теории Ми, рассеяние зависит от размера и формы частицы, а также от длины волны падающего света. [1] Для получения плазмонного резонанса в окне прозрачности биологических тканей, необходимо синтезировать частицы размером более 100 нм. Также необходимо достичь высокой механической устойчивости ГКР-активной подложки в органической среде.

В данной работе, представлены следующие методы осаждения плазмонных наночастиц на проводящую несущую поверхность: электролиз, химический синтез НЧ (метод Френса), электрохимический метод, метод УФО-восстановления, метод выдерживания. Для электрохимического восстановления плазмонных НЧ, использовался раствор золотохлористоводородной кислоты, также данный метод был модифицирован с использованием диазониевых солей. Раствор сыворотки искусственной крови был изготовлен по методологии из работы [2]. Детектируемой молекулой является 4-NBT с химической формулой $C_6H_5NO_2S$. Тиольные группы образуют ковалентную связь с золотом, делая 4-NBT идеальной молекулой для детектирования. Также 4-NBT защищает поверхность подложек от загрязнений.

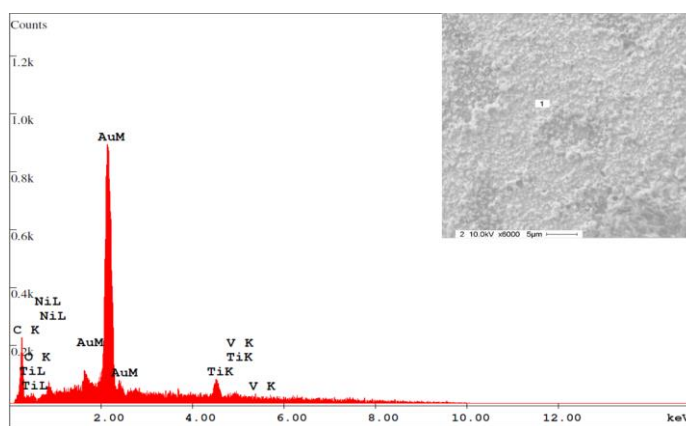


Рисунок 1 – Спектр ЭРС ГКР-активной подложки; изображение РЭМ: поверхность коронарного стента с Au наночастицами, восстановленными электрохимическим методом

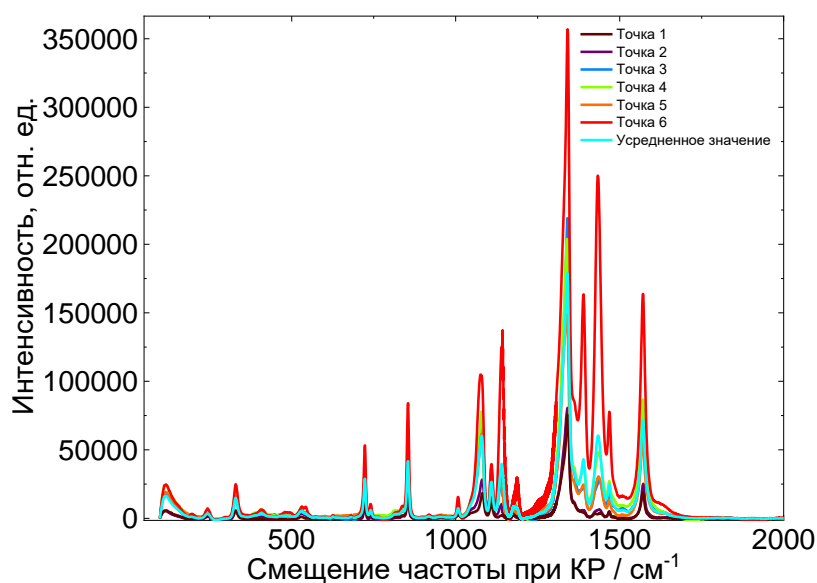


Рисунок 2 –ГКР спектр от 4-NBT, параметры: лазер 785 нм, мощность 0,8 мВт

В результате работы показана принципиальная возможность изготовления ГКР-активных подложек из биосовместимых материалов, продемонстрирована их механическая устойчивость в потоке искусственной сыворотки крови. Был проведен анализ методов осаждения, их сравнение при помощи данных, полученных растровой электронной микроскопией (РЭМ), энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией (ЭРС) и спектроскопией гигантского комбинационного рассеяния света. Изучена морфология поверхностей, состав и эффективность ГКР-активных подложек, полученных разными методами. Выявлен наилучший метод осаждения плазмонных наночастиц на проводящую несущую поверхность, которым стал метод электрохимического восстановления (рис. 1). Показано усиление оптических сигналов ГКР-активными подложками. Разработан концепт ГКР-активной подложки для *in vivo* анализа крови человека и коронарных сосудов.

Мы надеемся, что наше исследование будет полезным для научных групп, занимающихся в области спектроскопии комбинационного рассеяния света. Исследуемые ГКР-активные подложки имеют перспективы развития для мониторинга организма человека.

Список литературы

1. Beiträge zur Optik trüber Medien, speziell kolloidaler Metallösungen/ G. Mie. - Leipzig, Ann. Phys. 330, 377—445 (1908)
2. Controlled nucleation for regulation of particle-size in monodisperse gold suspensions/ Frens G. - Nat. Phys. Sci. – 1973. – V. 241, №105. – P. 20-22

АНАЛИЗ ОСВЕЩЕНИЯ АВТОДОРОГ КАТЕГОРИИ Б Г.ТОМСКА

Т.А. КОНОНОВА, К.П. ТОЛКАЧЕВА
Томский политехнический университет
E-mail: tkp@tpu.ru

Основной задачей наружного утилитарного освещения городов и различных населенных пунктов, дорог, магистралей, автострад является обеспечение безопасного движения механизированного транспорта и пешеходов в темное время суток. Установки стационарного освещения улиц, дорог, автострад и т.п. предназначены для создания необходимых условий для работоспособности зрительного аппарата у водителей транспорта и пешеходов, обеспечивающие своевременное обнаружение препятствий. При этом пешеход должен иметь возможность различать неровности тротуара и мостовой, видеть ограждения и распознавать встречных людей.

При нормировании наружного освещения необходимо в первую очередь исходить из условий обеспечения видимости и изменения работоспособности зрительного анализатора водителей транспорта.

Цель настоящей работы является светотехническое обследование состояния искусственного освещения дорог категории Б г. Томска.

Улица Кузнецова одна из исторических улиц города Томска (от улицы Герцена до проспекта Кирова) протяженность 600 м, ширина проезжей части 6 м. Утилитарное освещение (проезжей и пешеходной зон) организовано светильниками модели Superstreet 110. Светодиодные светильники Superstreet 110 предназначены для освещения дорог категорий Б и В, городских улиц и площадей. В табл.1 представлены общие результаты измерений проезжей и пешеходной зоны ул. Кузнецова, графическое представление распределения освещенности приведены на рис.1, 2.

Таблица 1. Результаты измерений освещенности ул. Кузнецова

Участок измерений	Уровень освещенности								Равномерность распределения		
	Измеренные значения освещенности							Среднее значение E_{cp}	Нормир уемая $E_{нор}$	Факти ческое U_0	Нормир уемая U_0
	E_1	E_2	E_3	E_4	E_5	E_6	E_7				
Проезжая зона	10,71	11,19	20,46	16,53	15,46	15,28	15,27	14,98	15	0,46	0,35
Пешеходная зона	2,5	3,11	8,75	7	6,14	4,44	5,75	5,38	4	0,36	0,28

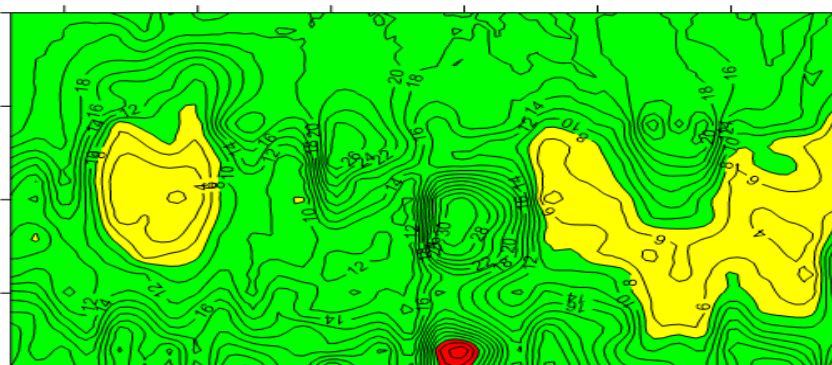


Рисунок 1 – Изолинии для совокупности всех измеренных участков дорожного покрытия на улице Кузнецова (проезжая зона)

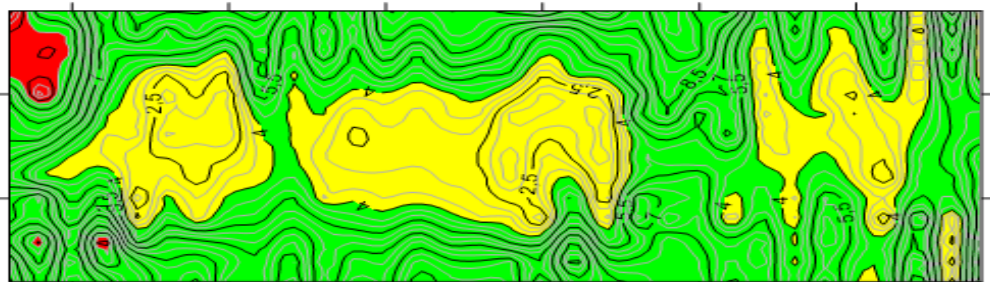


Рисунок 2 – Изолинии для совокупности всех измеренных участков дорожного покрытия на улице Кузнецова (пешеходная зона)

Расширенные значения уровня освещенности для одного из участков приведены в таблице 2.

Таблица 2. Результаты измерений уч. 5 (продольный шаг – 2,5 м, поперечный шаг – 1,5 м)

№ точки	Значение Е	№ точки	Значение Е	№ точки	Значение Е	№ точки	Значение Е	
1	20,9	15	22,1	29	26,6	43	25,5	E _{ср} =15,46
2	19	16	20,6	30	21,7	44	23,4	
3	20,2	17	16,7	31	15,8	45	20,2	
4	11,8	18	16,4	32	11,9	46	19,4	
5	13,8	19	15,3	33	8,6	47	15,4	
6	10,2	20	11,9	34	9,4	48	12,8	
7	8,9	21	9,8	35	9,9	49	11,7	
8	9	22	10,1	36	9,6	50	11	
9	8,5	23	9,6	37	11,4	51	9,3	
10	7,5	24	9,8	38	10,3	52	9	
11	9,6	25	9,5	39	10,9	53	9,9	
12	10	26	9,2	40	15,6	54	8,5	
13	14,1	27	12,1	41	18,1	55	11,9	
14	16,7	28	17,6	42	22,3	56	18,6	

В заключении хотелось бы отметить, что результаты измерений утилитарного освещения улицы Кузнецова г.Томска соответствуют нормативному документу СП 52.13330.2011 Естественное и искусственное освещение [1]. По результатам измерений уровни искусственной освещенности и равномерность распределения освещённости на дорожном полотне находятся в пределах допустимых норм.

Список литературы

1. СП 52.13330.2011 Естественное и искусственное освещение. Актуализированная редакция СНиП 23-05-95*/ [Электронный ресурс] URL: <http://docs.cntd.ru/document/1200084092> (дата обращения 10.06.2019)

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ НА ПОКАЗАТЕЛЬ ПРЕЛОМЛЕНИЯ ТОНКОЙ ПЛЕНКИ ДИОКСИДА ТИТАНА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ ОСАЖДЕНИИ

Е.В. КРАЕВ, И.С. МАКОГОН
ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»
E-mail: staff@vniief.ru

Тонкие пленки диоксида титана активно применяются для создания интерференционных покрытий на оптических деталях. Получаемые покрытия могут иметь различное назначение – просветляющие, отражающие, полупрозрачные, узкополосные фильтры и др. Активное применение тонкие пленки диоксида титана находят при создании просветляющих и отражающих покрытий для лазерной оптики.

Показатель преломления тонкой пленки диоксида титана, получаемой в процессе вакуумного электронно-лучевого осаждения, является ключевым параметром, влияющим на свойства получаемого конечного покрытия. Для примера рассмотрим расчетный спектр отражения интерференционного покрытия. Покрытие является отражающим и состоит из девятнадцати тонких слоев. Для получения высокого коэффициента отражения наносятся слои с оптической толщиной, равной четверти длины волны, для которой необходимо получить максимальное отражение. В качестве материалов для расчета выбраны диоксиды титана и кремния, поскольку данная конфигурация является наиболее применяемой в производстве оптических отражающих покрытий. Слои наносятся поочередно - нечетные из диоксида титана, четные из диоксида кремния. Расчетные спектры отражения представлены на рисунке 1.

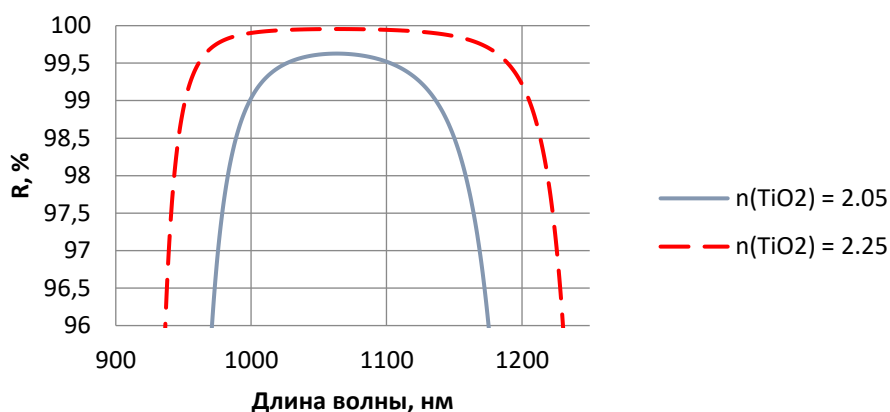


Рисунок 1 – расчетные спектры отражения покрытий при разных показателях преломления диоксида титана

Как видно из рисунка, при нанесении диоксида титана с большим показателем преломления достигаются более высокие значения отражения покрытия, а также широкий спектр отражения. Данные характеристики являются ключевыми при проектировании и расчете отражающих оптических покрытий.

Для определения влияния температуры подложек, на которые наносится покрытие, на показатель преломления получаемой пленки диоксида титана использовалась вакуумная напылительная система с электронно-лучевым испарителем. В качестве образцов выбраны плоскопараллельные пластины из стекла К8. Перед помещением в камеру производится ультразвуковая очистка и протирка этиловым спиртом рабочих поверхностей образца. Вакуумная камера откачивается до давления $1 \cdot 10^{-5}$ мБар с помощью сухого форвакуумного насоса и криогенного насоса. Процесс нанесения тонкой пленки происходит автоматически по внесенным в систему управления установки технологическим параметрам. При нанесении исследуемых покрытий технологические параметры не изменялись, кроме температуры проведения процесса.

При проведении измерений регистрировались данные для спектральной линии 1000 нм, поскольку на этой длине волны отсутствует собственное поглощение пленки диоксида титана.

После проведения отжига образцов внутри камеры для удаления поверхностно адсорбированных газов (250^oC), температура внутри камеры стабилизировалась на уровнях 150, 180, 200, 220, 250 и 300^oC. Затем проводился процесс нанесения тонкой пленки на образец. После образец измерялся на спектральном эллипсометре. Каждый процесс проводился три раза.

Таблица 1 – показатель преломления тонкой пленки диоксида титана на длине волны 1000 нм

Температура, ^o C	n		
	Процесс 1	Процесс 2	Процесс 3
150	2,058±0,011	2,049±0,009	2,056±0,013
180	2,120±0,010	2,112±0,014	2,121±0,009
200	2,196±0,011	2,212±0,016	2,201±0,015
220	2,310±0,018	2,304±0,021	2,291±0,017
250	2,347±0,023	2,353±0,027	2,342±0,027
300	2,355±0,024	2,348±0,029	2,364±0,028

Исходя из полученных данных, повышенная температура подложки при проведении процесса нанесения положительно сказывается на величине показателя преломления тонкой пленки диоксида титана. Однако при температурах свыше 220^oC наблюдался рост коэффициента экстинкции пленки. Результаты представлены в таблице.

Таблица 2 – коэффициент экстинкции тонкой пленки диоксида титана на длине волны 1000 нм

Температура, ^o C	k		
	Процесс 1	Процесс 2	Процесс 3
150	0±0	0±0	0±0
180	0±0	0±0	0±0
200	0±0	0±0	0±0
220	0,0034±0,0021	0,0084±0,0018	0,0017±0,0011
250	0,0087±0,0031	0,0134±0,0037	0,0079±0,0021
300	0,0194±0,0042	0,0214±0,0039	0,0288±0,0045

Исходя из полученных данных, оптимальным является режим нанесения тонкой пленки диоксида титана при температуре 200^oC. В этом случае достигается высокий показатель преломления, а коэффициент экстинкции стремится к нулю, чего нельзя сказать о более высоких температурах, где, не смотря на высокий показатель преломления, на качество покрытия начинает сказываться коэффициент экстинкции тонкой пленки. Коэффициент экстинкции в общем случае говорит о потерях излучения. Применительно к тонкопленочным слоям, данный коэффициент следует трактовать как рассеяние и поглощение тонкой пленки. Наличие поглощения может быть связано с высокой температурой тем, что окисление диоксида титана происходит непосредственно на поверхности образца. Высокие температуры в данном случае вредят покрытию, удаляя кислород с поверхности, препятствуя созданию оксидной пленки. Рассеяние может появляться по причине роста другой полиморфной модификации диоксида титана. Для подтверждения требуется структурный анализ и профилометрия поверхности получаемых покрытий.

Список литературы

1. Tikhonravov A.V., Trubetskov M.K., Amotchkina T.V., и др. Optical parameters of oxide films typically used in optical coating production // APPLIED OPTICS. – 2011. – V.50, No.9. – P.75–85.
2. Duparré A., Ristau D. Optical Interference Coatings Measurement Problem // APPLIED OPTICS. – 2008. – V.47. – P.179–184.

IN-PLANE НАМАГНИЧЕННЫЕ АНТИФЕРРОМАГНИТНЫЕ ТОПОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗОЛЯТОРЫ

А.С. КУЗЬМИН

Томский государственный университет

E-mail: kuzmin124ru@yandex.ru

Топологические изоляторы (ТИ) [1] – класс перспективных узкозонных полупроводников, использование в высокотехнологичных отраслях промышленности которых может решить проблемы энергоэффективности, компактности и быстродействия электронных устройств. Ключевой особенностью, отличающей их от широко применяемых в электронике материалов, является сильное спин-орбитальное взаимодействие, которое приводит к инвертированию энергетической щели в объеме и образованию проводящих состояний на поверхности. Электроны, находящиеся в этих состояниях, защищены от обратного рассеяния симметрией обращения времени и инверсионной симметрией.

В общем случае наличие магнитного упорядочения приводит к нарушению симметрии обращения времени, однако возможен случай, когда сохраняется комбинация (произведение) симметрии обращения времени и инверсионной симметрии. Именно такой случай реализуется в антиферромагнитных топологически изоляторах (АФМ ТИ) [2, 3]. Особенности характерной для ТИ электронной структуры в сочетании с АФМ упорядочением приводят к тому, что в таких материалах возможно наблюдение перспективного с прикладной точки зрения квантового аномального эффекта Холла [4, 5]. Настоящая работа посвящена изучению электронной структуры семейства представителей класса АФМ ТИ: VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$.

Поскольку обсуждаемые свойства ТИ и систем на их основе обусловлены особенностями зонной структуры этих материалов, подходящим инструментом для их исследования являются первопринципные (квантово-механические) расчеты электронной структуры. В данной работе был использован метод проекционных плоских волн (PAW), реализованный в программном пакете VASP.

Анализ полученных результатов показал, в равновесном состоянии VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ кристаллизуются в ромбоэдрической фазе. Все рассматриваемые соединения характеризуются антиферромагнитным (АФМ) упорядочением I типа. Ось квантования спина лежит в плоскости (0001), причем внутри плоскости магнитная анизотропия отсутствует. В объеме все четыре соединения являются полупроводниками с энергетической щелью около 125, 232, 332 и 250 мэВ для VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ соответственно. Анализ орбитального состава зон, образующих края энергетической щели, и расчет топологических инвариантов показали, что энергетические щели в VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ инвертированы.

Прямым следствием этого является наличие бесщелевых состояний на поверхности. На поверхностях (0001) VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ присутствуют состояния, имеющие близкую к линейной дисперсию и геликоидальную спиновую текстуру, характерную для поверхностных состояний ТИ. Смещение точки Дирака из точки $\bar{\Gamma}$ вызвано in-plane намагниченностью. Таким образом, VSb_2Te_4 , VBi_2Te_4 , $\text{VBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ и $\text{MnBi}_2\text{Te}_2\text{Se}_2$ являются топологически нетривиальной АФМ-упорядоченной фазой — АФМ ТИ.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00728.

Список литературы

1. Hasan M.Z., Kane C.L. Colloquium: Topological insulators // *Reviews of Modern Physics*. – 2010. – Vol. 82. – №. 4. – P. 3045.
2. Mong R.S.K., Essin A.M., Moore J.E. Antiferromagnetic topological insulators // *Physical Review B*. – 2010. – Vol. 81. – №. 24. – P. 245209.

3. Otrokov M.M. et al. Prediction and observation of the first antiferromagnetic topological insulator // Preprint / arXiv: 1809.07389. – 2018.
4. Otrokov M.M. et al. Unique Thickness-Dependent Properties of the van der Waals Interlayer Antiferromagnet MnBi₂Te₄ Films // Physical Review Letters. – 2019. – Т. 122. – №. 10. – С. 107202.
5. Otrokov M.M. et al. Highly-ordered wide bandgap materials for quantized anomalous Hall and magnetoelectric effects // 2D Materials. – 2017. – Т. 4. – №. 2. – С. 025082.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТНЫХ ПЛЕНОК РАЗЛИЧНОЙ МАРКИ

А.И. КУПЧИШИН^{1,2}, Б.Г. ТАИПОВА¹, М.Н. НИЯЗОВ¹, В.М. ЛИСИЦЫН³

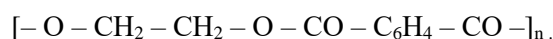
¹ Казахский национальный педагогический университет им. Абая

² Казахский национальный университет им. аль-Фараби

³ Национальный исследовательский Томский Политехнический Университет, Томск, Россия

E-mail: marat--90@mail.ru

Значительная часть полиэтилентерефталата (ПЭТФ), производимого в мире, идет на производство нитей и волокон. Наиболее широкое его применение наблюдается в машиностроении, химической промышленности, пищевом оборудовании, транспортных и конвейерных технологиях, медицинской промышленности, приборостроении и бытовой технике [1 – 4]. Полиэтилентерефталат – это распространённый термопластик, представитель класса полиэфиров, известный под разными фирменными названиями. По физическим свойствам это твёрдое вещество белого цвета без запаха. ПЭТФ – прочный, жёсткий и лёгкий материал. Он представляет собой полиэфир терефталевой кислоты и этиленгликоля, которые можно получить из различных производных терефталевой кислоты и этиленгликоля. Основное структурное звено макромолекулы высокотермостойкого ПЭТФ имеет вид:



В настоящее время ведутся работы по дальнейшему увеличению упруго-прочностных свойств полиэтилентерефталата (лавсана) за счет реализации технологических процессов изготовления изделий более совершенной, минимально разноразветвленной химической структуры. Его свойства модифицируются введением в процессе синтеза в качестве сомономеров производных алифатических и ароматических дикарбоновых кислот, оксикислот, полиалкиленгликолей, разветвленных диолов, замещенных аминов и т.п. Для обеспечения лучших механических, физических, электрических свойств ПЭТФ наполняется различными добавками ([стекловолокно](#), [дисульфид молибдена](#), [фторопласт](#)). К модификации вещества приводит и радиационное воздействие. Перестройка надмолекулярной структуры ведет к разнообразию свойств полимерного материала, приводящих к улучшению или ухудшению его конкретных технических характеристик. Известно, что механические свойства полимера зависят от его природы. Так для полимеров, содержащих бензольное кольцо в боковой цепи, степень различных изменений более существенна (модуль упругости, скорость ползучести, снижение длительной прочности и т.д.).

Данная работа посвящена изучению свойств полиэтилентерефталатных пленок различных производств при воздействии электронного облучения. В работе исследовались полиэтилентерефталатные пленки различных производителей: Майлар (США) и ПЭТФ (Россия). Механические испытания проводились на разрывной машине типа РМУ-0,05-1 со скоростью раздвижения зажимов $36,09 \pm 0,05$ мм/мин. Пленочные образцы испытывались на одноосное растяжение при нормальных условиях вплоть до разрыва (при $T = 20 \pm 2$ °С, относительной влажности воздуха (45 ± 5) %). Исследуемые образцы представляли собой полоски шириной 5 и 10, рабочей длиной 50 и 100 мм соответственно, толщиной 100 мкм.

Облучение образцов производилось на воздухе в специальных держателях на ускорителе электронов типа ЭЛУ-6 при 20 °С с энергией 4 МэВ, плотностью тока пучка 0,5 мкА/см², длительностью импульсов 5 мкс при частоте их повторения 200 Гц. Поглощенные дозы (D) составляли 0 – 10¹⁰ Гр. Графики зависимости относительного удлинения и напряжения от дозы электронного облучения для полиэтилентерефталатных пленок различных марок показали, что характер кривых аналогичный и состоит из 2 этапов: 1. При $D = 0 - 10^4$ Гр как для деформации, так и для напряжения изменения незначительные и

функции ε и σ медленно убывают. Относительное удлинение этих типов при $D = 0 - 10^4$ Гр (Майлар) и $0 - 10^7$ Гр (ПЭТФ) растет, что связано с процессами сшивания. На втором этапе в интервале $10^4 - 10^6$ Гр (Майлар) и $10^7 - 10^9$ Гр (ПЭТФ) наблюдается резкое падение ε и σ до 0.

Были рассмотрены 2 модели: экспоненциальная и обобщенная [2]. Физические модели использованы для постоянной статической нагрузки для интервала изменений σ от σ_0 до σ , ε от ε_0 до ε и D от 0 до D . Как следует из результатов теоретические кривые удовлетворительно описывают эксперимент. При этом экспоненциальная и обобщенная модели дают близкие результаты.

Анализ полученных результатов показывает, что относительное удлинение пленки типа Майлар ~ 70 %, для ПЭТФ ε составляет ~ 48 %. По прочностным свойствам более устойчива к электронному воздействию и разрушению (10^9 Гр) ПЭТФ, тогда как Майларовские – при 10^5 Гр. Влияние облучения на прочность и неупругие характеристики полимеров является значительным и воздействует на аморфную фазу материала. Напряжение, создаваемое внешними нагрузками, распространяется от точки приложения силы вдоль образца с определенной скоростью. Ослабленный ближайший к месту приложения нагрузки фрагмент пленки будет являться точкой разрыва. Механическую прочность полимера резко снижают фрагменты установочных элементов, слабосвязанных между собой, которые остаются при очень больших дозах. Для ПЭТФ пленок такое поведение механических свойств связано с особенностями синтеза пленок. Модифицирование свойств в процессе получения лавсановых пленок осуществляется диметиладипинатом, диметилгексагидротерефталатом, в следствии чего они отличаются большей прочностью, меньшей ползучестью, большей устойчивостью к многократным деформациям.

Из проведенных исследований следует:

1. Для исследованных 2 типов полиэтилентерефталатных пленок (Майлар, ПЭТФ) имеет место одинаковый характер изменения механических свойств с ростом дозы электронного облучения. Увеличение дозы до 10^4 Гр приводит к медленному изменению деформации и напряжения для Майлара, а дальнейший рост до 10^6 Гр ведет к резкому их убыванию, что связано с ростом деструкционных процессов. Для лавсановых пленок при облучении до доз $\sim 10^7$ Гр наблюдается постепенное уменьшение ε и σ , а дальнейший рост до 10^9 Гр приводит к резкому их убыванию, связанных с особенностями технологии синтеза.
2. По предложенным ранее моделям произведены расчеты. Экспоненциальная физическая модель зависимости деформации и напряжения от дозы электронного облучения, удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными. Хорошее согласие получено и для обобщенной модели.

Список литературы

1. Rouhi S., Alizadeh Y., Ansari R. On the interfacial characteristics of polyethylene/single-walled carbon nanotubes using molecular dynamics simulations // Applied Surface Science. – 2014. – Vol. 292. – P. 958–970.
2. Kupchishin A.I., Taipova B.G., Kupchishin A.A., Voronova N.A., Kirdyashkin V.I., Fursa T.V. Catastrophic models of materials destruction // IOP Conf. Series: Material Science and Engineering 012037. – 2016. – Vol. 110. – P. 1–5.
3. Kupchishin A.I., Niyazov M.N., Voronova N.A., Kirdyashkin V.I., Abdukhairova A.T. The effect of temperature, static load and electron beam irradiation on the deformation of linear polymers // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 012016. – 2017. – V.168. – P. 1–4.
4. Kupchishin A.I., Taipova B.G., Lisitsyn V.M. and Niyazov M.N. Study of the influence of the electron irradiation dose on the deformation of Mylar films taking into account the processes of destruction and crosslinking // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 012025. – 2019. – Vol. 510. – P. 1–5.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ДЕФОРМАЦИЮ ТОНКИХ ПОЛИИМИДНЫХ ПЛЕНОК ПРИ ОДНООСННОМ РАСТЯЖЕНИИ

А.И. КУПЧИШИН^{1,2}, Б.Г. ТАИПОВА¹, М.Н. НИЯЗОВ¹, Н.А. ВОРОНОВА¹

¹ Казахский национальный педагогический университет им. Абая

² Казахский национальный университет им. аль-Фараби

E-mail: marat--90@mail.ru

Наиболее пристальное внимание среди полимерных систем различных классов вызывают материалы на основе ароматических полиимидов (ПИ) [1], обладающих уникальным комплексом предельно высоких показателей термо- и теплостойкости, превосходными механическими и электрическими характеристиками в сочетании с высокой химической и радиационной стойкостью. ПИ-матрицы сохраняют способность к кристаллизации после плавления и последующего охлаждения [2]. В связи с этим актуальным является получение новых фундаментальных результатов в области деформационных и термомеханических свойств материалов, определение безопасного прочностного ресурса изделий при комплексном воздействии внешних нагрузок и эксплуатационных параметров, оценка опасности технологических и временных факторов [3, 4].

Полиимиды, в том числе алициклического строения, являются важнейшими полимерами для успешного решения проблем в материаловедении. В этой области исследования проводятся по двум направлениям – по пути создания полимеров с электроизоляционными и электропроводящими свойствами. Улучшение отдельных физико-механических свойств приводит к улучшению характеристик полиакрилатов, в частности, эластичности, что также расширяет области применения алициклических полиимидов [5].

Настоящая работа посвящена изучению комплексного воздействия различных статических нагрузок и температуры на механические свойства полиимидов.

В качестве исследуемого материала был выбран промышленный полиимид толщиной 45 мкм. Пленочные образцы нарезались с помощью специального устройства. Длина испытываемого материала составляла 70 мм, рабочая часть 50 мм, ширина 5 мм.

Исследования зависимости относительного удлинения ε от времени τ осуществлены на разработанной экспериментальной установке, состоящей из следующих блоков: корпус, кронштейн, верхнее зажимное устройство, исследуемый образец, нижний зажим, датчик перемещения, система грузов, датчик силы (напряжения), видеокамера. Корпус представляет собой штатив с множеством креплений, на которых расположены все части установки.

Для измерения ε и напряжения (σ) был применен специальный интерфейс с различными датчиками измерения (Science Cube). Для проведения экспериментальных исследований, нами с помощью специальных грузов определялась предельная нагрузка, т.е. максимальное значение силы при которой образец рвался. Далее вычислялось напряжение σ . Для данного материала равно $\sigma = 112$ МПа. Затем рассчитывалось напряжение, составляющее определенную часть от предельного напряжения. После чего образец закреплялся в зажимы, и снималась зависимость ε от τ . Время проведения испытания образца на одноосное растяжение при статической нагрузке составляло порядка 50 секунд. Данные записывались на камеру видеонаблюдения для дальнейшей обработки.

С целью проведения исследований зависимости относительного удлинения (ε) от температуры (Т) разработана и изготовлена установка, обеспечивающая возможность измерений параметров с использованием датчиков движения и силы при различных нагрузках и их изменения со временем. В установке также использован интерфейс с датчиками движения и силы фирмы Science Cube.

Проведена серия экспериментов по изучению зависимости деформации от времени при различных статических нагрузках. Отметим, что при воздействии напряжением 60 МПа полиимидная пленка остается без изменений. Деформационно-временные кривые для

статических нагрузок в интервале 75 – 110 МПа имеют аналогичный характер, состоящий из двух этапов: 1 – в интервале 0 – 12 секунд относительное удлинение материала возрастает; 2 – с 12 – 50 сек выходит на насыщение.

Экспериментально исследованы зависимости деформации ε от температуры T при различных значениях статического напряжения $\sigma_1 = 60$; $\sigma_2 = 75$; $\sigma_3 = 85$; $\sigma_4 = 100$ и $\sigma_5 = 110$ МПа. Получено, что относительное удлинение полиимидной пленки при комплексном воздействии температуры и статической нагрузки, уменьшается с ростом σ . Монотонное изменение деформации при малых статических нагрузках происходит под воздействием температуры, а увеличение статического напряжения ослабляет влияние температуры. Первые три кривые указывают на интенсификацию процессов структурирования макромолекул по мере роста температуры. А следующие 2 кривые свидетельствуют об изменении характера преобразования структуры полимера, которые дополняются процессами разрыва связей между макромолекулами, увеличивающие скорость деформации пленки при незначительном изменении температуры. Расчет произведен по ранее предложенной модели [6], где тангенс угла наклона для расчета варьируется от 0,04 до 0,64.

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

1. Проведены экспериментальные работы по исследованию зависимости деформации от времени при различных значениях статического напряжения. Деформационно-временные кривые для статических нагрузок от 75 – 110 МПа имеют аналогичный характер, состоящий из двух этапов: 1 – в интервале 0 – 12 секунд относительное удлинение материала возрастает; 2 – с 12 – 47 сек ε выходит на насыщение. Подобное поведение указывает на изменение характера структурных преобразований макромолекул, обусловленных спецификой действия статической нагрузки.

2. Комплексное воздействие температуры и малых статических нагрузок приводит к монотонному изменению деформации, связанного с интенсификацией процессов структурирования макромолекул по мере роста температуры. Увеличение статического напряжения ослабляет влияние температуры и свидетельствуют об изменении характера преобразования структуры полимера, которые дополняются процессами разрыва связей между макромолекулами, увеличивающие скорость деформации пленки при незначительном изменении температуры.

Список литературы

1. Крутько Э.Т., Прокопчук Н.Р., Глоба А.И. Химическая модификация полипиромеллитимида // Полимерные материалы и технологии. – 2017. – Т.3, №1. – С. 33–46.
2. Kim K., Yoo T., Kim J., Han H. Effects of dianhydrides on the thermal behavior of linear and crosslinked polyimides//J. Appl. Polym. Sci. – 2015. – V.132, № 6. – P. 44412–44421.
3. Kupchishin A.I., Niyazov M.N., Voronova N.A., Kiridiashkin V.I., Abdulkhairova A.T. The effect of temperature, static load and electron beam irradiation on the deformation of linear polymers // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 168 012016. – 2017. – P. 1–4.
4. Сорокин С.В., Терентьев А.В., Кротов Е.А. Введение в механику деформируемого твердого тела. – СПб: СПбГМТУ, 2014. – 128 с.
5. Kudaykulova S.K., Isakov R.M., Abadie M., et al. Polymers for special purposes. – Almaty, 2006. – 310 с.
6. Voronova N.A., Kupchishin A.I., Niyazov M.N., Lisitsyn V.M. Uniaxial Stress and Electron Irradiation Effects on Nanochains Straightening in Film Polymer Materials // Key Engineering Materials. – 2018. – Vol. 769. – PP. 78–83.

СЕНСОР НА ОСНОВЕ ВОССТАНОВЛЕННОГО ЛАЗЕРОМ ОКСИДА ГРАФЕНА ДЛЯ ДВУКАНАЛЬНОГО ДЕТЕКТИРОВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

А.А. ЛИПОВКА, Р.Д. РОДРИГЕС, Е.В. ДОРОЖКО, Е.С. ШЕРЕМЕТ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
Lipovka.a@gmail.com

Технология создания гибких компактных сенсоров представляет собой новое направление для фундаментальных исследований и инженерных разработок. Часто для решения такого рода задач предлагаются материалы на основе графена, в частности оксид графена (GO) - монослой углерода с присоединенными кислородсодержащими функциональными группами [1]. Преимущества применения GO заключаются в том, что он прост в синтезе, является гидрофильным, благодаря чему может образовывать стабильные водные суспензии. Также, материал нетоксичен. Важно, что его свойствами можно управлять, воздействуя на структуру химическим, фотохимическим, или термическим способом.

Таким образом, при воздействии на GO лазерного излучения (локальное термическое воздействие), кислород может быть частично удален. При этом происходит частичное восстановление изначальной структуры графена, изменяется состояние гибридизации большинства атомов углерода. Полученный материал называется восстановленным оксидом графена (rGO). При превращении GO в rGO происходит радикальное изменение электрических свойств – материал из диэлектрика превращается в электрический проводник. Так, с помощью лазера возможно создание тонких проводников rGO заданной геометрии на произвольных подложках (стекло, полимеры, силикон и т.д.) [2].

Этот принцип лежит в основе созданного сенсора для детектирования многокомпонентных соединений. Детектирование происходит посредством применения двух дополняющих друг друга методов – оптического (спектроскопия гигантского комбинационного рассеяния света, SERS) и электрохимического (циклическая вольтамперометрия, CV).

Для изготовления сенсора использовалась водная суспензия оксида графена (Graphenea), материал подложки – каптон. Восстановление GO проводилось с помощью лазера с длиной волны $\lambda=405$ нм. Геометрия сенсора реализована по типу коммерческих углеродных SPE электродов. Для усиления сигнала в обоих методах анализа, рабочий электрод был функционализирован серебряными наночастицами, осажденными методом CV из раствора AgNO_3 (0.02M), используемого в качестве прекурсора (рис.1). Количество осажденного серебра было рассчитано по закону Фарадея. С учетом геометрической площади рабочего электрода, количество составило 1.2×10^{-7} моль \times см².

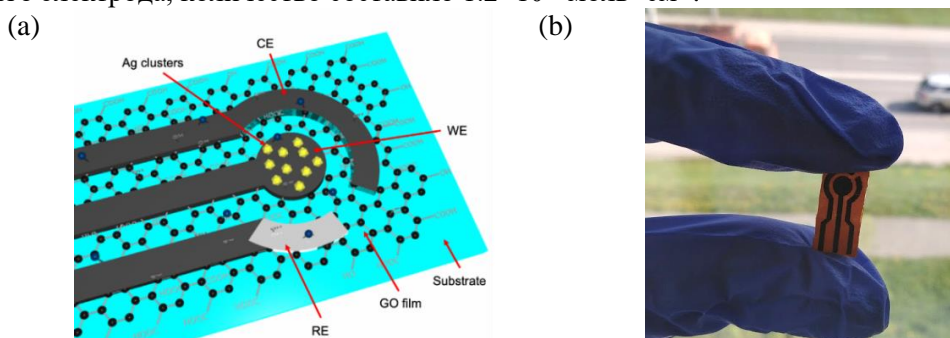


Рисунок 1 – (а) – Схематическое изображение сенсора, где WE – рабочий электрод, RE – электрод сравнения, CE – вспомогательный электрод, Ag clusters – серебряные частицы, (b) – внешний вид сенсора

Было проверено, что изготовленные сенсоры могут работать в широком окне потенциалов от -2В до +2В, при этом они демонстрируют высокую воспроизводимость результатов в процессе записи нескольких циклов и при сравнении сенсоров между собой.

Для демонстрации работоспособности сенсора была использована тестовая молекула 4-NBT (4-нитробензинтиол). Для ее нанесения на поверхность использовался раствор 4-NBT в концентрации 0.1 М KOH/C₂H₅OH (7:1). Вещество содержит тиольную функциональную группу, и образует ковалентные связи с серебром. Результаты детектирования продемонстрированы на рис.2. В обоих случаях можно отметить, что без осаждения серебра уровень сигнала слишком низкий для детектирования вещества. После осаждения серебра значение токов в методе CV возрастает в 60 раз, также проявляются хорошо различимые характерные пики в SERS.

По полученным результатам мы можем однозначно судить об осажденном веществе. CV имеет доминантный пик на -0.4В, свидетельствующий о восстановлении тиоловых групп (рис.2(a)). Часть пиков в спектре SERS (рис.2(b)) относятся не к 4-NBT, а к 4-ABT (4-аминобензинтиол). Это связано с плазмон-индуцированным каталитическим восстановлением 4-NBT. Доминирующий пик на 1433 см⁻¹ относится к симметричным валентным колебаниям связи С-С и ножничным С-Н.

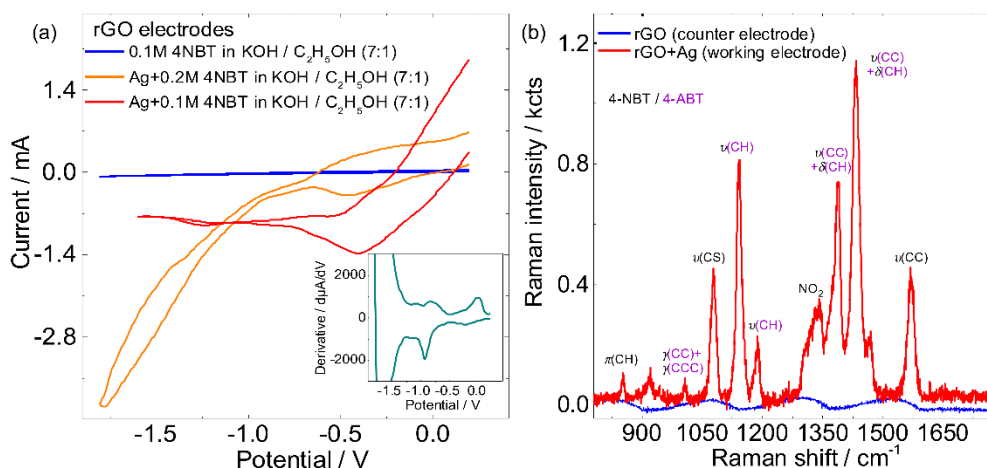


Рисунок 2 – (а) – Вольтамперограммы разных концентраций 4-NBT до и после осаждения серебра на рабочий электрод, вставка – вольтамперограмма (производная) образца, приготовленного для SERS, (б) – детектирование 4-NBT с помощью SERS

Таким образом, в работе описан способ изготовления гибких углеродов, выполненных на основе оксида графена. Также приведена демонстрация использования сенсора для двуканального детектирования многокомпонентных соединений.

Список литературы

1. Gunho Jo et.al. The application of graphene as electrodes in electrical and optical devices // Nanotechnology. – 2012. – Vol. 23. - №11. – P. 1-19.
2. Rodriguez R.D. et.al. High-power laser-patterning graphene oxide: A new approach to making arbitrarily-shaped self-aligned electrodes // Carbon. – 2019. – Vol.151. – P. 148-155

ЯРКОСТЬ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ИАГ:СЕ КЕРАМИКИ, СИНТЕЗИРОВАННОЙ В ПОЛЕ РАДИАЦИИ

Д.А. МУСАХАНОВ¹, Ю.И. МИХАЙЛОВ², Ж.Т. КАРИПБАЕВ³

¹ Томский политехнический университет, 634050, г. Томск,

² ИХТТМ СО РАН, 630128 Новосибирск, ул. Кутателадзе, 18

³ Евразийский национальный университет, 010008, Республика Казахстан, г.Астана

E-mail: Dos_f@mail.ru

В работе приведены результаты сравнительной оценки эффективности преобразования энергии возбуждения люминофоров, синтезированных в поле радиации. Керамика на основе ИАГ:Се получалась путем воздействия на шихту из порошков стехиометрического состава по тока ускоренных электронов с энергией 1.4 МэВ и мощностью 23 кВт. Полученная керамика дробилась механически, измерялись люминесцентные свойства. Спектры люминесценции и возбуждения полученных образцов были подобны известным для ИАГ:Се керамики, синтезированной другими методами, и ИАГ:Се люминофоров.

Оценка эффективности полученных образцов производилась посредством сравнения яркости люминесценции при возбуждении потоками оптического излучения синтезированных люминофоров с яркостью промышленных люминофоров. В качестве люминофоров, с которыми сравнивалась яркость синтезированных нами образцов использовались люминофоры серий СДЛ (НПО «Платан») и YAG:Ce 01-06 (GrandLux, КНР).

Яркость люминофора прямо связана с потоком излучения образца. Поэтому сравнение с известным люминофором позволяло получить информацию об эффективности синтезированных нами люминофоров. Измерялись яркости люминофоров с различным содержанием Се и гадолиния, а также синтезированных из оксидов разного происхождения.

Результаты измерений яркости некоторых изготовленных нами люминофоров и промышленных люминофоров представлены в табл. 1 .

Таблица 1 – Результаты измерений яркости некоторых люминофоров

Нумерация, обозначения	Яркость, Кд/м ²		
	Фон	365 нм	450 нм
Al ₂ O ₃ (43%) + Y ₂ O ₃ (55%) + Ce ₂ O ₃ (2%) 29	0,14	90,08	209,4
Al ₂ O ₃ (43%) + Y ₂ O ₃ (55%) + Ce ₂ O ₃ (2%) 33	0,19	97,51	238,72
Al ₂ O ₃ (43%) + Y ₂ O ₃ (55%) + Ce ₂ O ₃ (2%) 29 (отожжённый)	0,11	81,60	235,11
Al ₂ O ₃ (43%) + Y ₂ O ₃ (55%) + Ce ₂ O ₃ (2%) 33 (отожжённый)	0,10	61,60	234,22
СДЛ-4000	0,25	200,70	362,98
YAG-02	0,28	436,75	419,95

Как следует из представленных результатов, яркость полученных люминофоров была примерно в 2 раза ниже, чем промышленных. Отжиг при 1700 С приводит к некоторому увеличению эффективности преобразования.

Таким образом, первые результаты синтеза люминофоров в поле радиации показывают возможность их получения с довольно хорошими свойствами. Предстоит работа по установлению путей повышения качества синтезированных люминофоров в поле радиации.

ДИНАМИЧЕСКИЕ ГОЛОГРАММЫ В ПРОЗРАЧНОЙ НАНОСУСПЕНЗИИ В МОДУЛИРОВАННОМ СВЕТОВОМ ПОЛЕ

А.В. МЯГОТИН, Г.Д. ИВАНОВА, В.И. ИВАНОВ

Дальневосточный государственный университет путей сообщения

E-mail: magistrfestu@yandex.ru

Методы динамической голографии широко используются для исследования нелинейных сред [1]. В прозрачной наносuspензии кубичный нелинейный отклик обеспечивается концентрационной нелинейностью, обусловленной градиентными электрострикционными силами [2–4]. Динамика концентрационной решетки несет информацию об оптических и кинетических коэффициентах наночастиц, что может быть использовано для оптической диагностики наноматериалов. Характерное время установления концентрационной решетки отличается большой величиной (секунды), что не всегда удобно (например, для экспресс-анализа или режима накопления данных). Поэтому в ряде случаев предпочтительнее использование модулированного излучения [5].

Целью данной работы является анализ концентрационной нелинейности прозрачной наносuspензии в схеме динамической голографии в режиме модулированного излучения.

Мы рассматриваем жидкофазную среду с наночастицами (дисперсная фаза), находящуюся под воздействием лазерного излучения с гармонической временной модуляцией [5].

Пусть распределение интенсивности падающего излучения в плоскости слоя среды имеет вид $I(x,t) = I_0(1 + \sin Kx)(1 + \sin \omega t)$, где I – интенсивность световой волны, $K = 2\pi/\Lambda$ – волновой вектор интерференционной решетки, Λ – ее период, x – координата в плоскости слоя среды.

Балансное уравнение, описывающее динамику концентрации наночастиц в жидкофазной среде с учётом диффузионного и электрострикционного потоков ($J_{el} = \gamma \nabla I$ – электрострикционный поток), можно записать в виде [4]:

$$dC/dt = -\operatorname{div}(-D\nabla C + \gamma \nabla I). \quad (1)$$

Здесь приняты следующие обозначения: $C(r,t)$ – объемная концентрация дисперсных частиц, D – коэффициент диффузии, $\gamma = 4\pi\beta D(\mu c_0 n k T)^{-1}$, $\mu = (6\pi\eta a)^{-1}$ – подвижность наночастицы, a – радиус наночастицы, η – вязкость жидкости, β – поляризуемость частицы, k – постоянная Больцмана, T – температура среды, c_0 – скорость света в вакууме, n – эффективный показатель преломления среды [4].

Для решения задачи предположим, что пространственная амплитуда модуляции концентрации мала по сравнению с начальным значением – $C_\omega(t) \ll C_0$:

$$C(x,t) = C_0[1 + C_\omega(t) \sin(Kx)]. \quad (2)$$

Здесь C_0 – начальная концентрация наночастиц.

Решение линеаризованного уравнения (1) с учетом (2):

$$C_\omega(t) = \alpha [1 + \cos(\Phi_m) \sin(\omega t - \Phi_m)], \quad (3)$$

$$\Phi_m = \operatorname{arctg}(\omega \tau_D), \quad (4)$$

где τ_D – диффузионное время релаксации:

$$\tau_D = (DK^2)^{-1}. \quad (5)$$

В (3) введен безразмерный параметр интенсивности $\alpha = I_0/I_{th}$, где $I_{th} = D\gamma^{-1}$ - характерная интенсивность излучения, при превышении которой изменение концентрации наночастиц становится больше начального значения.

Для дифракционной эффективности тонких фазовых голограмм имеем выражение (считая среду прозрачной и амплитуду фазовой модуляции малой) [1]:

$$\eta = (2\pi L \Delta n \lambda^{-1})^2, \quad (6)$$

где L - толщина слоя нелинейной среды, Δn - амплитуда модуляции показателя преломления:

$$\Delta n = (\partial n / \partial C) C_0 C_\omega(t), \quad (7)$$

Для частиц с радиусом, много меньшим длины волны излучения λ , показатель преломления среды пропорционален концентрации частиц [5]:

$$n = n_1(1 + f\delta). \quad (8)$$

где $\delta = (n_2 - n_1)/n_1$; n_1 и n_2 - показатели преломления вещества дисперсионной среды и дисперсионной фазы соответственно, f - объемная доля наночастиц.

Используя выражения (3-8), получаем окончательно

$$\eta = (2\pi n_1 f_0 \delta L C_\omega(t) \lambda^{-1})^2. \quad (9)$$

Полученное выражение описывает зависимость дифракционной эффективности решетки от параметров среды. Дополнительные возможности представляет регистрация фазового сдвига модулированного сигнала, поскольку исследование частотной зависимости требует более трудоемких экспериментов.

Данный результат можно использовать для оптической диагностики параметров жидкофазных наноматериалов [6-8].

Список литературы

1. Иванов В.И. Термоиндуцированные механизмы записи динамических голограмм: монография. - Владивосток: Дальнаука, 2006. - 142 с.
2. Vicary L. Pump-probe detection of optical nonlinearity in water-in-oil microemulsion // *Philosoph. Mag. B.* - 2002. - V. 82. - P. 447-452.
3. Lee W., El-Ganainy R., Christodoulides D., Dholakia K., Wright E. Nonlinear optical response of colloidal suspensions // *Optics Express.* - 2009. - V. 17(12). - P. 10277-10289.
4. Иванов В.И., Иванова Г.Д., Кирюшина С.И., Мяготин А.В. Нанодисперсные среды для динамической голографии // *Известия высших учебных заведений. Физика.* - 2015. - Т. 58, №11-3. - С. 153-156.
5. Bloisi F. Soret effect in periodic forced Rayleigh scattering // *Optics communications.* - 1988. - V. 68(2). - P. 88-90.
6. Myagotin A.V., Ivanov V.I., Ivanova G.D. Transient gratings in the transparent nanoliquids layer // *Proc. SPIE.* - 2016. - Vol. 10176. - P. 101761Z.
7. Ivanov V.I., Ivanova G.D., Kirjushina S.I., Myagotin A.V. The concentration mechanisms of cubic nonlinearity in dispersive media // *Journal of Physics: Conference Series.* - 2016. Vol. 735(1). - P. 012013.
8. Chintamani P., Shalini M., Agnel P., Meera V., Tejas I. H., Radha S. Non-Linear Optical Studies of Colloidal Nanofluids // *International Journal of Chemical and Physical Sciences.* - 2014. - V. 3(5). - P. 44-51.

ОПТИЧЕСКОЕ ОСАЖДЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ В ПЛОТНОЙ НАНОСУСПЕНЗИИ

А.В. МЯГОТИН, Г.Д. ИВАНОВА, В.К. ХЕ, В.И. ИВАНОВ

Дальневосточный государственный университет путей сообщения

E-mail: magistrfestu@yandex.ru

В работе [1] показано, как светоиндуцированная термодиффузия латексных микрочастиц в растворе приводит к образованию двумерного кристалла на охлаждающей поверхности в конвективном потоке жидкости. При этом концентрация наночастиц увеличивалась в зоне светового пучка на несколько порядков. Для наночастиц реализация такого метода затруднена, поскольку коэффициент термодиффузии для них значительно меньше, чем для микрочастиц [2]. В работах [2-4] рассмотрены силы светового давления, действующие даже на прозрачные наночастицы. Такие поперечные силы также можно использовать для реализации оптического метода осаждения наночастиц [3]. Для описания осаждения наночастиц световым полем в [3] использована модель идеального газа наночастиц, пригодная для сильно разбавленных наносuspензий.

В данной работе предложена более реалистичная модель газа наночастиц, учитывающая их отталкивание при больших концентрациях.

Рассмотрим прозрачную наносuspензию с малой объемной долей дисперсной фазы, освещаемую потоком лазерного излучения с однородным распределением интенсивности вдоль оси z . Установившаяся скорость наночастиц в суспензии под действием светового поля в первом приближении линейно зависит от интенсивности излучения [3]:

$$V = \gamma I, \quad (1)$$

где $\gamma = \frac{64 \pi^2 a^5 n_1}{9 c_0 \lambda^4 \eta m^2 + 2} \frac{m^2 - 1}{m^2 + 2}$, I - интенсивность света, n_1, n_2 - показатели преломления

жидкости и материала наночастиц соответственно, $m = n_2/n_1$, η - вязкость жидкости, a - радиус наночастицы, λ - длина волны излучения, c_0 - скорость света.

Динамика изменения концентрации наночастиц описывается одномерным уравнением диффузии:

$$dC/dt = -\operatorname{div}(-D\nabla C + \gamma C(1 - \nu C)I), \quad (2)$$

где $C(z, t)$ - концентрация дисперсных частиц, D - коэффициент диффузии, ν - константа, учитывающая взаимодействие (отталкивание) наночастиц [5].

Решение одномерной задачи (1-2) с соответствующими граничными условиями на верхней и нижней границах кюветы в стационарном режиме выглядит как:

$$C_R = f_0^{-1} \exp\{\alpha(f_0 + Z - 1)\} [1 + \exp\{\alpha(f_0 + Z - 1)\}]^{-1} \quad (3)$$

где $C_R = C/C_0$ - относительная концентрация наночастиц, C_0 - начальная концентрация наночастиц, L - длина кюветы, $Z = z/L$, $\alpha = I_0/I_{th}$ - безразмерный параметр интенсивности, $I_{th} = D\gamma^{-1}L^{-1}$ - характерная интенсивность излучения, при превышении которой изменение концентрации наночастиц становится больше начального значения; $f_0 = 4\pi a^3 C_0/3$ - начальная объемная доля наночастиц, a - радиус наночастиц, $\nu = 1$ в простейшей модели жестких сфер ($\nu = 0$ для идеального газа наночастиц).

Выражение (3) получено в приближении больших интенсивностей ($\alpha \gg 1$) и начальных концентраций наночастиц ($\alpha f_0 \gg 1$).

Графики зависимости концентрации наночастиц от координаты, рассчитанные согласно (3) для идеального ($\nu = 0$) и неидеального газа ($\nu = 1$) наночастиц, показаны на рисунке 1.

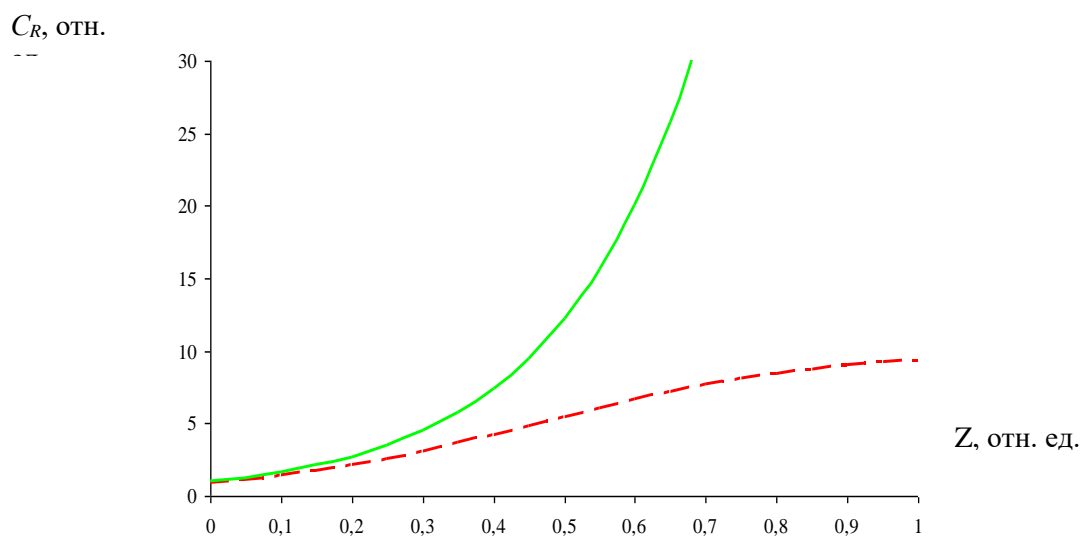


Рисунок 1 - Зависимость относительной концентрации наночастиц от безразмерной координаты Z ($\alpha=5$) в случае высокой начальной концентрации $f_0 = 0,1$: для идеального газа наночастиц ($\nu = 0$) (—); для неидеального газа (---)

Видно, что учет конечных размеров наночастиц для относительно плотных наносuspензий радикально меняет пространственное распределение наночастиц.

Таким образом, рассмотренная модель, учитывающая размеры наночастиц, позволяет уточнить модель идеального газа, приводящую к экспоненциальному росту концентрации наночастиц на границе кюветы.

Предложенная модель более пригодна для описания оптической седиментации плотных наносuspензий и допускает точное аналитическое решение в отличие от более сложных моделей [4]. Результаты могут быть также полезны для развития методов оптической диагностики наноматериалов [4-6].

Список литературы

9. Duhr S., Braun D. Two-dimensional colloidal crystals formed by thermophoresis and convection // Applied Physics Letters. – 2005. – 86. – P. 131921.
10. Иванов В.И., Кузин А.А., Окишев К.Н. Оптическая левитация наночастиц: монография. - Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2008. - 105 с.
11. [KheV.K.](#), [Ivanov V.I.](#), [Ivanova G.D.](#), Chigrin P.G. Sedimentation of particles by the light pressure in nanosuspension // Proc. SPIE. -2017. – 10466. – P. 104664K.
12. Lee W., El-Ganainy R., Christodoulides D., Dholakia K., Wright E. Nonlinear optical response of colloidal suspensions// Optics Express. - 2009. - V. 17(12). - P. 10277-10289.
13. Buzzaccaro S., Tripodi A., Rusconi R., Vigolo D., Piazza R. 2008. Kinetics of sedimentation in colloidal suspensions // Journal of Physics: Condensed Matter. -2008. – 20. – P.494219.
14. Chintamani P., Shalini M., Agnel P., Meera V., Tejas I. H. and Radha S. Non-Linear Optical Studies of Colloidal Nanofluids // International Journal of Chemical and Physical Sciences. - 2014.- 3(5).- P. 44-51.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СПЕКАНИЯ НА ПЛОТНОСТЬ ЛЮМИНЕСЦЕНТНОЙ Се:YAG КЕРАМИКИ

*В.Д. ПАЙГИН, Т.Р. АЛИШИН, Э.С. ДВИЛИС, Д.Т. ВАЛИЕВ, С.А. СТЕПАНОВ,
О.Л. ХАСАНОВ, В.А. ВАГАНОВ*

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия, г.
Томск, пр. Ленина, 30, 634050
E-mail: vpaygin@mail.ru

Введение. Керамика на основе иттрий-алюминиевого граната – $Y_3Al_5O_{12}$ (YAG) является перспективным материалом, обладающим высокой температурой плавления и термостойкостью, отсутствием полиморфных превращений, хорошими электрофизическими показателями. Благодаря перечисленным выше свойствам такая керамика может использоваться как замена стеклам в приборах, работающих в условиях ограниченной видимости, высоких температур, агрессивных сред и т. д. Относительно недавно люминофоры со структурой граната, активированные церием, стали использовать для светоизлучающих диодов белого цвета свечения [1]. Особый интерес представляет керамика, лишённая недостатков, применяемых для этих же целей, порошков Се:YAG помещенных в эпоксидный компаунд [2].

Как известно, процесс получения высокоплотной керамики сопряжен с проблемой сохранения исходного фазового состава, структуры и чистоты материала в процессе прессования, что обуславливается применением различных поверхностно активных веществ или связующих добавок для достижения большей плотности прессуемого материала без его разрушения. Это особенно актуально для материалов, используемых в оптическом приборостроении, где наличие примесей оказывает негативное влияние на комплекс оптико-люминесцентных характеристик. Решить данную проблему возможно при помощи методов горячего прессования или электроимпульсного плазменного спекания для консолидации Се:YAG-керамики, однако это ведет к большим экономическим затратам [3]. В связи с этим, актуальным является использование методов, не требующих больших затрат и позволяющих получить керамику с равномерной плотностью и минимальной остаточной пористостью, к таким методам относятся ультразвуковое и одноосное прессование с последующим спеканием.

Целью настоящей работы является изучение влияния температуры спекания на плотность Се:YAG керамики изготовленной методами холодного статического и ультразвукового прессования с последующим спеканием на воздухе.

Материалы и методы исследования. Исходный порошок представляет собой гомогенную смесь микродисперсных порошков Al_2O_3 , Y_2O_3 и SeO_2 в необходимых пропорциях. Изготовлен в Чунцинском университете искусств и науки (Чунцин, Китай) методом твердофазного синтеза.

Формование порошковых компактов осуществляли методом холодного статического прессования с использованием ультразвукового воздействия и без него в стальных пресс-формах на автоматическом прессе ИП-500 АВТО («ЗИПО», Россия).

Спекание полученных компактов проводили в высокотемпературной печи LHT 02/18 (Nabertherm, Германия) в воздушной атмосфере при температурах 1550 – 1700 °С с выдержкой на заданной температуре спекания - 8 часов. Скорость изменения температуры в ходе нагрева и остывания составляла 200°С/час.

В результате были получены керамические образцы цилиндрической формы, высотой 1,5 – 1,7 мм, диаметром 8,5 – 9 мм.

Механическая обработка поверхности образца проводилась при помощи шлифовально-полировальной системы EcoMet 300 Pro (Buehler, Германия) с применением алмазных суспензий Полилаб PRO (Кемика, Россия). Плотность определяли путем измерения массы и линейных размеров.

Результаты и их обсуждение. На рисунке 1а представлены зависимости плотности керамических образцов от температуры спекания. Наибольшая плотность – 98,3 ±1% и 99,7

$\pm 1\%$ - наблюдается у образцов, полученных при температуре 1650°C методами холодного статического и ультразвукового прессования соответственно. Увеличение температуры спекания с 1550°C до 1650°C приводит к п. относительной плотности образцов на $11,4 \pm 1\%$. Дальнейшее увеличение температуры спекания с 1650°C до 1700°C приводит к уменьшению относительной плотности на $2,8 \pm 1\%$.

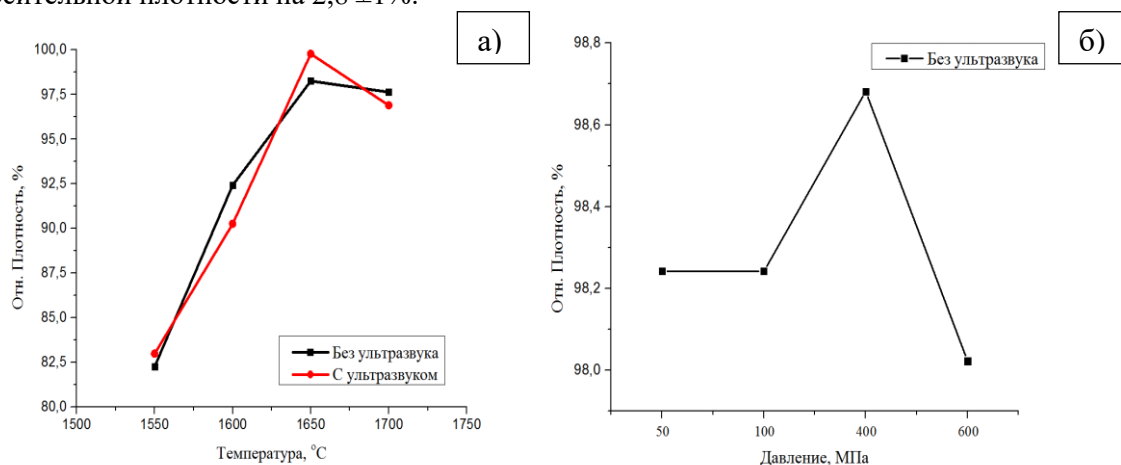


Рисунок 1 - Зависимость плотности Се:YAG-керамики после спекания от температуры спекания; (б) - Зависимость плотности Се:YAG-керамики после спекания от давления прессование

На рисунке 1б представлена зависимость плотности керамических образцов от давления прессования. В диапазоне давлений от 50 до 600 МПа наблюдается изменение плотности от $98,24 \pm 1\%$ до $98,02 \pm 1\%$. Наибольшее значение плотности – $98,7 \pm 1\%$ наблюдается у образцов, полученных при давлении 400 МПа. По видимому при давлениях больше 400 МПа, в керамике образуются микродефекты, приводящие к понижению плотности.

Заключение. Керамика на основе иттрий-алюминиевого граната, активированного ионами церия $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (Се:YAG), была получена методом одноосного статического прессования при комнатной температуре под мощным ультразвуковым воздействием (УЗВ) с последующим свободным спеканием, а так же без воздействия ультразвука с последующим спеканием. В результате проведенных экспериментов установлены, оптимальные значения температуры – 1650°C и давления – 400 МПа, позволяющие получить керамику высокой плотности ($98,3 \pm 1\%$). Применение ультразвукового воздействия в процессе прессования позволяет повысить плотность керамики на 1,4%.

Работа выполнена на базе НОИЦ Наноматериалы и нанотехнологии ТПУ при поддержке госзадания «Наука» № 11.7700.2017/БЧ частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 18-43-703014 р_мол_а.

Список литературы

1. Лукин Е. С. Современная высокоплотная оксидная керамика с регулируемой микроструктурой. Часть VI. Получение оптически прозрачных оксидных материалов // Огнеупоры и техническая керамика. - 1997. -№ 9. -С. 13-18.
2. Давыдова О.В., Павленок А.В., Добродей А.О. и др. Получение и спектрально-люминесцентные характеристики композиционных материалов на основе YAG:Ce для светодиодных преобразователей // Вестник ГГТУ Им. П. О. Сухого. – 2016. – №3. – С. 24-31
3. Пайгин В.Д., Двилис Э.С., Толкачёв О.С. Влияние давления прессования на плотность светопропускающей керамики на основе кубического ZrO_2 // Сборник трудов Международной конференции с элементами научной школы для молодежи – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2017. –С. 215–217.

ОПТИМИЗАЦИЯ ОПТИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Н.Е. РОССОМАХИНА, Н.А. АГАПОВ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: rossomahina96@mail.ru

Проблемы оптимизации, то есть поиска наилучшего решения (от лат. optimum – наилучшее), естественным образом возникают при рассмотрении самых разнообразных задач. В общем случае не существует точных аналитических методов решения поставленной задачи оптимизации, поэтому поиск минимума оценочной функции всегда строится как итерационный процесс последовательных приближений к минимуму, то есть конечная точка должна быть лучше (ниже) начальной. Также важно, чтобы при оптимизации *оптической системы* (ОС) сохранялись некоторые ее параметры, например, оптическая сила на заданной длине волны.

В данной работе предлагается алгоритм, позволяющий проводить оптимизацию при неизменном значении оптической силы системы и (при необходимости) одного из ее компонентов (по выбору). Этот алгоритм особенно полезен, например, при оптимизации параметров ахроматического объектива, в котором оптические силы компонентов должны иметь определенную, не изменяемую при оптимизации оптическую силу. Оценочной функцией является радиус точечной диаграммы $r_{Т.д.}$ (радиус геометрического кружка рассеяния). В качестве корректируемого параметра используется радиус i -ой поверхности r_i . Для того чтобы оптическая сила системы не изменялась, подгоняется радиус j -ой поверхности r_j . Для расчета r_j при изменении r_i используются свойства скобок Гаусса. Выбор корректируемого радиуса r_i и подгоночного r_j – процесс эвристический. Как известно [1], начальные и конечные данные луча связаны преобразованием вида:

$$\begin{pmatrix} \vec{A}' \\ \vec{S}' \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \alpha & \beta \\ \gamma & \delta \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \vec{A} \\ \vec{S} \end{pmatrix},$$

где \vec{A} , \vec{S} – начальные данные луча, \vec{A}' , \vec{S}' – конечные данные луча,

$$\gamma = -\Phi = [\gamma_k, \beta_{k-1}, \gamma_{k-1}, \dots, \beta_1, \gamma_1], \quad (1)$$

$$\gamma_i = -\Phi_i = -\frac{\varepsilon_{i+1} \cdot n_{i+1} - \varepsilon_i \cdot n_i}{r_i}, \quad (2)$$

$$\beta_i = \frac{\varepsilon_{i+1} \cdot d_i}{n_i},$$

Φ – оптическая сила системы, Φ_i – оптическая сила i -ой поверхности, k – количество поверхностей в системе, ε_i – знак направления хода луча перед i -ой поверхностью, n_i – показатель преломления среды перед i -ой поверхностью, d_i – расстояние между вершинами i -ой и $i+1$ -ой поверхностей. Для упрощения дальнейших математических выкладок введем некоторые обозначения:

$$a_{2-i-1} = \gamma_i, \quad i = 1, 2, 3, \dots, k, \quad (3)$$

$$a_{2-i} = \beta_i, \quad i = 1, 2, 3, \dots, k-1. \quad (4)$$

С учетом (3) и (4) выражение (1) примет вид:

$$\gamma = [a_n, a_{n-1}, a_{n-2}, \dots, a_2, a_1] = [a_n a_1].$$

Гауссовы скобки обладают удивительными свойствами [1]. Приведем некоторые из них, те, которые будут для нас полезны.

а) Гауссова скобка симметрична, то есть $\gamma = [a_n a_1] = [a_1 a_n]$.

б) Гауссова скобка является линейной функцией любого из своих элементов:

$$[a_1 a_n] = [a_1 a_{\chi-1}] \cdot [a_{\chi+1} a_n] \cdot a_{\chi} + [a_1, a_{\chi-1} + a_{\chi+1}, a_n], \quad n > 1. \quad (5)$$

Именно свойство (5) позволяет рассчитать значение r_j при изменении r_i и неизменной оптической силы ОС. Из (5) находим a_{χ} ($\chi = 2 \cdot j - 1$), а из (2) – соответствующее значение r_j . На основе разработанного алгоритма была написана программа «Оптика» в среде *Mathcad 15*. В программе предусмотрена возможность оптимизировать $r_{Т.д.}$ не всей точечной диаграммы, а ее части с заданным количеством энергии.

Рассмотрим пример. Пусть необходимо рассчитать несклеенный ахроматический объектив для видимого диапазона с параметрами: $f' = 300$, $\forall = 1:3$, комбинация стекол К8–ТФ3. Пользуясь известными формулами [2], находим конструктивные параметры (таблица 1) и гауссовы характеристики (таблица 2) объектива:

Таблица 1

$r_1 = 182,244$	$d_1 = 18,2$
$r_2 = -151,163$	$d_2 = 1,2$
$r_3 = -146,769$	$d_3 = 10$
$r_4 = -361,549$	$d_4 = 285,08$

Таблица 2

f'	300
$s'_{F'}$	285,08
s_F	-295,64

Проведем оптимизацию объектива в программе «Оптика», используя в качестве корректируемого параметра радиус r_1 , а в качестве подгоночного параметра радиус r_2 . Результаты оптимизации: $r_1 = 184,541$, $r_2 = -149,582$. Ниже приведены точечные диаграммы (ТД) в плоскости наилучшей установки (ПНУ) до оптимизации (рис. 1) и после оптимизации (рис. 2), а также результаты расчета хроматической aberrации положения. Оптимизация радиусов второй линзы улучшения практически не дает.

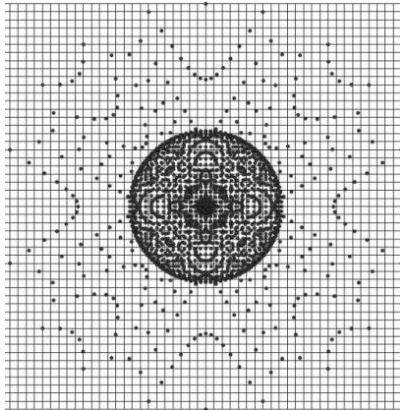


Рисунок 1 – ТД в ПНУ до оптимизации
Радиус ядра: 0,056 мм
Радиус ТД в ПНУ: 0,1 мм

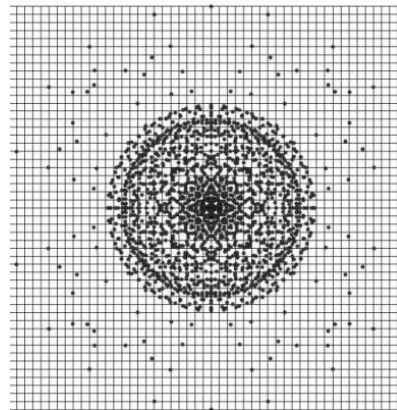


Рисунок 2 – ТД в ПНУ после оптимизации
Радиус ядра: 0,015 мм
Радиус ТД в ПНУ: 0,03 мм

Хроматическая aberrация положения $\delta s'_{xp.} = 0,0918$ до оптимизации и $\delta s'_{xp.} = 0,0875$ после оптимизации, то есть, практически не изменилась.

Список литературы.

1. Гецбергер М. Современная геометрическая оптика. – М.: Издательство иностранной литературы, 1962. – 490 с.
2. Апенко М.И., Запрягаева Л.А., Свешникова И.С. Задачник по прикладной оптике – М.: Издательство «Недра», 1987. – 310 с.

ПОРОГОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БЕЗРЕЗОНАТОРНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ГЕНЕРАЦИИ В РАСТВОРАХ КРАСИТЕЛЯ С НАНОЧАСТИЦАМИ ОКСИДА ЦИНКА

А.А. ЗЕМЛЯНОВ, А.В. ТРИФОНОВ¹, Р.В. РЯМБОВ

Томский государственный университет

E-mail: ryambovroman@mail.ru

Развитие лазерных излучателей в последние годы связано с их значительной миниатюризацией и созданием высокоэффективных активных сред. Одним из таких лазеров принято считать стохастический лазер, известный в зарубежной литературе как random-laser [1]. Активная среда данного лазера представляет собой композит из лазерно-активных молекул наночастиц различных материалов.

В настоящее время принято считать, что безрезонаторная лазерная генерация в рассеивающей усиливающей среде реализуется либо за счет увеличения времени взаимодействия фотонов вторичного излучения с молекулами активного вещества, либо за счет эффекта плазмонного резонанса. Однако из проделанных нами ранее экспериментов в работе [2] было показано, что использование плазмонно-резонансных наночастиц не приводит к существенному понижению порогов генерации.

В данном сообщении продемонстрировано сравнение порогов генерации в растворах Родамина 6Ж с наночастицами золота, обладающих плазмонным резонансом на длине волны накачки ($\lambda=532$ нм), и наночастиц оксида цинка, не обладающих данным эффектом.

Эксперимент проводился на установке, представленной на рисунке 1.

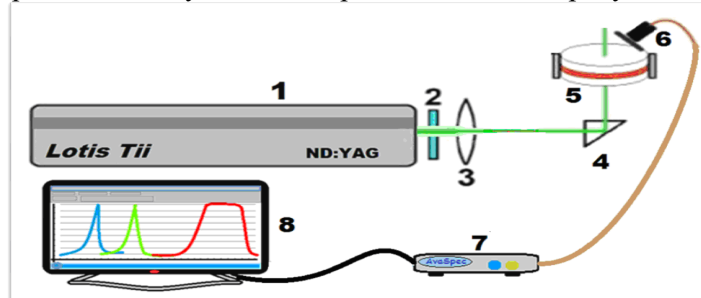


Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки. 1 – лазер, 2 – фильтр СЗС-25, 3 – фокусирующая линза, 4 – призма полного внутреннего отражения, 5 – кювета, 6 – входное окно приемной системы, 7 – спектрометр, 8 – ПК

Во время экспериментов исследуемый раствор толщиной 1 мм помещался в кювету, на которую падало излучение лазера на алюмо-итриевом гранате с длительностью импульса 6 нс и длиной волны 532 нм. Спектры снимались с помощью спектрометра Avaspec. Типичные спектры спонтанной люминесценции и стохастической генерации представлены на рисунке 2.

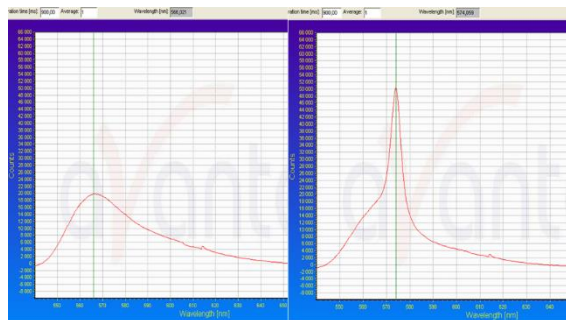


Рисунок 2 – Типичные спектры спонтанной люминесценции (слева) и стохастической генерации (справа)

По спектрам были построены зависимости полуширины спектра и интенсивности свечения от энергии накачки лазера. Зависимости представлены на рисунке 3.

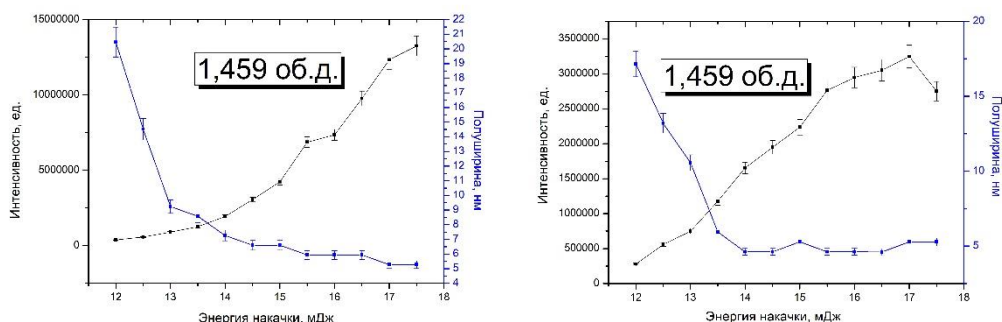


Рисунок 3 – Зависимость полуширины спектра и интенсивности свечения от энергии накачки для растворов с наночастицами золота (слева) и оксида цинка (справа) с концентрацией наночастиц в растворе – 1,459% объёмных долей

Используя спектры свечения и зависимости, представленные на рисунке 3, были определены пороги генерации в растворах с наночастицами золота и оксида цинка при различных концентрациях наночастиц. Зависимости пороговых значений от концентраций наночастиц представлены на рисунке 4.

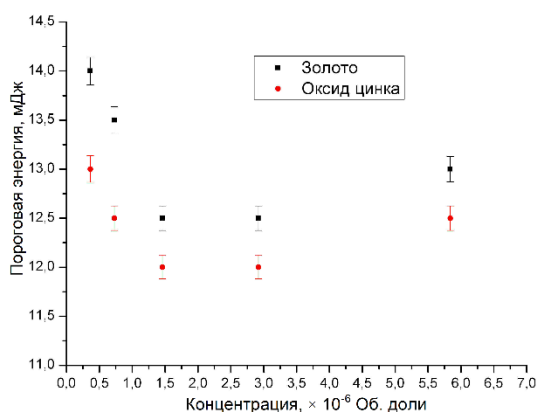


Рисунок 4 – Зависимость пороговой энергии от концентрации наночастиц

Как видно из зависимостей, растворы с наночастицами оксида цинка при всех используемых концентрациях обладают меньшими значениями порогов генерации в сравнении с растворами с наночастицами золота. Полученные результаты в очередной раз подтверждают, что эффект плазмонного резонанса не способствует понижению порогов стохастической генерации.

Список литературы

1. Cao H. Lasing in random laser Waves Random Media // Topical Review – 2003. – V.13 – P. 1-39.
2. Donchenko V.A., Zemlyanov A.I.A., Panamarev N.S. et.al. Influence of concentration and heating of gold, platinum and silver nanoparticles on the thresholds of non-resonant generation in heterogeneous planar active media // Proc. Of SPIE – 2018. – V. 10833 – P. 108332C-1 - 108332C-4.

**СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ YAG:CE КЕРАМИКИ ПОЛУЧЕННОЙ
МЕТОДОМ ОДНООСНОГО ПРЕСОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ**

А.М. СЫДЫГАЛИЕВА, О.А. АВЕРКОВА, С.А. СТЕПАНОВ

Томский политехнический университет

E-mail: ams30@tpu.ru

Современные коммерческие белые светодиоды состоят из синего кристалла и жёлтого люминофора покрытого оптически прозрачной кремнийорганической пластмассой, полимерной или эпоксидной смолой. В процессе эксплуатации таких светодиодов под воздействием температуры происходит деградация покрытия, приводящая со временем к поглощению части излучаемой светодиодом энергии, уменьшению световой отдачи и изменению цветовых координат. В связи с этим, одним из последних направлений в области технологии преобразования излучения при изготовлении белых светодиодов является использование люминесцирующей керамики. Используя в качестве преобразователя излучения люминесцентную керамику можно достаточно точно ранжировать светодиоды по цветовой температуре. Это возможно благодаря гораздо более точному дозированию количества люминофора. Другое преимущество керамических материалов заключается в том, что это позволит получать светодиоды с высокой однородностью цвета и повышенной временной стабильностью.

На основе люминофоров синтезированных методом высокотемпературного твердофазного синтеза [1] в восстановительной атмосфере была изготовлена светопропускающая керамика. Все реагенты были химически чистыми Al_2O_3 (99,99%), Y_2O_3 (99,99%), CeO_2 (99,99%). Формование порошка осуществляли методом холодного статического одноосного прессования в стальных пресс-формах на автоматическом прессе ИП-500 АВТО (ЗИПО, Россия). При прессовании часть образцов подвергалась ультразвуковому воздействию (УЗ). После чего полученные таблетки поместили в муфельную печь и подвергали атмосферному отжигу при температурах от 1550 до 1700 С. В результате был получен керамический образец цилиндрической формы, высотой 1,1 мм, диаметром 9 мм, пропускающий свет. Механическая обработка поверхности образца проводилась при помощи шлифовально-полировальной системы EcoMet 300 Pro (Buehler, Германия) с применением алмазных суспензий MetaDi (Buehler, Германия). Регистрация интегральных спектров свечения осуществлялась оптоволоконным спектрометром AvaSpec-3648 (спектральный диапазон 200-1100 нм). Для возбуждения люминесценции использовался светодиод ($\lambda_{возб} = 447$ нм) и азотный лазер. Время интегрирования составляло 1 секунду.

При возбуждении фотолюминесценции излучением азотного лазера наблюдается характерная полоса свечения с максимумом в районе 540 нм, при этом разница в спектрах свечения керамик с ультразвуковым и без ультразвукового воздействия проявляется в появлении дополнительного свечения в области 400 нм (рис.1, а. 1). Свечение в области 540 нм обусловлено внутризонными переходами ионов церия (Ce^{3+}). Группа полос свечения с области 400 нм обусловлена, по всей видимости, собственным свечением матрицы [2]. С увеличением температуры атмосферного отжига (рис.1, а. 2-4) наблюдается плавное уменьшение вклада полосы в районе 400 нм до полного ее исчезновения. При диодном возбуждении, в отличие от возбуждения азотным лазером, наблюдается 2 группы полос свечения около 440 и 540 нм (рис.1, б.1), обусловленных внутризонными переходами ионов Ce^{3+} [1]. Разницы для образцов с УЗ и без не наблюдается. С увеличением температуры атмосферного отжига (рис.1, б. 2-4) наблюдается плавное уменьшение относительного вклада полос свечения в районе 440 нм.

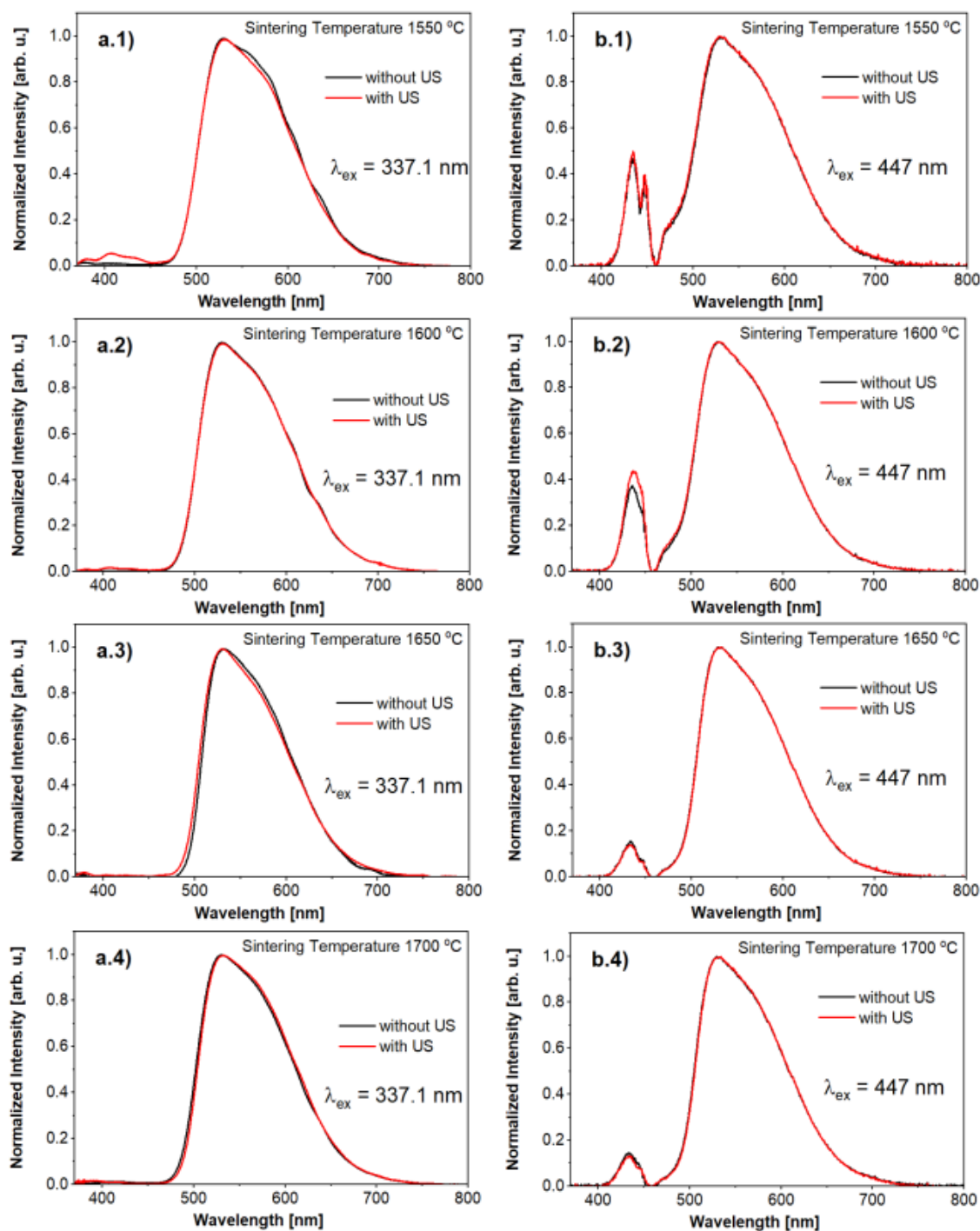


Рис. 1. Спектры фотолюминесценции для керамик, синтезированных с УЗ и без, подвергнутых атмосферному отжигу при разных температурах при возбуждении излучением азотного лазера (а) и светодиода (б).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 18-43-703014 р_мол_а.

Список литературы

1. Valiev D., Han T., Vaganov V., Stepanov S. // J. Phys. Chem. Solid. – 2018. – V.116. – P.1 – 6.
2. Y. Zorenko, T. Zorenko, V.V. Gorbenko, et al. // Opt. Mater. – 2012. – V. 34. – P.1314–1319.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ДЛИН ВОЛН СВЕТА НА ПРИРОСТ МИКРОВОДОРОСЛИ *CHLORELLA VULGARIS*

О.А. ТРОФИМЧУК, С.А. РОМАНЕНКО

Томский политехнический университет

E-mail: oat1@tpu.ru

В последнее время микроводоросли стали многообещающим альтернативным сырьем, которое представляет собой огромное биоразнообразие с множеством преимуществ, превышающих потенциал обычного сельскохозяйственного сырья. Как и любой другой фитопланктон, микроводоросли имеют питательную ценность [1]. В настоящее время эти микроскопические организмы, такие как *Chlorella vulgaris* и *Spirulina platensis*, потребляются людьми в качестве пищевой добавки [2], а также используются в других целях, таких как фармацевтические препараты, корм для животных, аквакультура и косметика.

Микроводоросли фотосинтезируют, то есть они ассимилируют неорганический углерод для превращения в органическое вещество. Свет является источником энергии, которая стимулирует эту реакцию, поэтому при культивации микроводорослей необходимо учитывать интенсивность и спектральное качество освещения. Как правило, микроводоросли используют свет с длиной волны от 400 до 700 нм для фотосинтеза. Длины волн, поглощаемые микроводорослями, различаются в зависимости от вида. Например, зеленые микроводоросли поглощают световую энергию для фотосинтеза с помощью хлорофиллов в качестве основного поглощающего пигмента энергии света в диапазоне 450-475 нм и 630-675 нм и каротиноидов в качестве вспомогательного пигмента, поглощающего световую энергию 400-550 нм [3]. В нескольких исследованиях сообщалось о росте микроводорослей при различных длинах волн света. Красный (600-700 нм) и синий свет (400-500 нм) стимулируют рост клеток микроводорослей, а на темпах роста и содержании липидов в микроводорослях влияет интенсивность света [3, 4, 5].

В некоторых исследованиях [3] доказано, что длины волн света оказывают заметное влияние на темпы роста водорослей. Красный и зеленый свет не проявили положительной тенденции в темпах роста, в то время как белый и синий свет дали максимальный прирост биомассы микроводоросли.

Длины волн падающего света должны соответствовать полосам поглощения пигментов, которая соответствует низшему возбужденному состоянию. В случае хлорофилла полосы поглощения присутствуют как в синих, так и в красных спектральных областях [6]. Поэтому рост *C. vulgaris* при теплом белом свете всегда будет выше по сравнению с красным и синим светом по отдельности. *C. vulgaris* - это штамм зеленых водорослей, которые состоят из хлорофиллового пигмента. Теплый белый свет (сочетание всех длин волн видимого света), обеспечивающий как красную, так и синюю длины волн, более уместен для роста *C. vulgaris*. Спектр красных эмиссий идеально согласуется с фотоном, необходимым для достижения первых возбужденных состояний «а» и «б» хлорофиллов, пигментов, присутствующих в комплексах световых сборных антенн (КССА) зеленых водорослей. Синий свет (фотоны которого содержат на 40% больше энергии, чем те, что составляют красный свет) также может поглощаться хлорофиллом. Синий свет на первый взгляд не очень хорошо подходит для фотосинтеза и по этой причине его можно считать излишним. Таким образом, хлорофилл в *C. vulgaris* может эффективно поглощать красный, но не синий диапазон длин волн. Но низкие интенсивности синего света могут играть существенную роль в регуляции роста клеток и метаболизма [6]. Однако как естественный белый свет, так и теплый белый свет состоят из видимых световых длин волн (в составе которых есть красные и синие диапазоны длин волн), они имеют разные относительные кривые потока фотонов.

Светящаяся интенсивность теплого белого света ниже, по сравнению с естественным белым светом на длине волны 435-480 нм. Поэтому теплый белый свет показал лучшие результаты, в отличие от естественного белого.

Число клеток сильно зависело от длины волны света, так как *C. vulgaris* произвела наивысшее и низкое число клеток под красным и синим светом, соответственно. Плотность клеток *C. vulgaris*, выращенных при красном свете, была в 1,5 раза выше, чем у синего света в определенный промежуток времени после инокуляции. Эти результаты согласуются с результатами, полученными по другим видам микроводорослей, в том, что красная длина волны оказалась оптимальной как для *Spirulina platensis*, так и для *Chlorella pyrenoidosa* [7]. На основе многочисленных исследований было доказано, что красный свет приводит к усилению пигментации хлорофилла в клетках микроводорослей.

Свет необходим для фотосинтеза микроводоросли. Однако чрезмерный или недостаточный падающий свет ограничивает оптимальную производительность с точки зрения выхода биомассы или метаболита. Фотосинтез и соответствующее производство биомассы действительно зависят от фотонного потока. Когда интенсивность света недостаточна, микроводоросли потребляют углеводы во время фотодыхания; хотя они вряд ли причинят смертельный ущерб. Чрезмерная интенсивность света влияет на перегрузку фотосистем, отбеливает пигменты и, наконец, приводит к фотоингибированию клеток. Ответы на вопросы об оптимальном спектре для эффективного прироста микроводорослей могли бы быть эволюционными, действующими для различных видов.

Список литературы

1. Safi C., Zebib B., Merah O., Pontalier P. Y., Garcia C. V. Morphology, composition, production, processing and applications of *Chlorella vulgaris*: A review // *Ren. and Sust. Energy Rev.* – 2014. – №35. – С. 265–278.
2. Fradique M., Batista A. P., Nunes M. C., Gouveia L., Bandarra N. M., Raymundo A. Incorporation of *Chlorella vulgaris* and *Spirulina maxima* biomass in pasta products. Part 1: preparation and evaluation // *J. Sci. Food Agric.* – 2010. – №90. – С. 1656–1664.
3. Blair M. F., Kokabian B., Gude V. G. Light and growth medium effect on *Chlorella vulgaris* biomass production // *J. of Envir. Chem. Engin.* – 2014. – №2. – С. 665-674.
4. Yan C., Zhang L., Luo X., Zheng Z., Effects of various LED light wavelengths and intensities on the performance of purifying synthetic domestic sewage by microalgae at different influent C/N ratios // *Ecol. Eng.* – 2013. – №51. – С. 24-32.
5. Khalili A., Najafpour G. D., Amini G., Samkhaniyani F. Influence of Nutrients and LED Light Intensities on Biomass Production of Microalgae *Chlorella vulgaris* // *Biotech. and Biopro. Eng.* – 2015. – №20. – С. 284-290.
6. Matthijs H. C., Balke H., Van Hes U. M., Kroon B., Mur L. R., Binot R. A. Application of light emitting diodes in bioreactors: Flashing light effects and energy economy in algal culture (*Chlorella pyrenoidosa*). *Biotechnol. Bioeng.* – 1996. – №50. – С. 98-107.
7. Wang C. Y., Fu C. C., Liu Y. C. Effects of using light emitting diodes on the cultivation of *Spirulina platensis*. *Biochem. Eng. J.* – 2007. – №37. – С. 21-25.

СОЗДАНИЕ ЦЕНТРОВ ОКРАСКИ В КРИСТАЛЛАХ ФЛЮОРИТА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОНАМИ

Е.Е. ТРУЩЕНКО, В.В. ШТЕЙНМАРК

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: tee11@tpu.ru

В качестве голографической среды широко используются кристаллы флюорита с центрами окраски. Распространенными способами создания этих центров являются аддитивное окрашивание и закаливание – стабилизация высокотемпературного разупорядочения кристалла CaF_2 [1]. Термическое разупорядочение анионной подрешетки сопровождается переходом в суперионное состояние. Аномалия удельной теплоемкости, насыщение ионной проводимости и резкое уменьшение упругих постоянных описываются как результат взаимодействия точечных дефектов и образования кластеров, время жизни которых уменьшается с ростом температуры [2]. Применение методики оптической спектроскопии с наносекундным разрешением [3] позволяет выявить особенности электронной структуры кластеров в предварительно нагретых кристаллах CaF_2 , что имеет большое значение для дальнейшего совершенствования технологии голографических сред.

Спектры поглощения кристалла CaF_2 , измеренные с разной задержкой относительно окончания импульса ускоренных электронов, показаны на рисунке 1. Разложение спектра 1 позволяет выделить полосы гауссовой формы на 3.2, 2.5, 4.0 и 4.6 эВ. Полоса на 3.2 эВ отнесена к поглощению F центров, комплементарными являются H центры (4.0 эВ). Согласно теоретическим данным люминесценция F центров в CaF_2 должна наблюдаться в ИК области спектра (~ 1.5 мкм), однако, не обнаружена до сих пор.

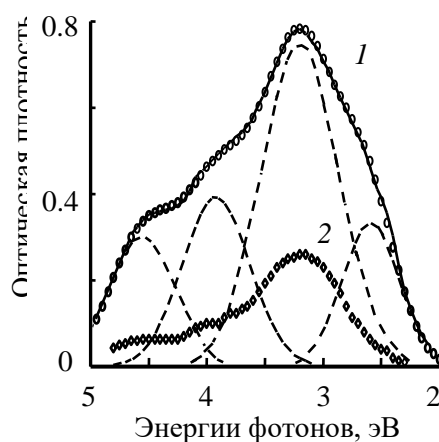


Рисунок 1 – Спектры поглощения кристалла CaF_2 , измеренные спустя 10 нс (1) и 10 мкс (2) после окончания импульса радиации при 500 К

Температурные зависимости эффективности создания (ЭС) F центров и неизвестных дефектов, поглощающих на 2.5 эВ, показаны на рисунке 2. ЭС всех центров окраски возрастает с ростом температуры облучения. Энергия активации процесса образования F центров окраски равна 0.4 эВ. Температурная зависимость ЭС неизвестных дефектов имеет вид кривой с максимумом при 500 К. Спектр люминесценции кристалла CaF_2 , измеренный при 500 К представляет собой широкую полосу с максимумом ~ 4 эВ. Наилучшая подгонка экспериментальных и расчетных данных получена в предположении, что релаксация наведенного поглощения и люминесценции происходит по реакции второго порядка.

Наличие инерционных стадий в затухании люминесценции свидетельствует о пострадиационном механизме образования АЭ при рекомбинации электронов F центров с дырочными центрами.

Окраска аддитивно окрашенных кристаллов CaF_2 возникает в результате суперпозиции полос F и F -агрегатных центров окраски. По спектральному положению полоса на 2.5 эВ близка к положению длинноволновой полосы поглощения F_2 центров.

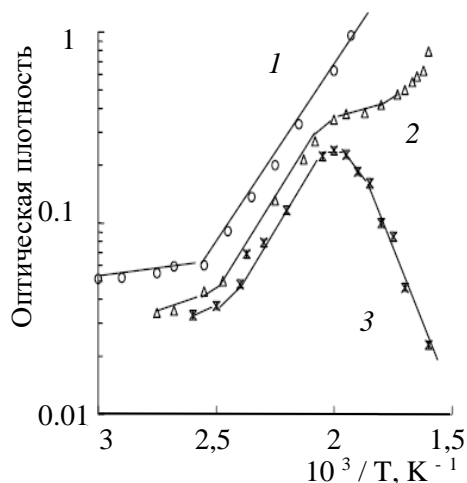


Рисунок 2 – Температурные зависимости ЭС F центров (1) и дефектов, поглощающих на 2.5 эВ (2).

Кривая 3 получена с учетом вклада F полосы

Концентрация F центров оценена по формуле Смакулы-Декстера, при 500 К она равна $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Это соответствует среднему интервалу между дефектами $\sim 40 \text{ \AA}$, т.е., расстоянию, на котором взаимодействие двух F центров с образованием F_2 центра вряд ли возможно. Также низка вероятность процесса образования F_2 центра при распаде на структурные дефекты двух экситонов в локальном месте кристаллической структуры.

Выше было отмечено, что нагрев кристаллов CaF_2 сопровождается разупорядочением анионной подрешетки. Вследствие взаимодействия между смещенными атомами образуется кластер типа $2|2|2$, состоящий из анионных вакансий, интерстициалов и дополнительно релаксированных, частично смещенных со своих узлов, анионов.

В рамках кластерной модели механизм радиационного повреждения кристалла CaF_2 можно представить следующим образом. Образующийся при ионизации интерстициала атом фтора образует ковалентную связь с решеточным анионом в виде молекулярного иона типа F_2^- . Электроны захватываются на анионных вакансиях с образованием F подобных центров окраски.

Увеличение ЭС центров окраски с ростом температуры (рисунок 2) обычно описывается в рамках термоактивированного процесса распада экситонов на структурные дефекты – как добавка к кинетической энергии подвижного компонента. В рамках кластерной модели – это энергия термического разупорядочения анионной подрешетки и образования кластеров.

Список литературы

1. Ryskin A.I., Angervaks A.E., Veniaminov A.V. Fluorite crystals with color centers: A medium for recording extremely stable but broadly transformable holograms. // Holographic Materials and Optical Systems. – 2017. – P. 405–433.
2. Hutchings M.T., Clausen K., Dickens M.H., Hayes W., Kjems J.K., Schnabel P.G., Smith C. Investigation of thermally induced anion disorder in fluorites using neutron scattering techniques. // J. Phys. C: Solid State Phys. – 1984. – №17. – P.3903–3940.
3. Алукер Э.Д., Гаврилов В.В. и др. Быстропротекающие радиационно-стимулированные процессы в щелочно-галоидных кристаллах. Рига: Зинатне. – 1987. – 183 с.

ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ИАГ:СЕ ЛЮМИНОФОРОВ ПРИ ВОЗБУЖДЕНИИ ИЗЛУЧЕНИЯМИ ЭКСИМЕРНЫХ ЛАЗЕРОВ

ЦЗЮЙ ЯНЯН¹, В.М. ЛИСИЦЫН¹, В.А. ВАГАНОВ¹, Ю.Н. ПАНЧЕНКО²

¹ Томский политехнический университет

² Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН

E-mail: VAV13@mail.tpu.ru

В настоящей работе представлены результаты исследования спектров люминесценции промышленных ИАГ:Се люминофоров, синтезированных методом твердофазного синтеза СДЛ 3500, СДЛ 4000 (НПО «Платан», РФ) и YAG-01, YAG-02 (GrandLux, КНР) при возбуждении оптическими излучениями эксимерных лазеров на 193 и 248 нм. Возбуждение излучением на 193 нм приводит к созданию электронно-дырочных пар в матрице микрокристаллов люминофора. Воздействие излучения на 248 нм к созданию электронных возбуждений не приводит. Следует ожидать разницу в процессах передачи энергии центрам свечения при возбуждении потоками на 193 и 248 нм.

Возбуждение осуществлялось лазерами: ArF (193,3 нм) с длительностью импульса 14 нс, энергией 40 мДж, частотой до $f=10$ гц и KrF (248 нм) с длительностью импульса 16 нс, энергией 60 мДж, частотой до $f=10$ гц. Для регистрации спектров излучения использовался спектрометр HR-4000 (Ocean Optics Inc.). Измерения динамики изменения спектров люминесценции в наносекундном временном диапазоне были выполнены с использованием скоростной камеры – ICCD iStar DH-712, способной измерять спектры люминесценции в спектральной области 300 – 800 нм, с временным разрешением < 2 нс.

Установлено, что при возбуждении излучениями на 193 и 248 нм во всех образцах наблюдается люминесценция в области ~ 553 нм в СДЛ 3500 и YAG-01 и на ~ 542 нм в СДЛ 4000, YAG-02. Кроме того во всех люминофорах генерируется люминесценция в УФ области спектра с максимумами на ~ 320 нм и ~ 360 нм.

Обнаружено существенное различие в спектрах люминесценции люминофоров СДЛ 3500 и YAG-01 и СДЛ 4000, YAG-02 в УФ области при возбуждении излучениями разных лазеров. В люминофорах СДЛ 3500 и YAG-01 в УФ спектрах при возбуждении лазерным излучением на 193 нм наблюдается интенсивная узкая полоса на 312 нм. Но этой полосы нет в люминофорах СДЛ 4000, YAG-02. Нет этой полосы и во всех люминофорах при возбуждении лазерным излучением на 248 нм.

Причиной этого различия может быть только разница в передаче энергии возбуждения центрам свечения. Энергия возбуждения с $\lambda=193$ нм передается полностью матрице на создание электронно-дырочных пар. Энергия возбуждения с $\lambda=248$ нм такие пары не создает. Что же обеспечивает поглощение этой энергии? Как эта энергия оказывается на тех же центрах свечения, что и при возбуждении матрицы?

Предполагается [1], что люминесценция при возбуждения 4,0 – 6,2 эВ, возникает в результате создания электронно-дырочных пар в нанодфектах, которые формируются в процессе синтеза и представляют собою дополнительную структурную фазу что приводит к появлению люминесценции в УФ области спектра в диапазоне 290–400.

Список литературы

1. Victor Lisitsyn, Ludmila Lisitsyna, Aida Tulegenova, Yangyang Ju, Elena Polisadova, Evgeniy Lipatov, Vitaliy Vaganov. Nanodefected in YAG:Ce-Based Phosphor Microcrystals. Crystals 2019, 9, 476; doi:10.3390/cryst9090476

РАМАНОВСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ САЛАТА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ОСВЕЩЕНИЯ

А.И. ЧЕРЕПНЕВ, Е.С. ШЕРЕМЕТ, Р.Д. РОДРИГЕС, С.Б. ТУРАНОВ

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: cherepnev.aleksandr@gmail.com

Данная работа посвящена исследованию применения рамановской спектроскопии для отслеживания количества пигментов во время роста растений. Измерения проводились на образцах салата, выращенного под воздействием статического и динамического освещения.

Параметры освещения (качество света, интенсивность света и фотопериод) являются важнейшими переменными среды при регулировании роста, развития и накопления фитохимических веществ, особенно для овощей, выращиваемых в контролируемых условиях. С развитием технологии светодиодов (LED) стало возможным регулирование условий освещения для обеспечения идеального качества света, интенсивности и фотопериода для тепличных объектов [1].

- ❖ Статическое освещение – постоянное освещение, не изменяющееся по времени.
- ❖ Динамическое освещение – освещение, параметры которого меняются в процессе роста/вегетации растения.

Исследования, проведенные с растениями салата показали, что по параметрам морфогенеза: общая масса надземной части (листьев и стебля), корней, высота растений и площадь листьев растений, выращенных при динамическом режиме освещения были значительно выше (ФТ1), чем при стационарном (ФТ2) [2] (рис.1)



Рисунок 1 – Салат, выращенный под динамическим освещением (слева) и статическим (справа)

Нормализованные спектры от всех листьев салата, выращенных при различных условиях освещения, представлены на рисунке 2 в относительной шкале.

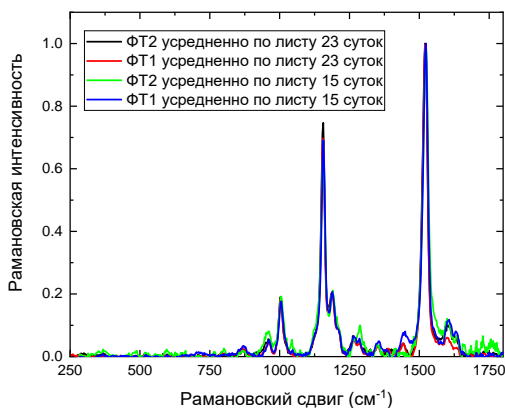


Рисунок 2 – Спектры ФТ1 и ФТ2 в возрасте 16 и 23 суток

Как видно из рисунка 2, все спектры примерно одинаковы, различия наблюдаются в диапазоне 1620-1640 см^{-1} , 1220-1255 см^{-1} . Можем заметить, что положение характерных пиков сохранилось. Самые высокие и интенсивные пики являются пиками каротиноидов: 1523 см^{-1} , 1156 см^{-1} и 1005 см^{-1} [3]. Менее интенсивные характерные пики хлорофиллов а и б. Хлорофилл(б): 1190 см^{-1} , 1607 см^{-1} , 1267 см^{-1} , 1633 см^{-1} . Хлорофилл(а): 1285 см^{-1} , 1619 см^{-1} , 1285 см^{-1} , 1630 см^{-1} [4].

Рассчитали отношение характерного пика каротиноидов (1523 см^{-1}) к пику хлорофилла (1630 см^{-1}) и сравнили с результатами биохимического анализа. Полученные результаты внесли в таблицу 2.

Таблица 2 – результаты рамановской спектроскопии.

Вариант	Отношение интенсивности пика каротиноидов/пик хлорофилла	
	16 суток	23 суток
ФТ1	12.40356	14.4446
ФТ2	14.0765	15.26507

По результатам работы видно, что изменения в относительной концентрации каротиноидов и хлорофилла при различном возрасте и различных режимах освещения незначительны. Вероятно, что изучение большего количества растений позволит уменьшить неопределенность эксперимента и идентифицировать такие различия.

Список литературы

1. Effects of light quality on the accumulation of phytochemicals in vegetables produced in controlled environments: a review; Zhong Hua Bian, Qi Chang Yang and Wen Ke Liu - J Sci Food Agric 2015; 95: 869–877.
2. Влияние спектрального состава света на морфогенез проростков орхидных в культуре *in vitro* [Электронный ресурс] / Л. В. Хоцкова [и др.] // Высокие технологии в современной науке и технике (ВТСТ-2018) : сборник научных трудов VII Международной научно-технической конференции молодых ученых, аспирантов и студентов, г. Томск, 26–30 ноября 2018 г. / Национальный исследовательский Томский политехнический университет (ТПУ) ; под ред. А. Н. Яковлева. — Томск: Изд-во ТПУ, 2018. — [С. 144-145]. — Заглавие с титульного экрана. — Свободный доступ из сети Интернет.
3. Potential and limits of Raman spectroscopy for carotenoid detection in microorganisms: implications for astrobiology / Jan Jehlicka, Howell G. M. Edwards, Katerina Osterrothová, Julie Novotná, Linda Nedbalová, Jirí Kopecký, Ivan Nemeč and Aharon Oren. - Phil. Trans. R. Soc. A 2014; 372.
4. Raman spectroscopy of chlorophyll d from *Acaryochloris marina* / Zheng-Li Caia, Heping Zenga, Min Chenb, Anthony W.D. Larkumb. - Biochimica et Biophysica Acta 1556 (2002) 89 – 91.

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА YSZ КЕРАМИКИ С ЕВРОПИЕМ

А.М. ШРАЙБЕР

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: shrayberam@tpu.ru

Прозрачные поликристаллические керамики все чаще используются в оптических приложениях. Обусловлено это в первую очередь возможностью создания керамических материалов различной формы по сравнению с традиционными монокристаллами. Кроме того, поликристаллические керамики имеют более равномерное распределение легирующей примеси, чем монокристаллы. Однако существенный недостаток керамики для оптических применений обусловлен снижением оптического качества вызванный наличием пор и других дефектов. Тем не менее, постоянное совершенствование технологии синтеза данного вида материала, приводят к высокому качеству оптической керамики. В отличие от структурных дефектов, точечные дефекты могут поглощать свет, снижая светопропускание. Примеси почти всегда существуют в керамике, и некоторые из них могут служить центрами поглощения света. Точечные дефекты керамики, изготовленной SPS методом, являются кислородные вакансии. Большинство экспериментов, проводимых с помощью SPS методики, применяются графитовые пресс-формы. Недостаток использования графитовых пресс-форм для оптической керамики заключается в том, что обработанная керамика часто имеет темные включения и, следовательно, прозрачность образцов снижается.

В научных публикациях имеется много работ [1-5], посвященных исследованиям люминесценции порошков ZrO_2 . Обобщая литературные данные, можно выделить положения полос люминесценции в трех спектральных областях. Одна область с максимумом ниже 2 эВ, вторая область находится между 2,0 и 3,5 эВ, а третья - выше 4,0 эВ. Данные о собственных дефектах ZrO_2 или других центрах типов с люминесценцией при <2,0 эВ в литературе не встречаются. Поэтому полосы люминесценции с пиковым положением <2,0 эВ считаются обусловленными допантами (в основном элементами редкоземельных элементов (РЗЭ), например, Sm^{3+} , Nd^{3+} , Pr^{3+}). Некоторое добавление допантов существенно не изменяет интенсивность люминесценции собственных дефектов, но допанты с зарядовым состоянием ниже зарядового состояния Zr^{4+} в основном служат в качестве фазового стабилизатора, в результате чего распределение дефектных состояний различно при этом значительно изменяется спектр и интенсивность люминесценции. Из данных допированной люминесценции кристалла ZrO_2 можно сделать вывод, что свойства люминесценции допантов аналогичны свойствам, наблюдаемым в других материалах. Примечательно, что во многих работах показано, что ZrO_2 является хорошим материалом для допирования и последующего практического использования. Ионы РЗЭ встраиваются в кристалл ZrO_2 с зарядовым состоянием +3. Несмотря на тот факт, что работ посвященных порошкам на основе диоксида циркония достаточное количество, работ посвященных свойствам керамик изготовленных из данных порошков единицы. В связи с этим целью данной работы было изучение оптических и катодолюминесцентных свойств керамики изготовленной методом SPS на основе иттрий стабилизированного диоксида циркония активированного европием.

Для изготовления образцов светопропускающей керамики был использован коммерческий гранулированный нанопорошок иттрий стабилизированного диоксида циркония марки TZ-10YS (TOSOH, Япония). Доля стабилизатора Y_2O_3 составляла 10 мол.%. Изготовление керамики осуществлялось на установке SPS-515S (Syntex Inc., Япония). В качестве допанта был использован оксида европия Eu_2O_3 (Неваторг, Россия). В результате спекания были получены керамические образцы цилиндрической формы, высотой 1 мм, диаметром 9 мм. Образцы были подвергнуты атмосферному отжигу при температурах 700-1300 °С. Исследование оптических свойств образцов в ультрафиолетовой, видимой и ближней инфракрасной области проводилось с использованием двулучевого сканирующего спектрофотометра СФ-256УВИ (190-1100 нм). Люминесцентные свойства исследовались с

использованием методики время-разрешенной спектроскопии. В качестве источника возбуждения использовался сильноточный ускоритель электронов ГИН-400. Регистрация кинетики затухания свечения осуществлялась ФЭУ-97 и цифровым осциллографом Tektronix DPO3034 с использованием монохроматора МДР-23. Спектры излучения исследуемых образцов корректировались на спектральную чувствительность оптического тракта. Регистрация интегральных спектров свечения люминесценции осуществлялась оптоволоконным спектрометром AvaSpec-2048.

Оптические свойства керамических образцов до атмосферного отжига представлены на рисунке 1. Как видно из представленных результатов до атмосферного отжига наблюдается большая разница в спектрах поглощения керамических образцов. Также не наблюдается очевидной корреляции поглощения с концентрацией допантов в образцах.

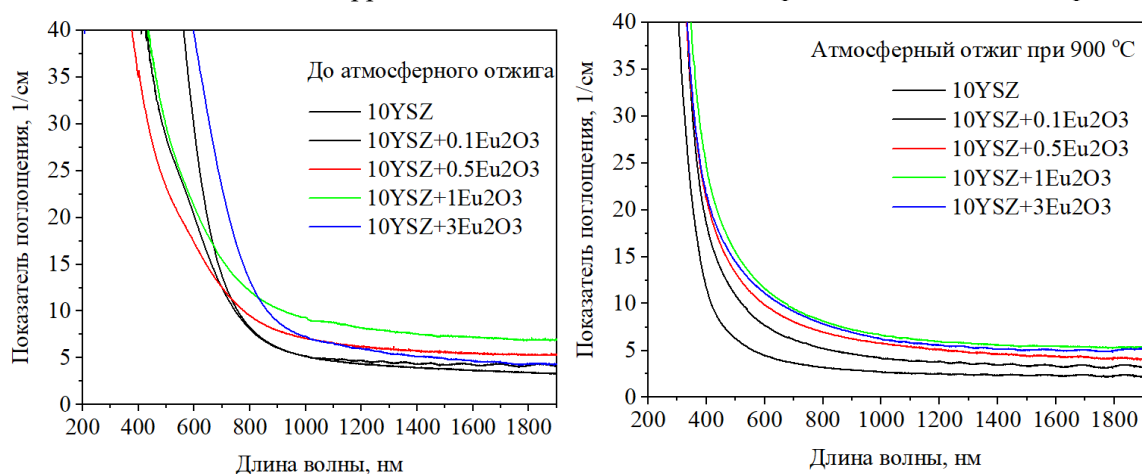


Рисунок 1 – Спектры поглощения образцов YSZ керамики с различным содержанием Eu_2O_3 до атмосферного отжига и после атмосферного отжига при $900\text{ }^\circ\text{C}$

Из представленных спектров поглощения после атмосферного отжига следует, что атмосферный отжиг приводит к улучшению оптических свойств YSZ керамики с европием. При температуре атмосферного отжига $900\text{ }^\circ\text{C}$ наблюдается корреляция концентрации оксида европия с увеличением поглощения керамических образцов. Вместе с тем, стоит отметить, что для разных концентраций европия необходимы разные температуры отжига.

Анализ проведенных измерений интегральных спектров катодолюминесценции показал, что в спектре катодолюминесценции образцов с европием наблюдаются характерные полосы свечения данного иона. Причем с ростом температуры отжига наблюдается рост интенсивности данного свечения в инфракрасной области спектра. Собственное излучение керамических образцов характеризуется быстрым временем свечения. Анализ спектров собственного свечения показал хорошую корреляцию с данными представленными в работе [5].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, проект № 17-13-01233.

Список литературы

1. Kirm M., Aarik J., Jurgens M., Sildos I. // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A. – 2005. – V. 537. – P. 251–255.
2. Smits K., Grigorjeva L., Millers D. et al // Opt. Mater. – 2010. – V. 32. – P. 827–831.
3. Nakajima H., Mori T. // J. of Alloys and Compounds – 2006. – V. 408-412. – P. 728–731.
4. Khasanov O.L., Dvilis E.S., Polissadova E.F., Stepanov S.A., Valiev D.T., Paygin V.D., Dudina D.V. // Ultrasonics Sonochemistry – 2019. – V. 50. – P. 166-171.
5. Boffelli M., Zhu W., Back M., Sponchia G., Francese T., Riello P., Benedetti A., Pezzotti G. // J. of Physical Chemistry A. – 2014. – V. 118. – P. 9828–9836.

СЕКЦИЯ

***СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ***

ANALYSIS OF THE POSSIBLE SHIP PIPING INSTALLATION USING STRAIGHT PIPES PRODUCED WITH THE ALLOWABLE CONNECTION DISPLACEMENT

T.M. DO^{1,2}

¹ Vietnam Maritime University, 484 Lach Tray, Le Chan, Hai Phong, Socialist Republic of Vietnam

² Astrakhan State Technical University, Astrakhan, Russian Federation

E-mail: dotatmanh@gmail.com

Straight pipes with the allowable connection displacement (IDSS pipe) can be produced with the help of the stand (SGT-160, SGT-160M, flat stand) in the process of the pipeline routes production. According to this principle the area of the initial connection and the area of the final pipe connection are always parallel to each other but they cannot be perpendicular with the pipe axe (Fig. 1). The angular deviation from the non-perpendicularity is within the limits allowed by regulatory documents [1, 2]. Virtual deviations under pipeline routes installation can be removed by the rotation movement of such pipes.

In this case, one of the connections will be installed not perpendicular to the pipe axis. Allowable non-perpendicularity is prescribed by the relevant regulatory documents. The allowable deviations of the flanges (rings) from perpendicularity to the pipe axis based on the diameter of the sealing surface (Table 1) are determined in the industry standard OST 5.95057-90.

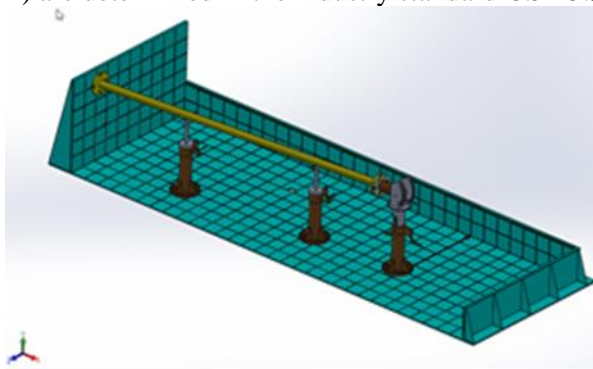


Fig. 1 – The pipe produced with the allowable connection displacement on the flat stand

Таблица 1 – Size of the Flanges (rings) deviation from the perpendicularity to the pipe axe, mm

N/N	Pipe nominal size	Size of the deviation from the perpendicularity, not more than, mm
1	up to 100	2,0
2	from 100 up to 200	4,0
3	from 200 up to 400	6,0

The use of free flanges greatly facilitates the pipe production and installation: there is no need for the exact holes matching of the flanges to the fixing bolts holes, since the free flanges can be rotated to any angle. According to this theory we use a free flange on a welded steel ring.

The size of the possible displacement is determined by multiplying the allowable angle of non-perpendicularity and the straight pipe length. Either as in the research work [3, 4] or in this work, the excess of the angle of non-perpendicularity does not fit the conduction of pipeline works, but increases the possibilities of compensating for deviations both in the pipe production and within the installation into the pipeline route.

We consider a route consisting of three straight pipes 1, 2, 3 bounded by rigidly fixed connections I, II (see Fig. 2) (connection of fixing routes). The mutual arrangement of these compounds differs from the theoretical position by the magnitude of the deviations ΔX , ΔY , ΔZ .

According to the current requirements for pipeline processability, an inserting pipe is required to eliminate deviations in the route limited by rigidly fixed connections. As the inserting pipe is selected pipe 3 (fig. 2).

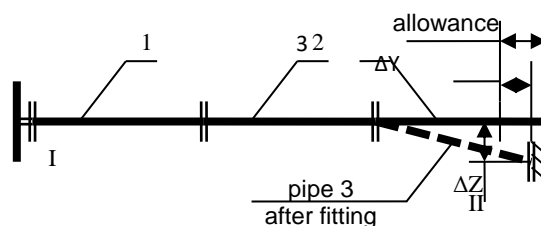


Fig. 2 – Elimination of straight pipeline route deviations using an inserting pipe

We know that the attainability set when installed with a curved connection is a segment. This means that when installed with a curve in the connection, we can basically eliminate the deviation in installation in all directions (let us assume X, Y, Z). However, the elimination sizes in each direction are small. To increase the attainability set, we need to increase the number of straight pipes in the route. The greater the number of straight pipes, the greater the final point displacement of the route.

If, after installation with a curve in the connection and pipe rotation, deviations in some directions are not yet compensated, we use allowances. That is, from all the pipes of the route, we select a pipe on which you can assign an allowance in the desired direction. And this pipe will be fitted. The fitted pipe can be the final pipe in the route or an intermediate one.

In accordance with the proposed approach to excluding deviations of pipeline routes using straight pipe turns, the connections are not set perpendicular to the pipe axis, but mutually parallel, which allows to move a route consisting only of straight pipes to eliminate possible deviations of rigidly fixed connections by the actually required size. As a result, the route will move to the position required for installation, while maintaining the necessary direction of the final section. The attainability sets of each pair of straight pipes are flat, bounded by circles with a radius equal to the sum of the displacements of a pair of straight pipes. To create a volumetric attainability set, use a sequential combination of two flat attainability sets of the installation.

References

1. RD 5P.0005-93. Sistemy sudovye i sistemy sudovyh ehnepegetisheckih ystanovok. Trebovaniya k ppoektirovaniyu, izgotovleniyu i montazhy tpyb po ehskizam i cheptezham s koordinatami tpass tpyboprovodov. SPb. : TSNIITS.
2. OST 5.95057-90. "Sistemy sudovye i sistemy sudovykh energeticheskikh ustanovok. Tipovoi tekhnologicheskii protsess izgotovleniya i montazha truboprovodov" // L.: NPO «Ritm», 1991. – 207p.
3. Sakhno K. N., T. M. Do, and Ch. K. Vo. Issledovanie vozmozhnostei sozdaniya obobshchennogo metoda ispol'zovaniya parallel'nykh uchastkov i pryamykh trub dlya kompensatsii otklonenii sudovykh truboprovodnykh trass // Mezhdunarodnyi nauchnyi zhurnal: Molodoi uchenyi. – Kazan' 6(2016). – Pp. 181-184.
4. Ch.K. Vo. Obosnovanie ppoektnoy tpassipovki tpyboprovodov sudovykh sistem na osnove issledovaniya toshnosti izgotovleniya tpyb s soedineniyamis: Can. diss. SPb, 2018.

EXPERIMENTAL STUDIES OF THE POSSIBLE PIPING INSTALLATION FOR SHIP SYSTEMS

T.M. DO^{1,2}

¹Vietnam Maritime University, 484 Lach Tray, Le Chan, Hai Phong, Socialist Republic of Vietnam

²Astrakhan State Technical University, Astrakhan, Russian Federation

E-mail: dotatmanh@gmail.com

The research results in [1, 2] state as follows: by turning the straight pipes and using the loose couplings, one can exclude the actual diversion in the working process with the pipelines. However, these results are based only on the model, and in addition to the metering modification. The research within the real experiment is needed to accept the results. And it is also expected to gain new knowledge to clarify the eliminating deviations process of the routes of ship pipelines under the conditions of junctions' installation in theoretical mutual conditions with permissible non-perpendicularity relative to the pipe axis.

The experimental studies purpose is to verify the possibility of using straight pipes to ensure the pipeline routes assembling and to confirm the developed mathematics [1, 2]. If for the majority of rigidly fixed junctions the area of actual deviations turned out to be less or equal to the attainability set, calculated for a specific pipe route, then the developed theoretical positions are consistent with practice (fig. 1a). And on the contrary, if the area of actual deviations is outside of (more than) the computational space of the attainability set (fig. 1b) it means that the proposed method is not possible, it is necessary to revise the theoretical foundations in combination with other methods of eliminating deviations.

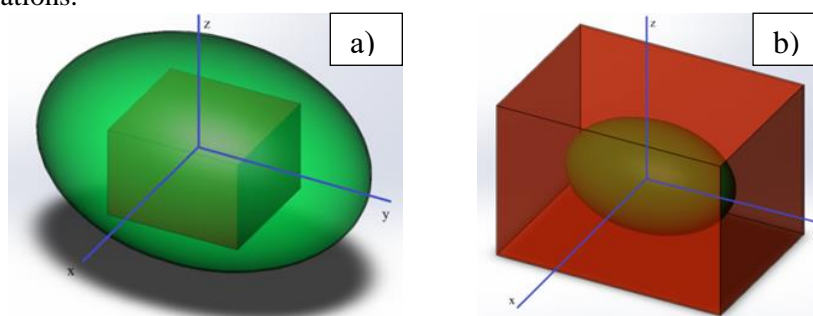


Fig. 1 – Comparison of deviation domain (parallelepiped) with the attainability set (ellipsoid): a) full attainability set – attainability set assimilates the deviation domain; b) attainability set assimilation of the deviation domain

Experimental studies were carried out at the leading shipbuilding enterprises of Vietnam. The main stages of experimental studies were carried out on the real pipelines of the ship systems of the Azimuth Rotor Tug 85-32W (project No. YN-512546) (fig. 2) in the process of their production at the shipyard LILAMA 69-2 and Damen Song Cam Shipyard in Vietnam. Data on the possibility of eliminating deviations of pipeline routes using straight pipes are presented in the research results.

The results of the experiment in the manufacture and installation of pipes are indicative; a number of tracks limited by rigidly fixed compounds of saturation products and branches are considered: welded cups and processes are considered [3].

On the basis of the developed theoretical thesis [1, 2] the calculation methods were worked out. As an example of calculation the pipeline route 23-2-321L00107 was considered, that is placed in the ship pipeline fuel system (fig. 2).

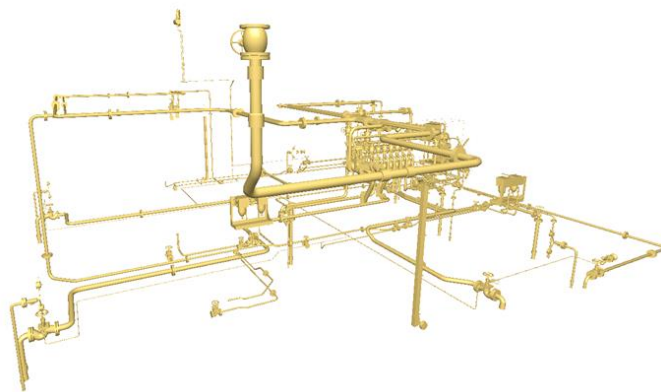


Fig. 2 – Ship pipeline fuel system 321

By the theoretical calculations results of pipeline routes 88 routes can be classified into 4 groups in accordance with their installation opportunities:

1) 19 routes (make up 22% from the whole quantity of the analyzed pipeline routes) have got the opportunity of full deviation eliminating in three directions – the first degree of pipe routing installation. All pipes of these routes can be produced according to the project data and do not require the allowance. Thus the pipeline route correction is not required in this case. But it must be noted in the drawing for the workers in the workshop to know that all pipeline routes are “finished”.

2) 39 routes (make up 44% from the whole quantity of the analyzed pipeline routes) have got the opportunity of the deviation eliminating in two directions; and it is necessary to clarify the allowance in the third direction for full deviation eliminating – the second degree of pipe routing installation. All pipes of these routes can be produced according to the project data and do not require the allowance. Thus the pipeline route correction is not required in this case but it is needed to clarify the allowance on the pipe that corresponds to the necessary direction within the calculation. It must be noted in the drawing for the workers in the workshop to know that all pipeline routes are “fitted”.

3) 17 routes (make up 19% from the whole quantity of the analyzed pipeline routes) have got the opportunity of the deviation eliminating in one direction; and it is necessary to clarify the allowance in the rest two directions for full deviation eliminating – the third degree of pipe routing installation.

4) 13 routes (make up 15% from the whole quantity of the analyzed pipeline routes) do not have any opportunity of deviation eliminating – the fourth degree of pipe routing installation. “On this case the pipeline routing correction is required.

The results of the comprehensive studies are the basis for the development of an appropriate methodological framework, its widespread use in the production process of ship pipelines.

References

1. Sakhno K. N., T. M. Do, and Ch. K. Vo. Issledovanie vozmozhnostei sozdaniya obobshchennogo metoda ispol'zovaniya parallel'nykh uchastkov i pryamykh trub dlya kompensatsii odklonenii sudovykh truboprovodnykh trass // *Mezhdunarodnyi nauchnyi zhurnal: Molodoi uchenyi*. – Kazan' 6(2016). – Pp. 181-184.
2. Do T. M. Development of a theoretical framework for investigation of compensation possibilities of deviations in the ship's piping system / T. M. Do, K. N. Sakhno // *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. – English, 2019. – Vol. 510. – 8p.
3. OST 5.95057-90. “Sistemy sudovye i sistemy sudovykh energeticheskikh ustanovok. Tipovoi tekhnologicheskii protsess izgotovleniya i montazha truboprovodov” // L.: NPO «Ritm», 1991. – 207p.

МОДИФИКАЦИЯ МЕТОДА ЦИКЛИЧЕСКОГО РИФЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЕМ

Л.Р. АХМЕТШИН^{1,2}

¹Томский государственный университет

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: Akhmetshin.lr@gmail.com

Деформация микроструктуры до субмикронного и наноразмерного диапазона является перспективной стратегией для разработки новых металлических материалов с превосходными свойствами. Группа методов обработки материалов, которые позволяют такое экстремальное измельчение микроструктуры за счет пластической деформации, которые едва достижимы с традиционными операциями формования металла, обычно упоминаются как методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [1].

Модификация крупнокристаллической структуры легких конструкционных сплавов до ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния методами интенсивной пластической деформации необходима для улучшения их физико-механических свойств. Для листового проката традиционные методы ИПД, такие как равноканальное угловое прессование и кручение под давлением, не применимы в силу их геометрических форм. Альтернативой этим методам стал метод циклического рифления прессованием (ЦРП) [2-3].

Модифицировать методы также представляется актуальной задачей. В настоящее время имеется следующий пример модификации метода ЦРП, где видоизменяется геометрия оснастки пресс-формы (рис. 1б). Оригинальное исполнение метода ЦРП выглядит таким образом, что в образце листового проката реализуется чистый сдвиг в направлении проката пластины. За счет сдвига в локальных областях пластины реализуются большие степени пластических деформаций. В настоящей работе предлагается геометрия пресс-формы, у которой сдвиг происходил не в одной проекции, а в двух (рис. 1в).

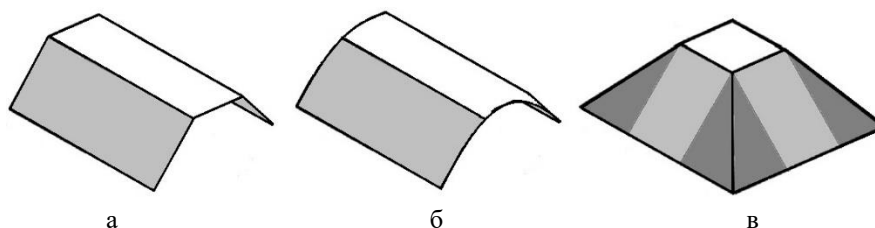


Рисунок 1 – Геометрия методов циклического рифления прессованием

Целью работы являлось модификация методов интенсивной пластической деформации, а именно (в частности) метода циклического рифления прессованием.

В данной работе процессы деформирования листового образца при смещении верхней части пресс-формы, с зубьями трапецеидального вида, исследуются численно в трехмерной постановке в рамках упругопластической модели среды. Система уравнений состоит из уравнений неразрывности, движения, энергии. Для описания механического поведения исследуемого материала выбрана модель Джонсона-Кука, которая учитывает влияние температуры и скорости деформации на напряжение течения и предельную степень деформации материала.

Рассматривается задача взаимодействия пресс-формы с образцом. К нижней границе пресс-формы прикладывались граничные условия – жесткая заделка, предотвращающая смещения вдоль осей. Дополнительным условием для торцевых частей схемы было ограничение смещений относительно направления прокатки образца.

Начальные условия задачи рифления прессованием характеризуются отсутствием внутренних напряжений, а причиной взаимодействия является движение верхней части пресс-формы навстречу образцу. Между частями пресс-формы и пластины реализованы условия скольжения.

Численное моделирование прессования рифлением проводилось для четвертой от части сегмента, так как пресс-форма симметрична относительно перпендикуляра.

Результаты накопления эффективной пластической деформации при прессовании рифлением представлены на рис. 2. За один полуцикл прессования сдвиговые деформации в образце реализуются неравномерно. Видно, что пластические деформации реализуются только в областях сдвига у образца. Численные расчеты показывают, что максимальное значение эквивалентной пластической деформации при прессовании рифлением локализуются в области контакта образца с ребром пресс-формы и равно 1.12.

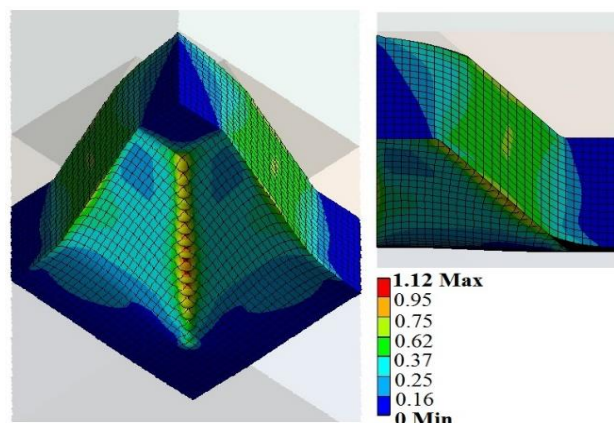


Рисунок 2 – Эквивалентные деформации при рифлении прессованием

Увеличение числа циклов прессования ведет к пропорциональному увеличению степени накопленной деформации и равномерному её распределению. В местах локализации больших пластических деформаций при рифлении происходит сужение образца, величина максимального сужения может достигать 33 %. Однако за счет стесненных условий последующего выпрямления геометрические размеры образца восстанавливаются. Данный факт следует учитывать при проведении обработки, концы заготовок должны всегда иметь жесткую заделку.

Результаты теоретических исследований должны стать основой создания оснастки пресс-форм для проведения обработки методом прессования рифлением.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

Список литературы

1. Valiev RZ, Estrin Y, Horita Z, Langdon TG, Zehetbauer MJ, Zhu YT. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation // J Metals. – 2006. – V. 58. – № 33. – PP. 33-39.
2. Москвичев Е.Н., Скрипняк В.А., Лычагин Д.В., Козулин А.А. Формирование текстур сплава 1560 при интенсивной пластической деформации // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21. – № 3. – С. 1180-1183.
3. Москвичев Е.Н., Скрипняк В.А., Каракулов В.В., Лычагин Д.В. Влияние микроструктурных изменений при циклическом рифлении прессованием на механическое поведение магниевое сплава Mg-Mn-Ce // Вестн Том. гос. ун-та. Математика и механика. – 2019. – №58. – С. 109–118.
4. Ахметшин Л.Р., Красновейкин В.А., Москвичев Е.Н. Моделирование перспективных схем обработки образцов из листового проката // Труды VII Междунар. молодежной научной конференции «Актуальные проблемы современной механики сплошных сред и небесной механики – 2017». – Томск, 2017. – С. 248-250.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПРИ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ 38Х2Н2МА

Т.Р. АБЛЯЗ, Е.С. ШЛЫКОВ, К.Р. МУРАТОВ, Д.А. БОРИСОВ

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет»
E-mail: lowrider11-13-11@mail.ru

В представленной работе сравнивали шероховатость, полученную в ходе факторного эксперимента и при математическом моделировании единичного разряда на рабочей поверхности заготовок из стали 38Х2Н2МА.

В качестве электрода-детали (ЭД) для моделирования использовали геометрическую модель пластины с размерами 10х20х40 мм из стали 38Х2Н2МА. При моделировании электрод-инструмент (ЭИ) и ЭД омывала диэлектрическая жидкость – трансформаторное масло. При проведении факторного эксперимента в качестве ЭИ выступал цилиндр диаметром 10 мм и длиной 10 мм из материала медь МЗ [1,2].

Канал плазменного разряда, образованный электрическим пробоем диэлектрика, действовал на рабочую поверхность обрабатываемой детали. В моделировании использовали параметр «Теплообмен в твердых телах». Следовательно, в зоне разряда образовывался плоский источник тепла. Использовали двумерную осесимметричную модель, поскольку канал разряда является цилиндрическим.

В модели теплофизические параметры зависели от температуры и координат. Для моделирования распространения температурных полей внутри заготовки указали плоский источник тепла, который характеризуется плотностью теплового потока q , определяющая тепло, проходящее через его зону действия. В модели плотность теплового потока меняется в зависимости от времени и координаты по нормальному закону распределения и представляет собой [1,2]:

$$q(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(x-mx)^2}{2\sigma^2}},$$

где σ – среднеквадратичное отклонение; mx – математическое ожидание; x – случайная величина.

Из-за короткого импульса (микросекунды) проводящий и конвективный теплообмен с жидкостью канала пробоя незначителен.

На основе уравнения для скорости расширения плазменного канала и энергетического баланса для нестационарного состояния плазмы определили следующие параметры при формировании математической модели: энергия – 10^6 Вт; приблизительный радиус плазменного канала 0.2 мм.

Граничные условия в модели учитывали, что рабочая жидкость попадала в зону обработки.

При воздействии единичного импульса температуры поверхности заготовки достигла максимума при времени $t=200$ мкс. В этом случае металл плавился и частично испарялся, образуя за собой кратер (лунку).

Параметры и свойства электродов, а также температура поверхности заготовки аналогичны тем, которые приняты в модели.

В данном исследовании использовался копировально-прошивной электроэрозионный станок с ЧПУ. Перед проведением экспериментов проведено ортогональное центральное композиционное планирование, составлена матрица планирования. При планировании использовались следующие переменные – ток I (А), время импульсного воздействия $T_{оп}$ (мкс), напряжение U (В).

В таблице 1 представлена матрица планирования эксперимента. В каждом эксперименте проводилось по три параллельных замера ($y=3$).

Таблица 1

№ эксп.	X ₁ (I, A)	X ₂ (T _{он} , мкс)	X ₃ (U, В)	№ эксп.	X ₁ (I, A)	X ₂ (T _{он} , мкс)	X ₃ (U, В)
1	2	40	50	9	1	100	75
2	8	40	50	10	9	100	75
3	2	150	50	11	5	30	75
4	8	150	50	12	5	200	75
5	2	40	100	13	5	100	45
6	8	40	100	14	5	100	105
7	2	150	100	15	5	100	75
8	8	150	100				

На рисунке 1 представлено сравнение единичных лунок, полученных в результате проведения эксперимента и при моделировании. При сравнении размера кратеров выбрали следующие эксперименты – 1, 4 и 10.

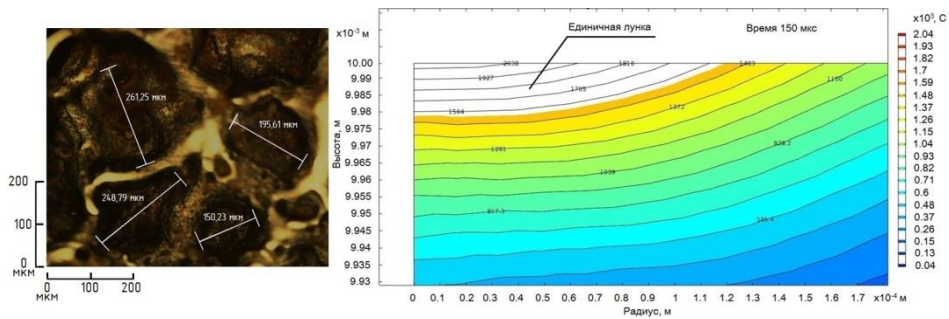


Рисунок 1 – Сравнение единичных кратеров в условиях опытов № 4. Слева – результаты эксперимента (при 200-кратном увеличении); справа – результаты моделирования.

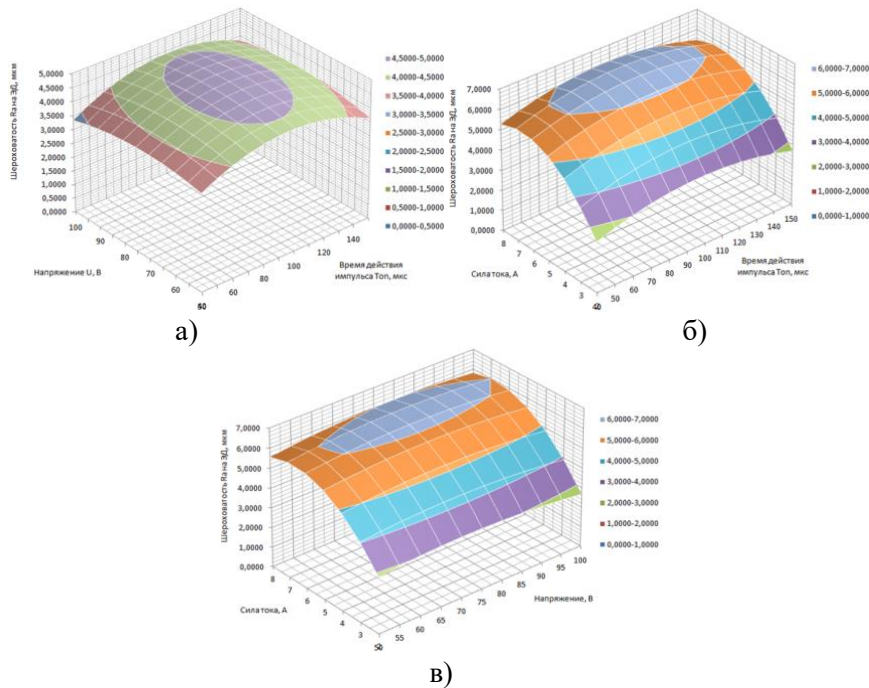


Рисунок 2 – Графики гиперповерхностей при а) I = 3 А; б) U = 60 В; в) T_{он} = 60 мкс.

Полученные гиперповерхности (рис.2) показывают зависимость получаемой шероховатости рабочей поверхности хромсодержащей стали 38Х2Н2МА от режимов обработки при копировально-прошивной электроэрозионной обработке. При изменении значений напряжения и времени действия импульсов значения функции отклика отличаются незначительно (около 5-6%), однако, при изменении силы тока значения полинома отличаются в среднем на 25% [1,2].

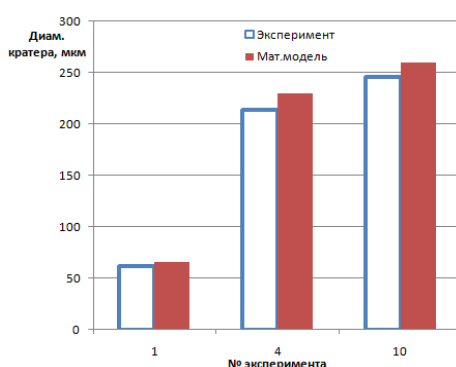


Рисунок 3 – График сравнения средних значений диаметров лунок, полученных экспериментальным путем и методом моделирования

На графике (рис.3) приведено сравнение средних значений радиусов лунок. Из графика видно, что в результате проведения опыта №1 отклонение экспериментального значения диаметра лунки от значения математической модели составляет 6%. Разница между лунками в опыте №4 составила в среднем 10%. Погрешность средних диаметров лунок из эксперимента и математической модели при проведении опыта № 10 составила 11%. Исходя из анализа можно спрогнозировать получаемую шероховатость при изменении параметров обработки.

Список литературы

1. Ablyaz T.R., Borisov D.A., Shlykov E.S. Individual crater formation in electric discharge machining. – Russian Engineering Research – 2018. № 2. – p. 638-641.
2. Шлыков Е.С. Повышение эффективности электроэрозионной обработки изделий из сталей с высокотемпературной износостойкостью. / Дисс. ... канд. техн. наук : 05.02.08. Пермь: ФГБОУ ВПО «ПНИПУ», 2018. – 127 с.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТА С РЕЖУЩЕЙ ЧАСТЬЮ ОРИГИНАЛЬНОГО ПРОФИЛЯ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ

М.С. ВАКУЛИН¹, Ю.И. ГОРДЕЕВ¹, Н.Е. АНИСТРАТЕНКО²

¹Сибирский Федеральный Университет

²АО «Красмаш»

E-mail: mixdib@mail.ru

Активное использование в современных технологиях металлообработки многоцелевых станков с числовым программным управлением с высокими скоростями резания требует соответствующего уровня точности размеров и качества инструмента. Применение известных аналитических методов расчета на основе геометрических и сереологических моделей, является ограниченным, либо непригодным при проектировании высокоскоростных фрез, поскольку не учитывает высокой интенсивности и скорости деформационных процессов. Поэтому разработка новых методик прогнозирования, описания и численной оценки процессов деформаций в срезаемом слое на основе метода конечных элементов [1] является актуальной и практически значимой задачей. Цель исследований – разработка конструкции режущей части фрезы с повышенной производительностью и качеством обработки поверхностей.

При решении поставленных задач проектирования за аналог были приняты несколько конструкций фрез-роутеров компаний SANDVIK Coromant и ISCAR, которые объединяют в себе принципы фрезерования, дробления. На основании серии предварительных численных экспериментов с использованием метода конечных элементов (МКЭ) была произведена оценка напряжений и деформаций в срезаемом слое материала при обработке фрезами подобного типа (рисунок 1). Кроме того, результаты вычислений позволили спрогнозировать форму и размеры стружки, которая образуется при обработке материала ALSI 1045.

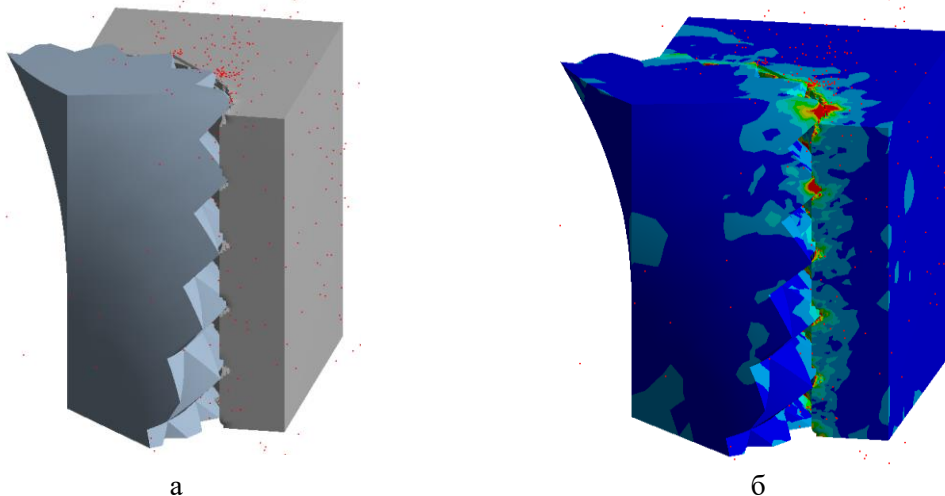


Рисунок 1 – Численный эксперимент

а – моделирование процесса резания; б – распределение полей напряжений

Задаваясь различными значениями геометрических параметров режущей части, свойствами материала заготовки и режимами резания были определены требуемые форма и размеры режущего клина. В результате была создана 3D-модель концевой фрезы с оригинальным профилем зубьев в виде трапеций (рисунок 2б), расположенных по двум встречным винтовым линиям. Разработана управляющая программа и изготовлены твердосплавные образцы инструмента на шлифовально-заточном станке ANCA RX7 для проведения эксплуатационных испытаний на композиционных волокнистых материалах.

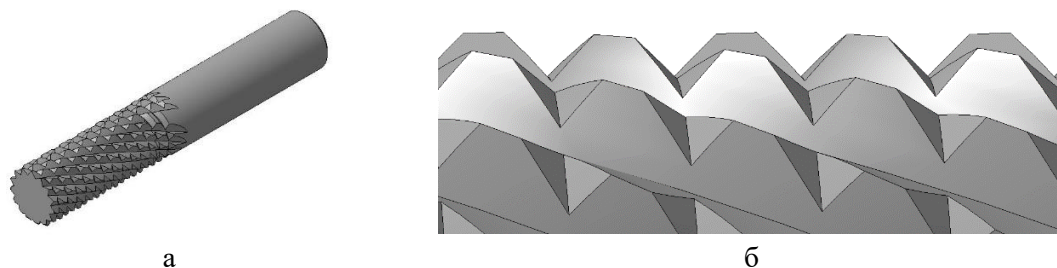


Рисунок 2 – 3D-модель фрезы
а – модель фрезы; б – профиль зубьев

Выбор этих материалов для эксперимента объясняется производственными проблемами, имеющимися на предприятии (АО «Красмаш»), а именно - плохим качеством обработки поверхности органопластиков и углепластиков из-за вытягивания волокон из объема связующего, нарушения сплошности материала «матрица-волокно». Проведенные сравнительные испытания подтвердили эффективность нового профиля режущей части концевой фрезы при высокоскоростном фрезеровании (рисунок 3).

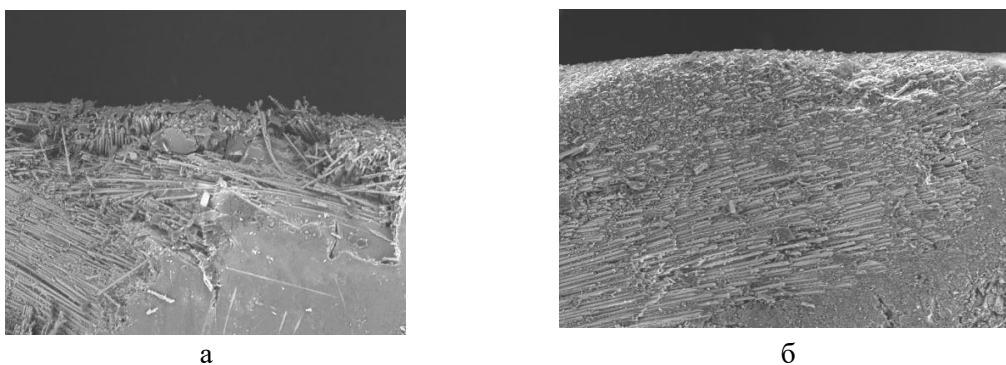


Рисунок 3 – Снимки обработанной поверхности
а – обработка стандартной фрезой; б – обработка оригинальной фрезой

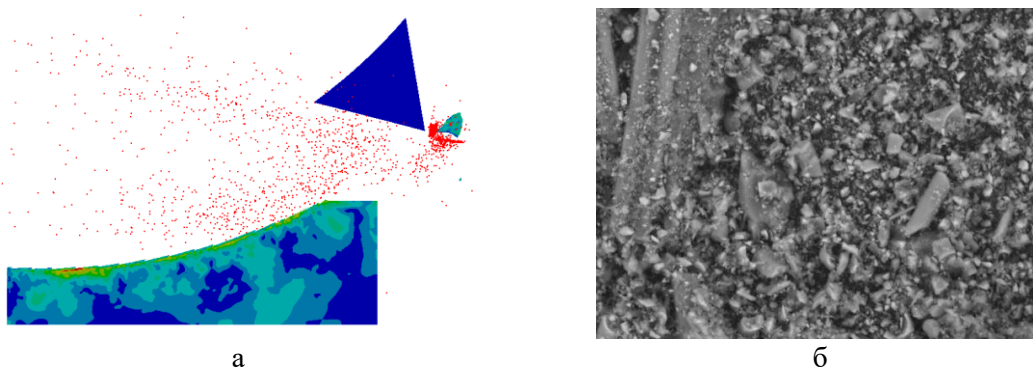


Рисунок 4 – Форма стружки
а – МКЭ; б – натурные испытания

Кроме повышения качества поверхности (рисунок 3б), обнаружено также изменение формы стружки на мелкодробленую, с размерами типичных элементов (фрагментов стружки) около 2 мкм (рисунок), что хорошо согласуется с прогнозом по модели и результатами оценок методом КЭ (рисунок 4).

Список литературы

1. Ф 75 Метод конечных элементов в механике деформируемого твёрдого тела: Учеб. пособие / В.Г. Фокин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2010. – 131 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КРЕМНИЙ, УПРОЧНЁННОГО ДИСКРЕТНЫМИ ВОЛОКНАМИ БАЗАЛЬТА

В.Д. ВАЛИХОВ, А.П. ХРУСТАЛЁВ, А.Б. ВОРОЖЦОВ

Национальный исследовательский Томский государственный университет

E-mail: valihov.snobls@gmail.com

Композиционные материалы на основе алюминия получают всё более широкое применение в авиа- и автомобилестроении. Они обладают огромным набором полезных характеристик: малый вес и высокая удельная прочность, электропроводность, износостойкость и трещиностойкость. Использование минеральных армирующих веществ, таких как нитрид алюминия, оксид алюминия, базальтовые волокна, придают композитам на алюминиевой матрице повышенную твёрдость [1-5].

В данной работе композиционный материал был получен с использованием в качестве матрицы алюминиевого сплава АК9 (Al – 85.9-91.6%, Si – 8-11%, Mn – 0.2-0.5%, Mg – 0.2-0.4%) и базальтовых волокон. Длина волокон находилась в диапазоне от 49.6 до 83.4 мкм, а диаметр в среднем равен 12.773 мкм. Для получения композиционных материалов применялась стандартная технология литья в кокиль, а введение базальтовых волокон осуществлялось при разливке в струю расплава с последующим механическим перемешиванием при его кристаллизации в течении 30 секунд. Содержание базальтовых волокон в полученном композиционном материале составило 1.5 мас.%.

Установлено, что введение базальтовых волокон способствует улучшению механических свойств алюминиевого сплава АК9. Испытания на твёрдость проводились двумя способами: по шкале Виккерса и по шкале Бриннеля. В частности, введение волокон способствовало повышению твёрдости по шкале Бриннеля, что видно из таблицы 1:

«Таблица 1. Твёрдость сплавов АК9 (исходного и с базальтовыми волокнами)»

Сплав	Твёрдость по Бриннелю
АК9	68
АК9+базальтовые волокна (образец 1)	82
АК9+базальтовые волокна (образец 2)	79

При испытаниях по шкале Виккерса не удалось получить достоверные результаты т.к. базальтовые волокна не позволяют получить отпечатки, пригодные для измерения. На рисунке 1 можно рассмотреть след на отпечатке от наконечника, предположительно оставленный базальтовым волокном:

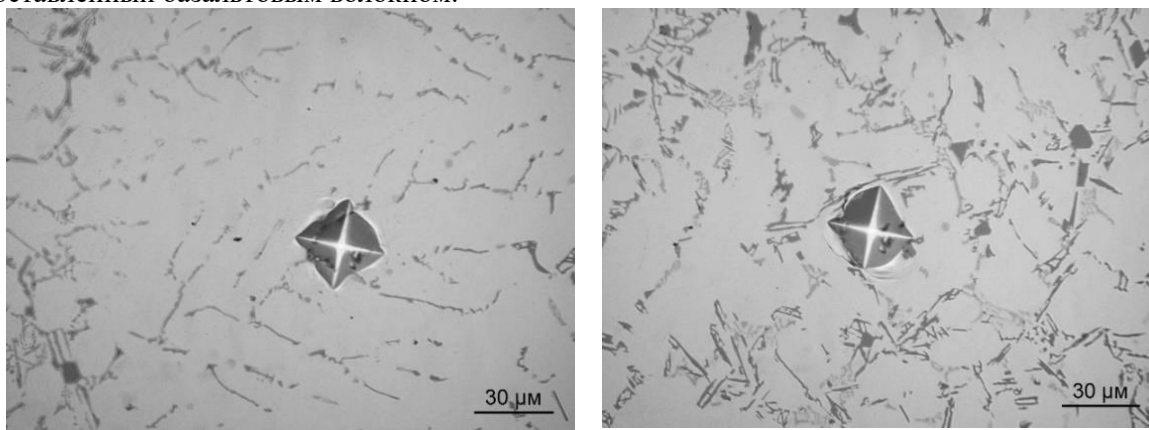


Рисунок 1 – Оптическое изображение поверхности сплава АК9-базальт после измерения твёрдости по Виккерсу

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-13-01252).

Список литературы

1. Zhiming Y. et al. Investigation on mechanical properties and failure mechanisms of basalt fiber reinforced aluminum matrix composites under different loading conditions //Journal of Composite Materials. – 2018. – Т. 52. – №. 14. – С. 1907-1914.
2. Khalili S. M. R., Daghigh V., Eslami Farsani R. Mechanical behavior of basalt fiber-reinforced and basalt fiber metal laminate composites under tensile and bending loads //Journal of Reinforced Plastics and Composites. – 2011. – Т. 30. – №. 8. – С. 647-659.
3. Akhlaghi F., Eslami-Farsani R., Sabet S. M. M. Synthesis and characteristics of continuous basalt fiber reinforced aluminum matrix composites //Journal of Composite Materials. – 2013. – Т. 47. – №. 27. – С. 3379-3388.
4. Valikhov V. et al. Investigation of structure, mechanical properties and crystallization of aluminum alloys containing aluminum oxide nanoparticles //MATEC Web of Conferences. – EDP Sciences, 2018. – Т. 243. – С. 00022.
5. Данилов П. А., Хрусталёв А. П., Ворожцов А. Б., Жуков И. А., Промахов В.В., Хмельёва М.Г., Пикущак Е.В., Кветинская А.В. Анализ влияния внешних физических воздействий на процессы литья легких сплавов. // Вестник томского государственного университета. Математика и механика. – 2018. – № 55. – С. 84–98.

**СОЗДАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ МОЛИБДЕНА И МЕДИ ДЛЯ
ТЕРМОРЕГУЛИРОВАНИЯ В ЭЛЕКТРОННЫХ СИСТЕМАХ**

Ю.Н. ВЫМПИНА, Ю.Л. ШАНЕНКОВА

Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: xyulyashax@mail.ru

Композиционные материалы на основе молибдена Mo и меди Cu широко используются для различных электронных устройств, теплоотводящих материалов, вакуумных технологий, авионавтики и др. [1,2] благодаря их отличным свойствам, таким как высокая теплопроводность и электрическая проводимость, низкий и изменяемый коэффициент теплового расширения, малый вес, немагнитные и высокотемпературные характеристики [3]. В большинстве случаев высокоплотные материалы Mo-Cu с однородной микроструктурой требуются для высокой производительности, поэтому многие учёные осуществляют попытки синтезировать ультрадисперсные порошки Mo-Cu различными способами, такими как распылительная сушка, механическое легирование и т.д. Однако все выше упомянутые способы предполагают консолидацию порошков при высоких температурах с большой выдержкой по времени, что приводит к нежелательному росту частиц материалов. Более того, эти методы чаще всего являются многостадийными и сложными.

В данной работе предлагается получение объёмных материалов посредством консолидации порошков молибдена и меди искровым методом искрового плазменного спекания. Метод является простым, быстрым по сравнению с традиционными методами спекания, что позволяет сохранить мелкозернистую структуру материала.

В работе использовались порошок молибдена, полученный методом электровзрыва проводников и порошок меди Cu, синтезированный плазмодинамическим методом, базовым элементом которого является коаксиальный магнитоплазменный ускоритель с медными электродами. Этот метод является уникальным и позволяет получать дисперсные неорганические материалы за короткий промежуток времени (менее 1 мс) без предварительной подготовки прекурсоров.

Предварительно, проводилась подготовка смеси из порошков Mo и Cu соотношении 70:30 путём перемешивания в шаровой мельнице Mixer/Mill 8000M в течение 30 минут в форме из нитрида кремния Si₃N₄. Далее полученные смеси консолидировались в установке искрового плазменного спекания SPS 10-4 Thermal Technology при параметрах, приведённых в таблице 1. Стоит отметить, что главным изменяющимся параметром является температура спекания [17].

Таблица 1 – Параметры спекания порошковых смесей

Состав смеси	Рабочая атмосфера	Время выдержки, мин.	Температура спекания, °С	Давление, МПа
70Mo+30Cu	Вакуум	10	1000÷1100, Δt = 20	60

Далее полученные образцы без какой-либо предварительной подготовки исследовались методом рентгеновской дифрактометрии с использованием рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD7000 (Cu-K_α), оснащённым счетным монохроматором. Полнопрофильный анализ дифрактограмм проводился в программной среде «PowderCell2.4» с использованием базы структурных данных PDF4+. На рисунке 1 приведены рентгеновские дифрактограммы для всех образцов.

Видно, что преобладающими фазами являются Mo (кубическая сингония, пространственная группа Im3m {229}) и Cu (кубическая сингония, пространственная группа Fm-3m {225}), т.к. эти материалы изначально закладывались в пресс-формы. Также был обнаружен вольфрам W (кубическая сингония, пространственная группа Im3m {229}),

процентное содержание которого также различно в конечных продуктах, однако оно не превышает 10 %. Наличие вольфрама объясняется загрязнением с электродов во время синтеза порошка (электроды были выполнены из вольфрама) – как говорилось ранее, указанный материал был получен методом электровзрыва проводников. Помимо основных фаз, идентифицированы химические соединения, как карбид молибдена Mo_2C и оксид молибдена MoO_2 . Их присутствие первого обусловлено диффузией между частицами молибдена и графитовой пресс-формы, присутствие второго – исходным состоянием порошков.

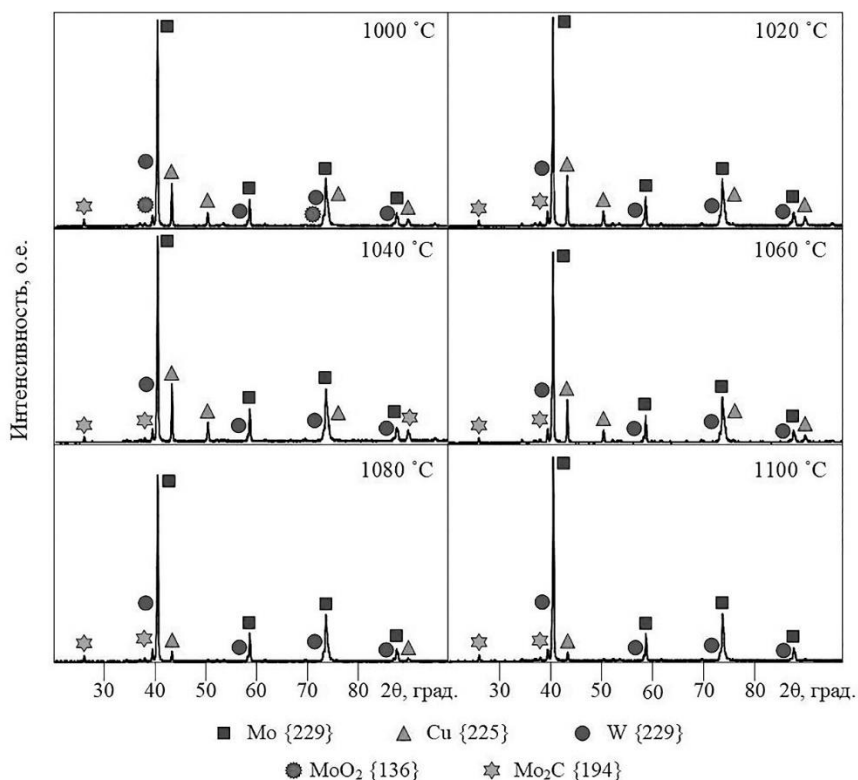


Рисунок 1 - Рентгеновские дифрактограммы полученных композиционных образцов

В работе показаны результаты, демонстрирующие возможность получения композиционных материалов на основе металлических порошков молибдена и меди посредством их консолидации искровым плазменным методом. По результатам рентгенофазового анализа обнаружено, что преобладающими фазами являются молибден и медь. Также обнаружены вольфрам, оксид молибдена и карбид молибдена. Для оценки влияния найденных фаз на физико-механические и теплофизические характеристики необходимо проводить дальнейшие исследования.

Список литературы

1. Jinglian F., Yubo C., Tao L., Jiamin T. Sintering behavior of Nanocrystalline Mo-Cu Composite Powders // *Rare Metal Materials and Engineering*. – 2009. – Vol. 38. – № 10. – pp. 1693-1697.
2. Aydinyan S.V., Kirakosyan H.V., Kharatyan S.L. Cu–Mo composite powders obtained by combustion–coreduction process // *Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2016. – Vol. 54. – pp. 455-463.
3. Wang D., Yin B., Sun A., Li X., Qi C., Duan B. Fabrication of Mo-Cu composite powders by heterogeneous precipitation and the sintering properties of the composite compacts // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 674. – pp. 347-352.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 40ХНМ ПОСЛЕ КОПИРОВАЛЬНО-ПРОШИВНОЙ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ

А.О. ГРИШАРИН, Т.Р. АБЛЯЗ, К.Р. МУРАТОВ

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: a.grisharin@gmail.com

Процесс копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО) сопровождается пиролизом рабочей жидкости, изменением структуры и свойств материала и другими физико-химическими процессами, следствием которых является образование измененного поверхностного слоя обработанной поверхности. Последовательность образования зон поверхностного слоя, их количество и структура в большей степени зависят от обрабатываемого материала и его исходной структуры, режимов обработки, а так же материала ЭИ [1,2].

Изменения структуры поверхностного слоя рабочих элементов детали может негативно сказываться на их эксплуатационных свойствах и, как следствие, приводить к выходу из строя изделия. В связи с этим, прогнозирование структуры обработанной поверхности при КПЭЭО является актуальной задачей.

Для обеспечения надежности и эксплуатационных свойств деталей машин и механизмов для их изготовления применяют термоупрочняемые конструкционные стали с высокими физико-механическими свойствами [3]. Одной из широко применяемых таких сталей является термически упрочнённая конструкционная сталь 40ХНМ.

Анализ литературных источников показал, что прогнозирование структуры поверхностного слоя при КПЭЭО термообработанной легированной стали 40ХНМ затруднено, рекомендации по назначению режимов обработки, обеспечивающих минимальные изменения поверхностного слоя, отсутствуют.

Цель работы: исследовать влияния режимов КПЭЭО, на изменение структуры обрабатываемой поверхности термически обработанной стали 40ХНМ.

Исследования проводились на термически обработанном (закалка в масле – 850°С с последующим средним отпуском 450°С на воздухе) образце стали 40ХНМ, имеющего, после термической обработки, структуру троостита отпуска. КПЭЭО обработка проводилась медным ЭИ на станке Smart CNC на режимах в соответствии с таблицей 1. Микроструктуру исследовали на микрошлифах с использованием светового микроскопа OLYMPUS GX 51 при увеличении 1000 крат. Обработку изображений проводили с применением программного обеспечения OLYMPUS Stream Motion. Исследование микротвердости выполнялось на микротвердомере ПМТ-3. Твердость определяли по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 25 грамм с выдержкой 10 с. Полученные результаты представлены на рисунках 1, 2.

Таблица 1 – Параметры режимов КПЭЭО образца стали 40ХНМ

№ п/п	I, А	Топ, мкс	U, В
1	2	40	50
2	2	150	50
3	8	40	100
4	8	150	100

Исследование микроструктуры показало, что на всех режимах обработки методами металлографического анализа не выявлено чётковыраженного измененного слоя.

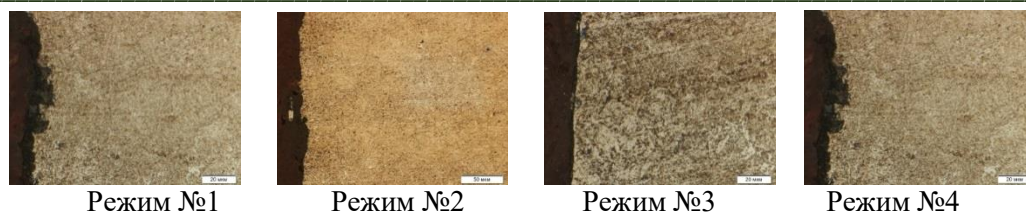


Рисунок 1 – Микроструктура поверхности стали 40ХНМ после электроэрозионной обработки при увеличении 1000 крат

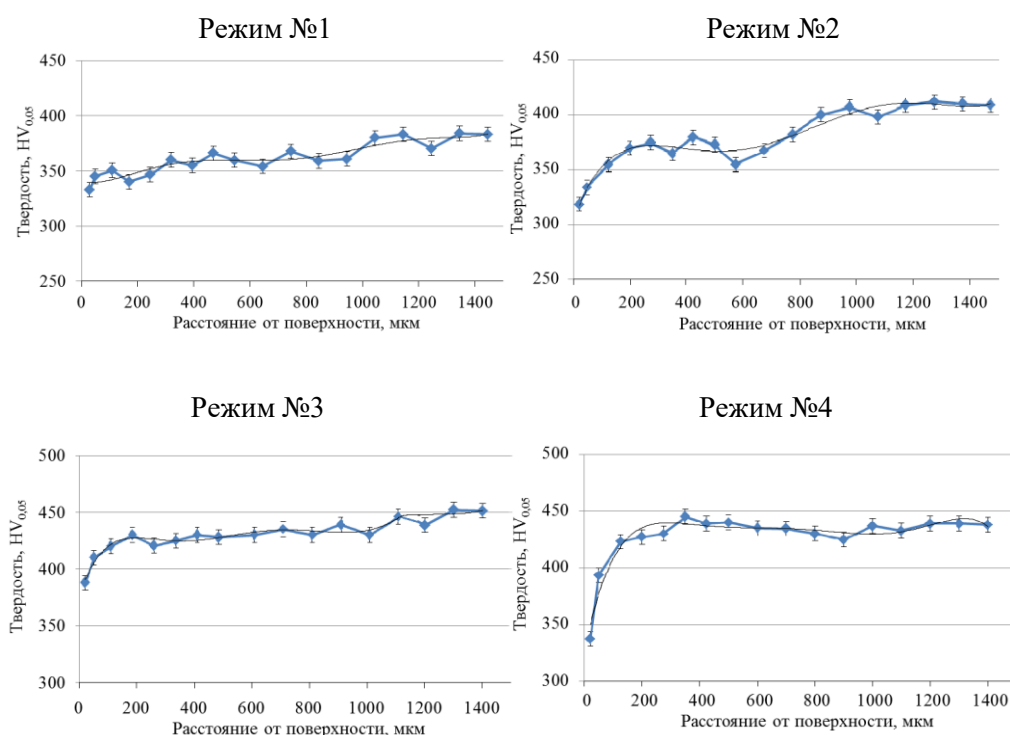


Рисунок 2 – Зависимость микротвердости по глубине термообработанной стали 40ХНМ от поверхности к сердцевине после электроэрозионной обработки

Исследование микротвердости после КПЭЭО на различных режимах показало, что вблизи поверхности изучаемых образцов наблюдается падение уровня микротвердости что, вероятно, вызвано отпуском в процессе разогрева поверхности при КПЭЭО. Зона термического влияния не превышает 1,2 мм, и минимальна при высокопроизводительных режимах.

Список литературы

1. Металлографический анализ поверхности стали 65Г после электроэрозионной обработки, Абляз Т.Р., Панов Д.О., Абросимова А.А., Современные проблемы науки и образования. 2013. № 5. режим доступа к журн.: <http://www.science-education.ru/>
2. Плошкин, В.В. Структурные и фазовые превращения в поверхностных слоях сталей при электроэрозионной обработке. [Текст] / Дисс. ... док. техн. наук : 05.16.01. Москва: 2016. – 281 с.
3. Григоренко, В.Б. Особенности применения коррозионноустойчивых сталей. [Текст] / В. Б.Григоренко. – СТИМ, - 2014 - № 1. – С. – 60 – 65.

ANALYSIS OF NUTATION SPEED REDUCER USING ANSYS SOFTWARE PACKAGE

M.A. JASEM

Tomsk Polytechnic University
E-mail: eng.mjasem85@gmail.com

The calculation of the stress-strain state (SSS) of engagement of gear teeth by analytical methods leads to large errors in the results, especially for bevel gears with circular teeth due to the complex geometry of the gearing. With the advent of numerical methods, solving this problem has become easier especially when applying the finite element method [1].

In this paper, we consider the development of a static finite element model for modeling the engagement between the teeth of a Nutation Speed Reducer.

Nutation speed reducer with face teeth is a totally innovative gear transmission developed in recent years [2], which bases its functioning on the mathematical concept of nutation motion, that is the main feature that characterizes nutation gear from conventional gear. It has unique features which include high reduction ratio in one stage, very high profile contact ratio and an overall higher power density transmission. In addition, the contact is theoretically pure rolling in the gear, the heat generated should be lower and the efficiency higher.

The Nutation Speed Reducer was proposed in [3]. The component names of the NSR illustrated in Figure 1 are (1) an input shaft; (2) the stator gear; (3) the nutator gear; (4) the rotor gear and (5) the output shaft.

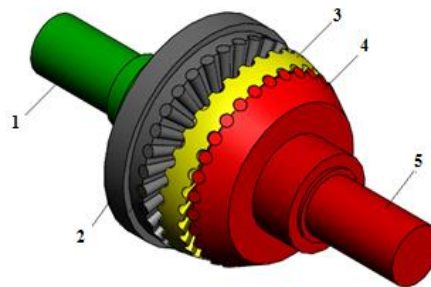


Figure 1 – The Nutation Speed Reducer

The nutator has gear faces on either side of the body that are in mesh with both the stator and the rotor gears. The motion and torque transfer from nutator to rotor gear and output shaft.

The numbers of teeth on the stator gear 2 and rotor gear 4 is Z_1 , Z_4 respectively. The numbers of teeth on the nutator gear 3 meshing with stator gear is Z_2 . The numbers of teeth on the nutator gear 3 meshing with rotor gear is Z_3 . The gears of NSR simultaneously share the tooth loads with high contact ratios as a result of its unique assembly [4].

The ABCD tooth contour (Fig. 2) consists of a semicircle of radius r and two arcs of radius r^* . The centers of the semicircle and arcs lie on the pitch circle of the gear. The EFGH line defines the base contour.

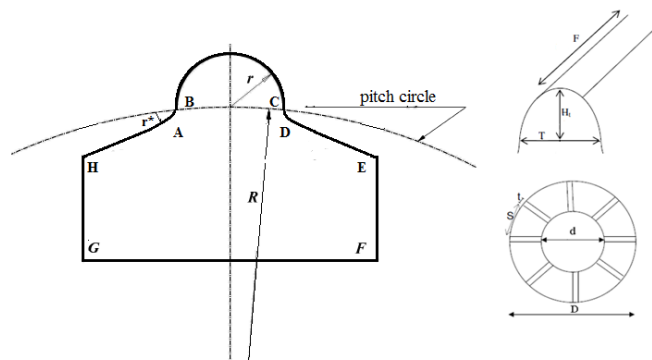


Figure 2 – Tooth contour in cross section

The following elements were used when building the structure of a finite element mesh: Solid 185 (volume elements) and Targe 170 (contact surface elements)

In order to provide a more accurate calculation of the stress-strain state (SSS), a grid was thickened in the area covering the contact spot. In fig. 3 shows the finite element model of the Nutation Speed Reducer.

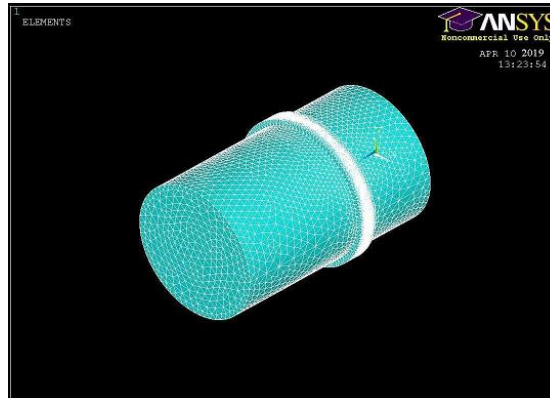


Figure 3 – Finite element model of the Nutation Speed Reducer

The 3-D model elements type used were solid 92 and targe 170. The following assumptions were made:

Assumed Static Analysis: Modeled in a static (steady state) FE analysis;

- Model face spur gears as solid cylinders;
- Modeling teeth of both gears pairs as surface contact elements;
- The contact elements were created by GUI in ANSYS.

The bending stresses are calculated by the Maximum Principal Stress function, and the contact stresses - by the function of finding the equivalent stresses [Von Mises Stress] resulting from the combination of the main stresses in the x, y and z directions. This value can be compared with the yield strength of the material. The Von Mises Stress is determined by the ratio:

$$\sigma_{eq}^2 = \sigma_{XX}^2 + \sigma_{YY}^2 + \sigma_{ZZ}^2 - \sigma_{XX}\sigma_{YY} - \sigma_{YY}\sigma_{ZZ} - \sigma_{ZZ}\sigma_{XX} + 3\sigma_{XE}^2 + 3\sigma_{YZ}^2 + 3\sigma_{XZ}^2$$

The contact stresses were calculated by an analytical method based on the Hertz theory. And the calculation of the bending stresses are carried out with the following assumption: the entire load is replaced by the resultant force applied in the pole of the engagement and directed along the engagement line. The resultant force is transmitted by one pair of teeth [5].

The stress value obtained using three-dimensional analysis was an order of magnitude greater than the theoretical result. The reason for such a high estimate can be explained by the fact that the analysis was non-linear and due to the absence of teeth on the gear wheel, which would lead to a lower stress value, as shown in the theoretical equation. Finite-element analysis helped to determine whether the developed product meets its functional requirements.

References

1. F.G. Nakhatakyan, The stress-strain state of the elastic elements of gear mechanisms and structures with their linear and edge contact: dis. ... tech. Sciences: 01.02.06. Moscow, 2014.- 213 p.
2. Nelson C.A., Cipra R.J. :Journal of Mechanical Design, Vol. 127 (2005), pp.269-277.
3. M. A. Jasem, P. Ya.Krauinsh, Kinematical analysis of the nutation speed reducer. In: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. IOP Publishing, 2019. p. 012022.
4. A.A.Alyamovsky, Engineering calculations in SolidWorks Simulation. Moscow.: DMK Press 2010, 464 p.
5. Z.A. Cameron , E.C. Smith , H.De Smidt, R.C. Bill, Design Space Exploration of Pericyclic Transmission with Counterbalance and Bearing Load Analysis. Annual Forum Proceedings - AHS International. Vol. 2018, 2018

УДАРНЫЙ МЕХАНИЗМ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ УПРУГИМ ЭЛЕМЕНТОМ

Ю.А. ЗАМЫСЛОВ

ФГАОУ ВО Национальный исследовательский Томский политехнический университет
E-mail: zamyslov64@gmail.com

В настоящее время, актуальными техническими средствами для разрушения горного массива, является импульсные устройства, в основном ударного действия. Они используются при бурении скважин в прочных горных породах и грунтах, для отделения полезного ископаемого от массива и разрешения негабаритных частей массива, для проведения специальных строительных работ по бестраншейной прокладке подземных коммуникаций, усилению оснований и фундаментов, а также для разрушения старого дорожного полотна и т.д. [1, 2, 3].

Увеличение в перспективе масштабов применения машин ударного действия, особенно для сооружения протяжных скважин в грунте и горных породах, диктует настоятельную необходимость их дальнейшего совершенствования. В настоящее время существуют различные виды ударных механизмов, которые используются для различных видов работ, наиболее эффективными являются механизмы, у которых в ударном узле расположен упругий промежуточный элемент. Несмотря на большое количество работ по исследованию влияния ударников на различные материалы [3,4], изучение оптимально подходящего промежуточного элемента для предотвращения остаточных колебаний остается актуальной темой. В результате проведения испытаний на удар, мы будем пользоваться одним из методов, представляющим собой нанесения простых одиночных ударных импульсов, представляющий собой сложные затухающие переходные процессы. [2]

Цель данной работы является проведение анализа конструкции ударных узлов с упругим промежуточным элементом.

На рисунке 1 приведен эскиз ударного механизма, который состоит из поршня бойка с крышкой 1, промежуточного упругого элемента 2, промежуточного бойка 3, наголовника 4 и корпуса 5. Основной особенностью данной конструкции является упругий элемент 3 (см. рис.1), благодаря которому время действия поршня бойка 1 на наголовник 2 увеличивается, увеличивая время контакта между наголовником 2 и промежуточным бойком 3.

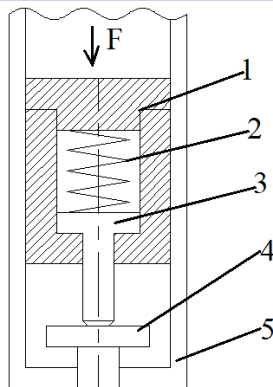


Рисунок 1 – Эскиз формирователя с упругим элементом:

1-поршень боёк; 2-промежуточный упругий элемент (пружина); 3-промежуточный боёк;
4-наголовник; 5- корпус.

Упругим элементом может быть винтовая пружина, пневморукав, эластомерные пружины сжатия, упругие пневмагидравлические элементы (мембранный), главное качество, которыми он должен обладать, это выдержать ударные нагрузки и упругость [3]. Цикл работы данного механизма, можно разделить на 3 этапа: разгон, удар, возврат. Силу для разгона данного механизма можно получить различными приводами (гидравлический,

пневматический, свободное падение и т.д.) При разгоне в результате действующей силы, поршень-бойёк, промежуточный бойёк, и наголовником двигаются с одинаковой скоростью. Удар начинается (см. рис.2), с того момента, когда, легкий элемент 3 при столкновении с препятствием с элементом 4 останавливается, а более тяжелый элемент 1, который продолжает двигаться в результате чего, сжимает пружину, тем самым увеличивая время воздействия бойка на инструмент, и соответственно на среду.

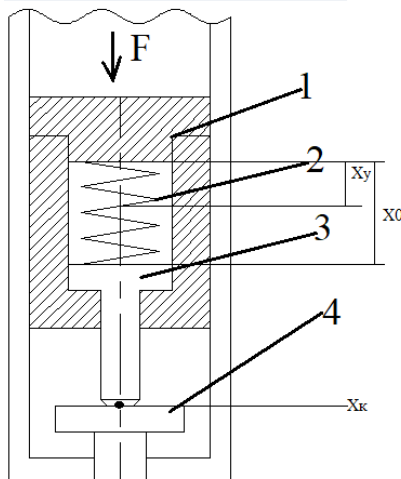


Рисунок 2 – Взаимодействие элементов конструкции в момент удара:
 x_y -расстояние сжатия пружины; x_0 –расстояние пружины в нормальном состоянии;
 x_k -точка контакта элементов

За счет упругого элемента поршень бойёк не только остановится, но и будет двигаться назад. Но удар будет продолжаться до того момента, пока не разорвется контакт между элементами промежуточным бойком 3 и наголовником 4. На этапе возврата подключаются привода (гидравлический, пневматический), благодаря которым возводятся поршень-бойёк и промежуточный бойёк вместе с упругим элементом, или вручную. Если, масса поршня бойка 1 будет маленькой, а жесткость пружины будет больше оказываемого воздействия на нее, то поршень-бойёк отскочит и упругий элемент не будет задействован. После удара в результате ударного импульса поршень-бойёк начинает возвращаться до исходного положения упругого элемента.

В результате использование упругого промежуточного элемента, позволяет увеличивать время взаимодействия бойка и наголовника, тем самым увеличивая эффективность удара. Таким образом, мы изучим влияние параметров бойков и упругого элемента на время контакта в момент взаимодействия элементов конструкции.

Список литературы

1. Особенности разрушения горных пород при бурении нефтяных и газовых скважин [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://studfiles.net/preview/6224883/>.
2. Родыгин М.П. Модель пневматической установки для ударных испытаний. //Новый университет- 2014. –С. 76
3. Дерюшева В.Н. Модели пневмогидравлического ударного узла с учетом свойств формирователя импульса и нагрузки. // НИИ ТПУ- Томск -2009. – 154с.
4. Пат. 1780349 Российская Федерация, МПК E02D7/10. Свайный молот [электронный ресурс]/ Фадеев П.Я., Фадеев В.Я., Гусельников М.М.; заявитель и патентообладатель Институт гидродинамики им.М.А.Лаврентьева СО АН СССР. Специальное конструкторское бюро гидроимпульсной техники СО АН СССР. — N 4686828/33; заявл. 03.05.89; опубл. 10.11.95.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ В ОБОРУДОВАНИИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

В.В. КАДОЧНИКОВА, Д.М. КОЗАРЬ
Томский политехнический университет
E-mail: vkadocnikova@gmail.com

В авиационной и машиностроительной промышленности используются нежесткие детали сложной формы и профиля типа лопастей и тонкостенных корпусов. Для подобных деталей актуальна задача минимизации деформации обрабатываемой заготовки, связанной с возникающими упругими отжатыми деталями при механической обработке. Как правило, для снижения величины этих деформаций и повышения качества обработки необходимо использовать дополнительную оснастку, типа упоров.

Другим примером можем служить проблема обработки жаростойких и вязких сталей. Этот процесс также часто сопровождается вибрацией, вызванной недостаточной жёсткостью технологической системы станка. В этом случае вибрацию снижают путем увеличения жёсткости закрепления инструмента и обрабатываемой детали, либо изменением режимов обработки.

В конечном счете, все это увеличивает сложность изготовления изделий, а также их конечную стоимость.

В представленной работе автором выполнен обзор наиболее актуальных научных исследований по данной тематике.

В настоящее время наиболее интенсивно изучаются вопросы связанные с повышением точности лезвийной обработки и качества поверхностного слоя изделия. Для решения этих задач нашли применение 3 основных направления:

1. Выбор устойчивых режимов обработки, обеспечивающих минимизацию упругих деформаций детали и их влияние на точность и шероховатость поверхности.
2. Использование методов активного гашения вибрации специальными виброгасителями. Динамический виброгаситель используется как дополнительная колебательная система, всегда работающая в противофазе с источником колебаний.
3. Управление режимами обработки в реальном времени.

Первые два направления к настоящему моменту уже глубоко изучены и применяются в промышленности. Последнее направление стало активно исследоваться с появлением станков с ЧПУ, позволяющих менять режимы резания непосредственно в процессе обработки. Это открыло возможности для поиска совершенно новых методов активного воздействия на вибрацию технологической системы при резании.

Однако для обеспечения возможности управления этим процессом необходимо знать механические свойства обрабатываемой детали с учетом их изменения по времени и положению инструмента относительно поверхности детали.

Механические свойства детали будут меняться по мере удаления припуска на обработку и перемещения инструмента по поверхности детали, так как ее жесткость, присоединенная масса и коэффициент демпфирования в различных точках детали неодинаковы.

Для учета этих изменений и прогнозирования их влияния на точность обработки используется компьютерное моделирование методом конечных элементов. Данный метод получил повсеместное распространение в решении задач связанных с моделированием прочности твердых тел и определения их механических свойств, а также частот и форм собственных колебаний [1] на основе свойств выбранного материала и данных о геометрии детали.

В статье [2] показана возможность создания динамического вибрационного гасителя колебаний, предназначенного для снижения уровня вибраций. Так же в статьях [3, 4] рассматривается устройство для защиты технологического оборудования от вибрации.

В статьях [5, 6, 7] разработаны основы математической модели процесса контурного фрезерования мало жестких деталей, с помощью которой можно определять зоны устойчивых режимов. Для повышения качества обработанной поверхности и точности выбора режимов резания осуществляется в пределах выявленных зон устойчивости.

В работах [8, 9, 10] разработана стратегия подавления автоколебаний при фрезеровании, основанная на детектировании нарастания автоколебаний и коррекции частоты вращения фрезы в режиме реального времени. Проведена проверка предложенной стратегии на основе модели динамики плоского фрезерования, которая использовалась системой управления.

Анализ этих работ показал актуальность выбранной тематики для дальнейшего исследования. Вместе с тем, следует отметить отсутствие комплексных результатов, которые бы объединяли в себе все необходимые составляющие для обеспечения выбора рациональных режимов резания на основе моделирования динамики процесса обработки.

Список литературы

1. Николаев С.М., Жулёв В.А., Киселёв И.А. Уточнение конечно-элементной модели лопатки ГТД на основе результатов вибрационных испытаний с учётом разброса модальных параметров // Наука и Образование: Научное издание. 2015;(9):336-351.
2. А.Н. Гаврилин, П.С. Рожков, О.О. Ангаткина, Б.Б. Мойзес. Динамический виброгаситель с системой автоматической настройки на частоту колебаний [Электронный ресурс] // Известия Томского политехнического университета / Томский политехнический университет (ТПУ). — 2011.
3. А. Н. Гаврилин, П. С. Рожков, О. О. Ангаткина Инновационная разработка в области повышения производительности и точности лезвийной обработки на станках с ЧПУ // Контроль. Диагностика: научно-технический журнал / Российское общество по неразрушающему контролю и технической диагностике. — 2011. — № 2. — С. 52-55
4. Синёв А.В., Чистяков А.Г., Былинин Л.Б., Эткин Д.Л., Денисенко Т.И., Яковлев В.В. Робот-станок параллельной кинематики с устройствами динамического гашения колебаний // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2009. № 2. С. 36-38.
5. Зелинский С.А., Морозов Ю.А., Серебряный Ю.А. Математической модели процесса контурного фрезерования нежестких деталей // Труды Одесского политехнического университета. 2015. Т. 1. № 1 (45). С. 28-33
6. Заковоротный В.Л., Губанова А.А., Лукьянов А.Д. Синергетический подход при изучении устойчивости формообразующих траекторий попутного фрезерования боковыми гранями концевых фрез (случай большой скорости резания). // Вестник Донского государственного технического университета. 2016;
7. С.А. Воронов А.В. Непочатов И.А. Киселев. Критерии оценки устойчивости процесса фрезерования нежестких деталей. // Известия высших учебных заведений.
8. Иванов И.И., Воронов С.А., Николаев С.М., Куць В.А. Моделирование вибраций при плоском фрезеровании с коррекцией частоты вращения в режиме реального времени // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2017. № 3. С. 1-16.
9. Воронов С.А., Киселев И.А., Аршинов С.В. Методика применения численного моделирования динамики многокоординатного фрезерования сложнопрофильных деталей при проектировании технологического процесса // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2012. № 6. С. 50-69.
10. Воронов С.А., Киселев И.А. Комплексная математическая модель динамики пространственного фрезерования податливых сложнопрофильных деталей // Проблемы механики современных машин: сб. ст. 5-ой международной НТК. Улан-Удэ. ВСГУТУ. 2012. С. 89-92.

**ГРАНИЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНОГО
ДЕФОРМИРОВАНИЯ СООРУЖЕНИЯ С УЧЕТОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С
АНИЗОТРОПНЫМ УПРУГИМ ПОЛУПРОСТРАНСТВОМ**

И.П. МАРКОВ¹, Л.А. ИГУМНОВ¹

¹ Научно-исследовательский институт механики Нижегородского государственного
университета им. Н.И. Лобачевского

E-mail: teanku@gmail.com

Исследование волновых процессов в конечных упругих телах (сооружениях, элементах конструкций), взаимодействующих с полубесконечными анизотропными упругими средами (грунтами) представляет значительный интерес во многих областях науки и техники. Моделирование реакции ответственных сооружений на высокоинтенсивные динамические воздействия (ударно-волновые, взрывные и т.д.) важно для предупреждения и оценки последствий чрезвычайных ситуаций техногенного или природного характера.

Проблема изучения динамического взаимодействия сооружений с грунтами характеризуется большой трудоемкостью расчетов. Метод граничных элементов хорошо подходит для решения задач, включающих в себя бесконечные или полубесконечные области. В данной работе для моделирования нестационарного деформирования сооружения с учетом взаимодействия с анизотропным упругим полупространством рассмотрено применение метода граничных элементов, основанного на регуляризованных граничных интегральных уравнениях для перемещений.

Рассматривается взаимодействие трехмерных однородных изотропных или анизотропных упругих тел. Связь малых деформаций и напряжений описывается обобщенным законом Гука. Подразумеваются нулевые начальные условия и отсутствие массовых сил. Используются соответствующие записанной в изображениях Лапласа краевой задачи линейной анизотропной теории упругости регуляризованные граничные интегральные уравнения (ГИУ) для перемещений:

$$c\bar{u}_j(\mathbf{x}, s) + \int_{\Gamma} [\bar{u}_k(\mathbf{y}, s)\bar{h}_{jk}(\mathbf{y}, \mathbf{x}, s) - \bar{u}_k(\mathbf{x}, s)h_{jk}^s(\mathbf{y}, \mathbf{x}) - \bar{t}_k(\mathbf{y}, s)\bar{g}_{jk}(\mathbf{y}, \mathbf{x}, s)]d\Gamma(\mathbf{y}) = 0,$$

где $\bar{g}_{jk}(\mathbf{y}, \mathbf{x}, s)$ и $\bar{h}_{jk}(\mathbf{y}, \mathbf{x}, s)$ – трехмерные фундаментальные и сингулярные решения, соответственно; $h_{jk}^s(\mathbf{y}, \mathbf{x})$ – статическая часть $\bar{h}_{jk}(\mathbf{y}, \mathbf{x}, s)$.

Смешанные граничные элементы используются для дискретизации ГИУ. Четырехугольные квадратичные элементы применяются для аппроксимации геометрии границы рассматриваемой области. На каждом граничном элементе перемещения и поверхностные усилия интерполируются линейными и постоянными функциями формы, соответственно. Гранично-элементная дискретизация проводится для каждой подобласти. На областях контакта между подобластями задаются условия равновесия поверхностных усилий и непрерывности перемещений.

Получены гранично-элементные решения задачи о воздействии нестационарной ударной нагрузки на ответственное сооружение атомной энергетики – защитный корпус атомной станции теплоснабжения, частично заглубленный в анизотропное упругое полупространство.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-00082).

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ

Ш.С.НОЗИРЗОДА

Научный руководитель: Бухаченко С.Е., к.т.н., доцент

Томский политехнический университет

E-mail: ssn5@tpu.ru

Гидроабразивная обработка является одним из новых и развивающихся методов обработки материалов. В основе технологии гидроабразивной резки лежит принцип эрозионного воздействия смеси высокоскоростной водяной струи и твёрдых абразивных частиц на обрабатываемый материал. Физическая суть механизма гидроабразивной резки состоит в отрыве и уносе из полости реза частиц материала скоростным потоком твердофазных частиц. Устойчивость истечения и эффективность воздействия двухфазной струи (вода и абразив) обеспечиваются оптимальным выбором целого ряда параметров резки, включая давление и расход воды, а также расход и размер частиц абразивного материала.

Суть метода гидроабразивной резки заключается в том, что песчинки, разогнанные до огромной скорости струей воды, отрывают фрагменты обрабатываемого материала. Затем разрушающая сила такого луча гасится водой, находящейся в ванночке, расположенной на пути движения струи. Благодаря энергии, которой обладает такая струя, появляется возможность резать материалы большой толщины.

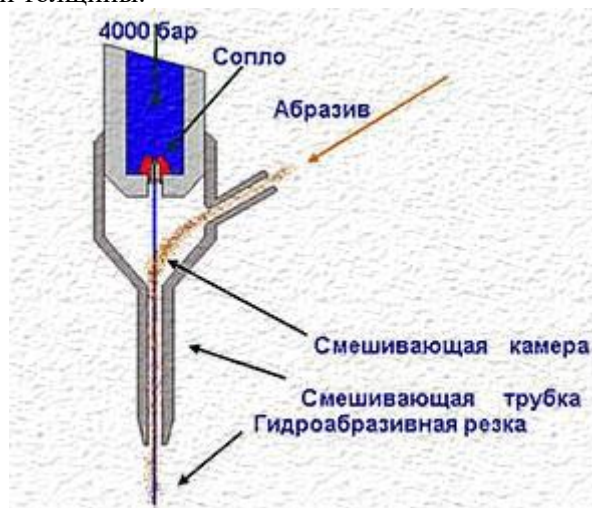


Рисунок 1 – Рабочая операция резки материала под большим давлением на гидроабразивной установке

Гидроабразивная обработка имеет ряд преимуществ:

- высокое качество обработки материалов из-за отсутствия высокой температуры;
- возможность обработки металлических и не металлических материалов (стекло, дерево, пластмасса и т.д.) без смены или переналадки режущего инструмента;
- широкий диапазон толщин обрабатываемых материалов (от 0,1 до 300мм); [2]
- отсутствие термического изменения свойств материала;
- в отличие от других технологий, не происходит приваривания, прилипания одного слоя к другому и это позволяет обрабатывать материалы пакетами;
- возможности получения контуров любой сложности с высокой точности формы;
- низкая себестоимость получаемых деталей для толщин более 12мм.

Также применение данного метода обработки дает возможность значительно уменьшить потери материала за счет малой ширины резания, т.е. сокращения припусков.

С экологической точки зрения гидроабразивная обработка является чистой и безопасной. Максимально сокращаются вредные и опасные факторы, влияющие на работника

при обработке материалов. Используемый абразив безвреден для здоровья операторов, поскольку не вызывает профессиональных заболеваний, и отходы его могут быть использованы как в строительных растворах, так и для других целей. Возможности регенерации отходов для повторного использования в качестве режущего материала.

Поскольку при гидроабразивной резке нет накапливаемого тепла и отсутствуют какие-либо газы, технология является взрыво- и пожаробезопасной. Это позволяет осуществлять рез даже взрывчатых веществ, например, при утилизации боеприпасов, а также нефте- и газосодержащие емкости, и трубопроводы и так далее.

Рассмотрим технологический процесс гидроабразивной обработки. При данной вид обработки, режущий инструмент не требует заточку. На изделие уменьшатся ударная нагрузка и влияние обратной силы на режущий инструмент, так как между заготовкой и режущим инструментом отсутствует непосредственный контакт. Низкое тангенциальное усилие на деталь позволяет в ряде случаев обойтись без зажима этой детали. На гидроабразивном станке есть возможность выполнения различных операции (например, сверления и резки) одним и тем же инструментом. Это позволяет сконцентрировать несколько операций в одной. Так же есть возможность резки на одном столе одновременно несколькими режущими головками от одного насоса высокого давления.

Гидроабразивная обработка так же имеет ряд недостатков:

- ограничение толщина разрезаемого слоя материала;
 - конусность – при прохождении через толщу материала струя ослабевает, в результате чего на выходе ширина отверстия меньше, чем на входе. Этот недостаток традиционно решается снижением скорости резки или коррекцией положения сопла;
 - заметно ограничен ресурс режущей головки, точнее смесительной трубки – сопел.
- В зависимости от давления и количества абразива срок службы сопла не превышает сотен часов непрерывной резки.

Гидроабразивная обработка на промышленном предприятии выполняется на гидроабразивные станки. На гидроабразивные станки возможно производить резку материалов до толщины 300 мм. Такие станки с использованием данной технологии оснащаются с ЧПУ. Это значительно повышает производительность труда и расширяет возможности применения и сложность выполняемых операций.

Наиболее известными производителями гидроабразивных станков в мире являются: Flow (США), Water Jet Sweden (Швеция), Jet Edge (USA), Resato (Голландия), PTV (Чехия), Garetta Technology (Италия), Alico (Финляндия), Bystronic (Швейцария).

Самые расперстрённые гидроабразивные станки считаются: Flow WMC2 с ЧПУ (USA), OMAX JetMaching Center 2626 с ЧПУ(USA), Water Jet Sweden NC 1000 с ЧПУ (Швеция), Resato R-LCM 1515-1 с ЧПУ(Голландия), BarsJet 1510-3.1.1 (Россия). В России производством станков для гидроабразивной резки занимается компания «Дельта-Интех» с использованием разработок НПО «Барс».

Процесс гидроабразивной обработки – это многофакторный технологический процесс. На точность и качество получаемого изделия при ГАР влияют много факторов:

- жесткость технологической системы, а именно жесткость системы перемещения режущей головки, жесткость порталной системы, жесткость платформы (решетки);
 - режимы резки: давление подачи струи, скорость подачи
 - состояния режущего инструмента: качество абразива и воды
- Материал (напряжения)

Поэтому необходимо оптимизировать параметров влияющие на качество и точность обработки. Было рассмотрено влияния жесткости системы позиционирования инструмента установки гидроабразивной резки на точность и качество поверхностей получаемого изделия. Жесткости системы на прямую влияет на точность и качество получаемого изделия. При проведении ряд экспериментов было выявлено, что возникающие погрешности при ГАР имеют систематический характер, то есть в зонах, которые имеют более жесткую устройства перемещения незначительные отклонения, а в зонах более не жесткую устройства

перемещения значительные отклонения. Характер погрешностей соответствует характеру деформаций устройства перемещения. Поэтому одним из способов повышения точности и качество изделия при ГАР является обеспечение равномерной жесткости системы.

Таким образом, технология гидроабразивной резки является единственной возможной в целом ряде производственных задач, таких как резка толстостенного металла, резка керамогранита, стекла или чувствительных к температуре мягких металлов и пластика, а также мягких листовых материалов вроде поролона, дерева и прочих.

Список литературы

1. Коржов Е.Г. Некоторые особенности водоструйной обработки материалов «Waterjet-технология».
2. Основы гидродинамической теории резания металлов (1940) М.М. Ламм.
3. Применение гидроабразивной резки при обработке сложнопрофильных поверхностей деталей к.т.н. Моргунов Ю.А., Федотов А.А., Швычков Д.В. МГТУ «МАМИ».
4. Барсуков Г.В. Повышение эффективности гидроабразивного резания на основе дискретного регулирования состояний технологической системы. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Орел, 2006, 411 с.
5. Тихомиров, Р.А. Резание струями жидкости высокого давления. Механическая обработка пластмасс Текст. / Р.А. Тихомиров, В.И. Николаев. -Л.: Машиностроение, 1975. 120 с.
6. Полянский, С.Н. Технология и оборудование гидроабразивной резки Текст. / С.Н. Полянский, А.С. Нестеров // Вестник машиностроения. 2004. -№5.-С. 43-46.
7. Arola, D. Abrasive waterjet machining of titanium alloy Text. / D. Arola, M. Ramulu // Proc. 8th Amer. Water Jet Conf., Water Jet Techn. Ass., St. Louis.-P. 389-408.
8. Geskin, E.S. Waterjet cutting experiments determine optimal techniques Text. / E.S. Geskin, W.L. Chen // Glass Digest. 1988. - P. 66 - 69.

ВЛИЯНИЕ ИНДУКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОДОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОКАНАЛЬНОГО ПРОБОЯ В ГОРНОЙ ПОРОДЕ

Е.В. ПЕТРЕНКО, А.С. ЮДИН

Томский политехнический университет

E-mail: evgenius293@mail.ru

Эффект внедрения разряда в твердый диэлектрик, находящийся под слоем жидкости был открыт в середине XX века. [1]. На его основе предложены и разработаны такие электроразрядные технологии разрушения и модификации материалов, как бурение, резание, снятие поверхностного слоя и дробление. Анализ публикаций в мире по теме электроразрядного разрушения показывает, что на сегодняшний день интерес к электроразрядным технологиям обработки материалов, таким как бурение или дробление стремительно возрастает [2-4].

К настоящему времени в электроразрядных технологиях назрела проблема повышения производительности процесса электроимпульсного откола материала от массива породы, которая может быть решена путем организации пробоя сразу в нескольких межэлектродных промежутках. При этом нет необходимости увеличивать напряжение или интенсивность промывки, однако нужен более короткий фронт импульса напряжения. Вместе с тем электродная система должна обладать необходимой конструктивной емкостью и индуктивностью для обеспечения условий формирования многоканального пробоя.

В ходе данной работы были получены экспериментальные данные по пробую песчаника в воде при различной индуктивности электродов. Индуктивность изменялась за счет двух вариантов подключения электродов к выходу генератора импульсных напряжений. В первом варианте для обеспечения разделения индуктивностей электродов, каждый электрод был подключен независимым проводником длиной 1,5 м. Во втором варианте для уменьшения индуктивности отдельных электродов, проводники были объединены в точке подключения к электродной системе.

Электроды на образцах размещались в трех различных положениях согласно схеме приведенной на рисунке 1. В каждом положении было подано по одному импульсу напряжения.

Для варианта с отдельными проводниками в первом положении произошел откол в третьем и пятом межэлектродном промежутке (Рисунок 2а). Во втором и третьем положении обнаружено внедрение в первом, третьем и пятом промежутках. Общий объем отколотого материала можно рассчитать как $V_{\text{общ}} = V_1 + V_2 + V_3 = 0,8 \text{ мм}^3 + 0,2 \text{ мм}^3 + 0,2 \text{ мм}^3 = 1,2 \text{ мм}^3$, где V_1, V_2, V_3 – объем отколотого материала для соответствующего положения электродов. Данные эксперимента приведены в таблице 1.

Для варианта с объединенными проводниками в первом положении произошел откол в центральном промежутке, в первом и пятом – внедрение (Рисунок 2б). Во втором положении – откол снова произошел в третьем промежутке, а в пятом промежутке – внедрение. В третьем положении – откол в двух промежутках. Общий объем отколотого материала рассчитывался, как и в предыдущем эксперименте $V_{\text{общ}} = V_1 + V_2 + V_3 = 1,3 \text{ мм}^3 + 0,5 \text{ мм}^3 + 2,3 \text{ мм}^3 = 4,1 \text{ мм}^3$

Таблица 1 – Данные экспериментов по пробую песчаника при разной индуктивности электродов

№ положен ия	Раздельные проводники				Объединенные проводники			
	U _з (кВ)	U _{а+} (кВ)	U _{а-} (кВ)	Объем, мм ³	U _з (кВ)	U _{а+} (кВ)	U _{а-} (кВ)	Объем, мм ³
1	35,2	128,4	117	0,8	36,1	99,7	112,5	1,3
2	35,2	139,8	121,6	0,2	36,1	111	109,4	0,5
3	36,1	129,2	136,8	0,2	36,1	149	109,4	2,3

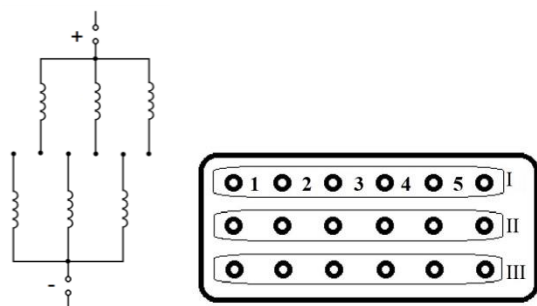


Рисунок 1 – Положение электродов на образце

1, 2, 3, 4, 5 – номера межэлектродных промежутков; I, II, III – положение электродов



а)



б)

Рисунок 2 – Внешний вид образцов песчаника после подачи импульсов напряжения с разным местоположением электродов

а) Раздельная индуктивность; б) Объединенная индуктивность

При раздельной индуктивности электродов, энергия электроимпульсного разряда распределяется примерно одинаково между всеми электродными промежутками, поэтому объем отколотого материала между ними одинаковый. При объединении индуктивностей, большая часть энергии проходит через какой-то один промежуток, поэтому объем отколотого материала в одном из этих промежутков значительно превосходит остальные. Объем отколотого материала между промежутками при объединенной индуктивности больше, чем при раздельной.

Можно сделать вывод, что чем больше индуктивность проводов, соединяющих электроды с батареей конденсаторов, тем проще осуществить многоканальный пробой, однако по технологическому эффекту он уступает одноканальному. Однако, есть ряд и других факторов, влияющих на возникновение многоканального пробоя, таких как: проводящая среда, полярность импульса, запас энергии в импульсе, фронт импульса, определив влияние и подобрав оптимальные параметры которых, можно добиться лучшего технологического эффекта.

Список литературы

1. Воробьев А.А., Воробьев Г.А., Чепиков А.Т. Закономерности пробоя твердого диэлектрика на границе раздела с жидким диэлектриком при действии импульса напряжения // Свидетельство на открытие. Диплом №107, 27.07.1999 с приоритетом от 14.12.1961
2. Ushakov V.Ya., Vazhov V.F., Zinoviev N.T. Electro-Discharge Technology for Drilling Wells and Concrete Destruction. Basel: Springer Nature Switzerland AG; 2019
3. Anders E., Voigt M., Lehmann F. Electric Impulse Drilling: the future of drilling technology begins now. ASME. International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Polar and Arctic Sciences and Technology; Petroleum Technology. 2017;8:V008T11A024. doi:10.1115/OMAEE2017-6110
4. Molchanov D., Vazhov V., Lavrinovich I., Lavrinovich V., Ratakhin N. Downhole generator based on a line pulse transformer for electro pulse drilling // 2017 IEEE 21st International Conference on Pulsed Power (PPC) Tomsk, 2017.

РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ТОМОГРАФИИ НА ОСНОВЕ МЕТОДА СИНТЕЗИРОВАННОЙ АПЕРТУРЫ ДЛЯ КОНТРОЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКИМ УРОВНЕМ СТРУКТУРНЫХ ШУМОВ

И.С. ПЕТРОВ, Д.О. ДОЛМАТОВ, Д.А. СЕДНЕВ

Томский политехнический университет

E-mail: iliaserpetrov@gmail.com

На сегодняшний день в атомном машиностроении широкое использование получили литейные стали. Одним из методов, применяемых в неразрушающем контроле отливок, является ультразвуковая дефектоскопия [1].

Ультразвуковой контроль отливок связан с рядом сложностей, обусловленных сложной формой подобных деталей, наличием конструктивных отражателей и крупнозернистой структурой таких объектов [2]. Для решения задачи повышения достоверности результатов ультразвукового контроля, а также для его автоматизации разрабатываются и все больше находят свое применение роботизированные системы ультразвуковой томографии.

На сегодняшний день одним из подходов для повышения отношения сигнал/шум результатов контроля является применение метода синтезированной апертуры. В данной работе рассматривается возможность использования применения алгоритма на основе метода синтезированной апертуры с анализом мгновенной фазы. Были проведены компьютерное моделирование и эксперимент на литом стальном бруске с отверстиями диаметром 2 мм для верификации результатов исследования.

В разработанной модели тестировалось влияние алгоритма при различных уровнях шумов. Результаты моделирования представлены на рисунке 1.

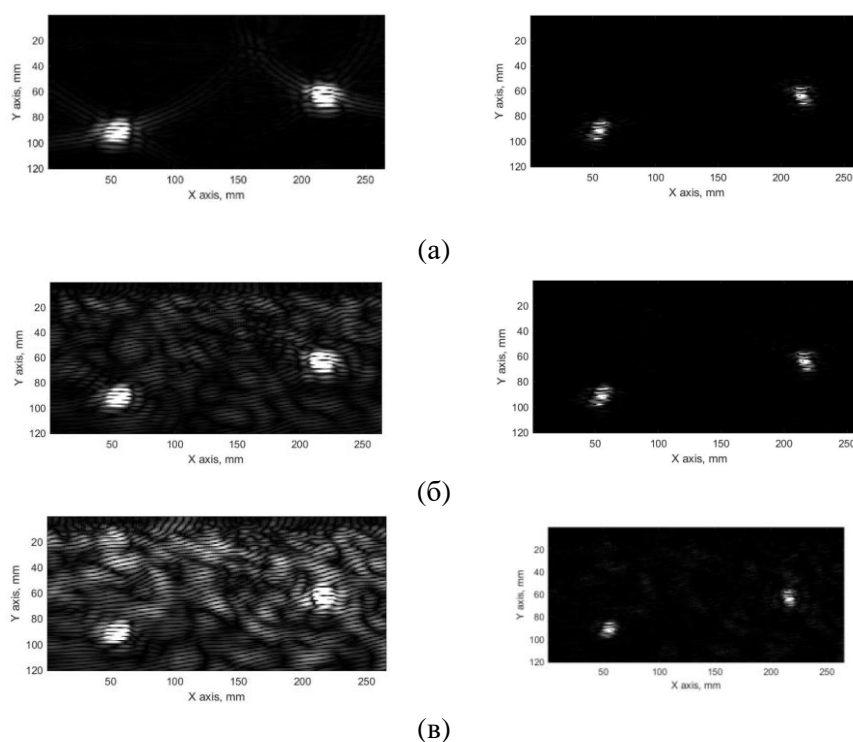


Рисунок 1 – Результаты моделирования (Слева – классический SAFT, справа – SAFT с фазокоррекцией, а – без шумов, б – средний уровень шумов, с – высокий уровень шумов)

Результаты эксперимента представлены на рисунке 2. Цвет отвечает за амплитуду эхо-сигнала.

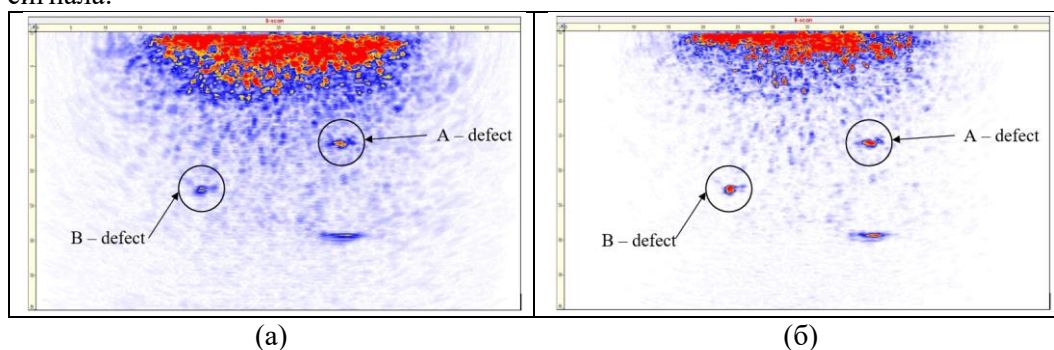


Рисунок 2 – В-скан до (а) и после (б) обработки

Результаты расчетов соотношения сигнал-шум представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Соотношение сигнал шум для дефектов.

	С фазокоррекцией	Без фазокоррекции
Defect A	14.3427 dB	7.744 dB
Defect B	8.5215 dB	5.1859 dB

На основании полученных данных можно сделать вывод, что данная методика может применяться для дефектоскопии отливок на производстве, в частности в системах роботизированного контроля.

Список литературы

1. Назаратин В.В. Технология изготовления стальных отливок ответственного назначения. – М: Машиностроение, 2006. – 234 с.
2. Третьякова Н.В. Основы литейного производства: Учебное пособие. – Иваново: Ивановский государственный энергетический университет, 2012. – 107 с.

ГРАНИЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЛН ОТ ДЕЙСТВИЯ УДАРНОЙ НАГРУЗКИ НА ЧАСТИЧНО НАСЫЩЕННОЕ ПОРОУПРУГОЕ ПОЛУПРОСТРАНСТВО

А.Н. ПЕТРОВ¹, А.А. БЕЛОВ¹

¹ Научно-исследовательский институт механики Национального исследовательского
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний
Новгород

E-mail: andrey.petrov@mech.unn.ru

В работе развивается методика моделирования с использованием шаговой по времени схемы метода граничных элементов а также соответствующее методическое и программное обеспечение, позволяющее делать выводы о распространении волн как в однородных, так и неоднородных телах. Используются определяющие соотношения частично насыщенной пористой среды Био, записанные в переменных перемещений скелета и поровых давлений наполнителей. Исходная система дифференциальных уравнений в частных производных содержит пять функций (вектор перемещений и два поровых давления). Модель материала соответствует трехкомпонентной среде. Уравнения динамики записываются в изображениях по Лапласу [1].

Гранично-элементная методика опирается на использование регуляризованного граничного интегрального уравнения прямого подхода:

$$\int_{\Gamma} (\mathbf{T}(\mathbf{x}, \mathbf{y}, s) \mathbf{u}(\mathbf{x}, s) - \mathbf{T}^0(\mathbf{x}, \mathbf{y}) \mathbf{u}(\mathbf{y}, s) - \mathbf{U}(\mathbf{x}, \mathbf{y}, s) \mathbf{t}(\mathbf{x}, s)) d\Gamma = 0, \mathbf{x}, \mathbf{y} \in \Gamma, \Gamma = \partial\Omega, \quad (1)$$

где $\mathbf{U}(\mathbf{x}, \mathbf{y}, s)$ и $\mathbf{T}(\mathbf{x}, \mathbf{y}, s)$ матрицы фундаментальных и сингулярных решений, соответственно, $\mathbf{T}^0(\mathbf{x}, \mathbf{y})$ – матрица, содержащая особенности, \mathbf{x} – точка интегрирования, \mathbf{y} – точка наблюдения, \mathbf{u} – вектор обобщенных перемещений, \mathbf{t} – вектор обобщенных усилий, s – комплексный параметр преобразования Лапласа.

Численная схема основана на использовании формулы Грина-Бетти-Соммильяны. В качестве функций формы при описании границы тела выбраны квадратичные полиномы интерполяции. Неизвестные граничные поля ищутся через узловое значения в интерполяционных узлах. При поэлементном численном интегрировании используется метод Гаусса и адаптивный алгоритм интегрирования. Гранично-элементные схемы созданы на основе согласованной аппроксимации граничных функций и метода коллокации. Решение системы линейных алгебраических уравнений ищется с применением блочного метода Гаусса [2].

Решение во времени получается с помощью шагового метода численного обращения преобразования Лапласа [3]. В соответствии с методом интеграл

$$y(t) = \int_0^t f'(\tau) d\tau \quad (2)$$

вычисляется по квадратурным формулам

$$y(0) = 0, y(n\Delta t) = \sum_{k=1}^n \omega_k^{\Delta t}, n = 1, \dots, N, \quad (3)$$

где весовые множители $\omega_k^{\Delta t}$ определяются с помощью изображения по Лапласу $\hat{f}(s)$
:

$$\omega_n^{\Delta t} = \frac{R^{-n}}{L} \sum_{l=0}^{L-1} \hat{f} \left(\frac{\psi(z)}{\Delta t} \right) \frac{\psi(z)}{\Delta t} e^{-nl \frac{2\pi}{L} i}, \quad z = Re^{i \frac{2\pi}{L} i}. \quad (4)$$

Аппроксимация, используемая при выводе формул (3) и (4), основана на применении линейного многошагового метода Эйлера второго порядка точности с характеристической функцией вида

$$\psi(z) = 3/2 - 2z + z^2/2$$

для решения задачи Коши, возникающей в процессе преобразования интеграла (2).

С помощью разработанного на основе описанной методики программного обеспечения решена задача о действии нагрузки в виде функции Хевисайда по времени $H(t)$ на поверхность пороупрого полупространства в трехмерной постановке. На участке поверхности полупространства площадью 1 м^2 задано граничное условие $\sigma_z = -1\text{ Н}\cdot\text{м}^{-2}\cdot H(t)$, остальная граница свободна от усилий. Рассмотрены варианты проницаемой и непроницаемой поверхности полупространства. Параметры модели пороупрого материала соответствуют водонасыщенному песку: $\varphi = 0.48$, $\rho_s = 2650\text{ кг}\cdot\text{м}^{-3}$, $\rho_w = 997\text{ кг}\cdot\text{м}^{-3}$, $\rho_a = 2650\text{ кг}\cdot\text{м}^{-3}$, $K = 1.02\cdot 10^9\text{ Н}\cdot\text{м}^{-2}$, $G = 1.44\cdot 10^9\text{ Н}\cdot\text{м}^{-2}$, $K_s = 3.5\cdot 10^{10}\text{ Н}\cdot\text{м}^{-2}$, $K_w = 2.25\cdot 10^9\text{ Н}\cdot\text{м}^{-2}$, $K_a = 1.1\cdot 10^5\text{ Н}\cdot\text{м}^{-2}$, $k = 2.5\cdot 10^{-12}\text{ м}^2$, $\eta_w = 10^{-3}\text{ Н}\cdot\text{с}\cdot\text{м}^{-2}$, $\eta_a = 1.8\cdot 10^{-5}\text{ Н}\cdot\text{с}\cdot\text{м}^{-2}$, $p^d = 5\cdot 10^4\text{ Н}\cdot\text{с}^{-1}\cdot\text{м}^{-2}$, $S_w = 0.9$, $S_{rw} = 0$, $S_{ra} = 1$, $\vartheta = 1.5$. Получены динамические отклики перемещений и поровых давлений на поверхности полупространства и во внутренних точках. Продемонстрировано влияние коэффициента насыщенности на решение. Проведено сравнение решений, полученных при различных граничных условиях.

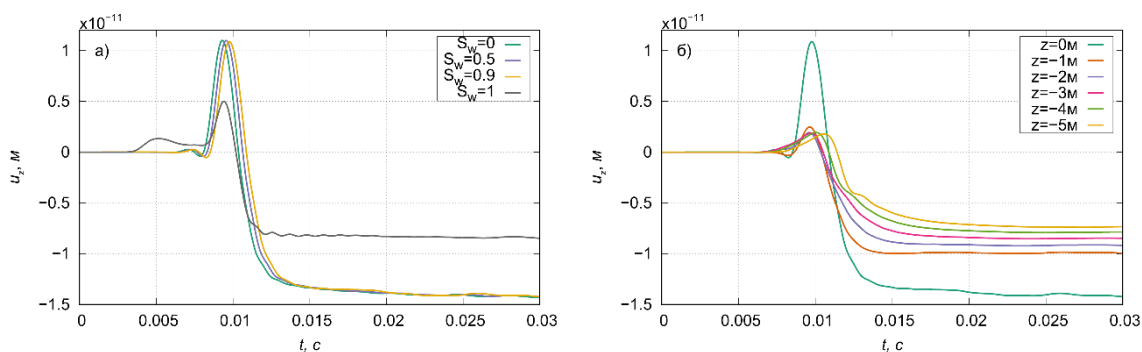


Рисунок 1 – Вертикальные перемещения на расстоянии 7м от площадки нагружения: а) при различных значениях насыщенности S_w ; б) на различной глубине при $S_w = 0.9$

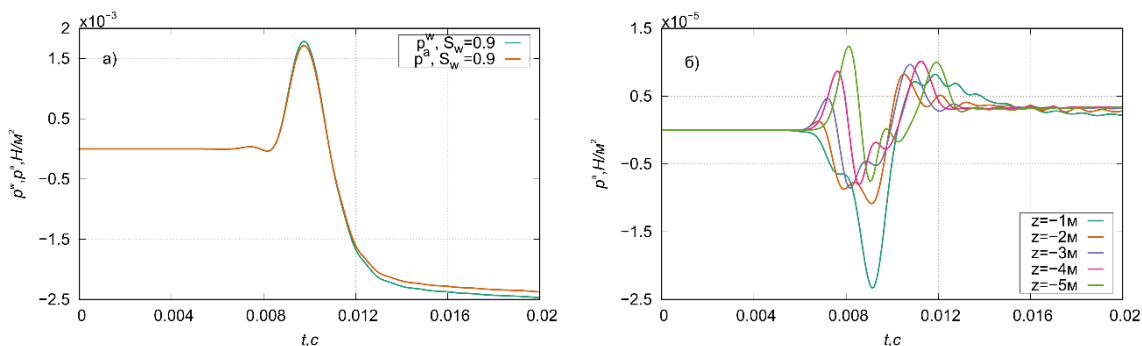


Рисунок 2 – Поровые давления при $S_w = 0.9$ на расстоянии 7м от площадки нагружения: а) воды и воздуха; б) воздуха на различной глубине

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-08-01262).

Список литературы

5. Li P., Schanz M. Time domain boundary element formulation for partially saturated poroelasticity // *Engineering Analysis with Boundary Elements*. – 2013. – V. 37(11). – pp. 1483–1498.
6. Баженов В.Г., Игумнов Л.А. Методы граничных интегральных уравнений и граничных элементов в решении задач трехмерной динамической теории упругости с сопряженными полями. – М: Физматлит, 2008. – 352 с.
7. Vorobtsov, I., Belov, A., Petrov, A. Development of boundary-element time-step scheme in solving 3D poroelastodynamics problems (2018) // *EPJ Web of Conferences*. – 2018. – № 183. – p. 01042.

ВЛИЯНИЕ НЕИДЕАЛИЗИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

А.Н. АНОШКИН, П.В. ПИСАРЕВ, Д.А. ЕРМАКОВ, Н.А. МЕРЗЛЯКОВА

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: pisarev85@live.ru

Объем производства композиционных материалов (КМ) растет с каждым годом. Одной из перспективных технологий создания композиционных материалов с высокими физико-механическими свойствами является технология пространственного плетения армирующих каркасов [1]. Пространственно-армированные композиционные материалы (ПАКМ) используются практически во всех типах передовых инженерных сооружений, причем их применение варьируется от самолетов, вертолетов и космических кораблей до лодок и морских платформ, а также автомобилей, спортивных товаров, оборудования для химической обработки и гражданской инфраструктуры, таких как мосты и здания [2]. Для разработки таких материалов, соответствующих различным эксплуатационным требованиям, необходимо использовать методы прогнозирования их механических свойств [3,4].

В процессе изготовления конструкций из ПАКМ может меняться форма и структура армирования, геометрические характеристики сечений нитей, что приводит к значительному изменению свойств материала в объеме конструкции.

В рамках настоящей работы объектами исследования являются ячейка периодичности и представительный объем ПАКМ состоящий из девяти ячеек периодичности. Армирующий каркас ячейки периодичности представляет собой систему из трех нитей и включает в себя нити по основе, уточные нити, прошивочные нити. Части армирующего каркаса связаны между собой с помощью матрицы. В работе исследуется влияние реальной структуры нитей на эффективные упругие характеристики ПАКМ.

Для проведения ряда вычислительных экспериментов, по известным схемам плетения, были построены идеализированные структуры ПАКМ, рисунок 1, а. Для выявления реальной геометрии волокон были проведены томографические исследования. По результатам томографических исследований выявлены характерные деформации нитей и особенности их взаимного расположения относительно друг друга и построена геометрическая модель неидеализированной структуры ПАКМ, рисунок 1, б.

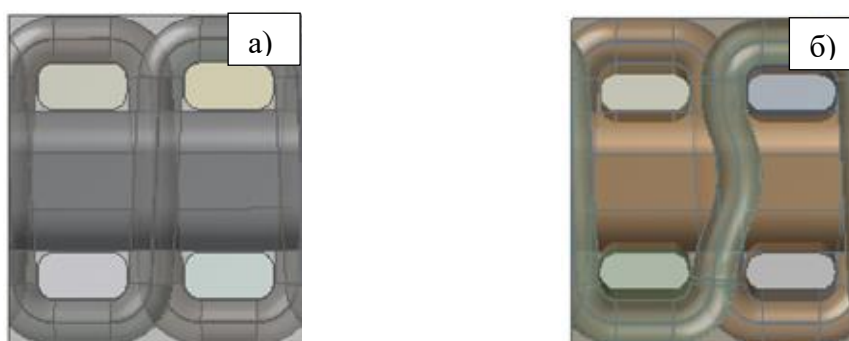


Рисунок 1 - Геометрические модели структуры ПАКМ: а) идеализированная; б) неидеализированная

Для рассматриваемых ячеек периодичности и представительных объемов решались краевые задачи теории упругости неоднородного анизотропного тела для шести вариантов граничных условий. Значения эффективных модулей получены методом осреднения по объему. По результатам численных экспериментов проведено сравнение эффективных упругих характеристик идеализированной и неидеализированной структур, таблица 1.

Таблица 1 – Эффективные упругие свойства ПАКМ

Модель	E_x , ГПа	E_y , ГПа	E_z , ГПа	ν_{xy}	ν_{yz}	ν_{xz}	G_{xy} , ГПа	G_{yz} , ГПа	G_{xz} , ГПа
Идеализованная геометрия ПАКМ (1 ЯП)	59.98	44.28	6.93	0.074	0.260	0.273	3.39	2.83	2.72
Неидеализованная ПАКМ (1 ЯП)	56.62	34.99	9.21	0.088	0.229	0.251	3.40	2.82	2.68
Неидеализованная ПАКМ (9 ЯП)	59.52	36.40	10.52	0.053	0.241	0.254	3.15	2.92	2.91

Анализ полученных результатов выявил, что для неидеализированных структур наблюдается снижение значений эффективных упругих характеристик по сравнению с идеализированной структурой. Максимальное снижение наблюдается для E_y и составляет 20,98 %, минимальное снижение наблюдается для G_{yz} и составляет 0,25 %.

Более того, для исключения погрешности вносимыми краевыми эффектами были проведены исследования на девяти ячейках периодичности. При сравнении значений, полученных для одной ячейки периодичности и представительного объема из девяти ячеек периодичности, выявлено незначительное снижение значений эффективных упругих характеристик, максимальное снижение наблюдается для E_y и составляет 17,2 %, минимальное снижение наблюдается для E_x и составляет 0,77 %.

Таким образом, проведено сравнение результатов значений эффективных свойств ПАКМ идеализированной и неидеализированной структур. При расчете эффективных упругих характеристик ПАКМ важно учитывать реальную структуру плетения. Кроме того, для исключения погрешности, вносимых краевыми эффектами, необходимо рассматривать представительный объем ПАКМ, состоящий, как минимум, из девяти ячеек периодичности.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке РФФИ (проект № 18-19-00722).

Список литературы

1. Шевченко А.А. Физикохимия и механика композиционных материалов: Учебное пособие для вузов. – СПб.: ЦОП «Профессия», 2010. 224 с.
2. Tong L., Mouritz A.P., Bannister M.K. 3D Fibre Reinforced Polymer Composites. – Oxford: Elsevier Science Ltd, 2002. - 241 с.
3. Carey, J.P. Handbook of Advances in Braided Composite Materials: Theory, Production, Testing and Applications 21 September 2016, P. 1-479.
4. Anoshkin A.N., Pisarev P.V., Ermakov D.A. and Merzlyakova N.A. Prediction of elastic characteristics of spatially reinforced composite materials // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – № 406.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОВЛИЯНИЯ ЯЧЕЕК НА ЛИНЕЙНЫХ И НЕЛИНЕЙНЫХ РЕЖИМАХ РАБОТЫ

П.В. ПИСАРЕВ, К.А. МАКСИМОВА

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
E-mail: pisarev85@live.ru

В настоящее время экология авиационного транспорта стала второй по актуальности проблемой, выделяемой Международной организацией гражданской авиации (ИКАО), уступая первое место только безопасности полетов. Одной из доминирующих составляющих вредного воздействия авиации на окружающую среду является шум на местности, создаваемый воздушными судами. Одним из наиболее эффективных способов снижения шума авиационных двигательных установок является включение в её состав звукопоглощающих конструкций (ЗПК)[1]. ЗПК представляют собой совокупность резонаторов Гельмгольца, выполненных в виде сотовой конструкции из полимерных композиционных материалов.

К настоящему времени разработан ряд ЗПК резонансного типа: одно-, двух и трехслойные сотовые панели ЗПК, позволяющие обеспечить снижение шума в широком диапазоне частот, благодаря работе резонаторов, настроенных на различные частоты [1]. Обзор некоторых работ выявил, что близко расположенные резонаторы снижают акустическую эффективность конструкции в целом [2-4]. Однако, на сегодняшний день, вопрос взаимовлияния резонаторов и их совместной работы изучен недостаточно.

В рамках настоящей работы представлены результаты экспериментальных исследований образцов ЗПК на интерферометре с нормальным падением звуковой волны при уровнях звукового давления 100 и 130 дБ.

Для проведения исследования были разработаны геометрические модели образцов, содержащих призматические ячейки разной высоты и объема. Геометрические характеристики ячеек принимались следующими: высота резонатора 10 и 20 мм, длина стороны гексагона 8 и 5 мм соответственно. Диаметр горла и высота горла для обеих моделей 2 и 1 мм соответственно. Кроме этого, были разработаны образцы, содержащие пару резонаторов близкорасположенных друг к другу. Все геометрические модели представлены на рисунке 1. На основе разработанных геометрических моделей были изготовлены эталонные образцы по технологии FDM прототипирования.

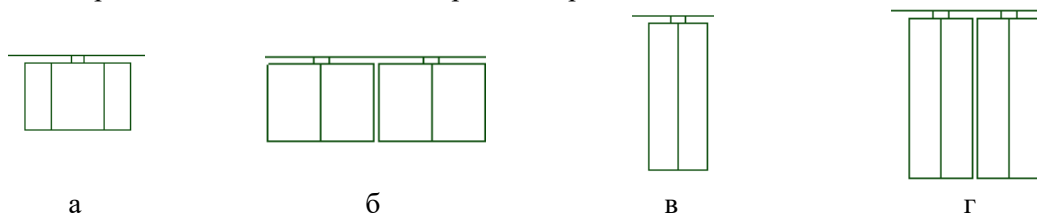


Рисунок 1 - Геометрические модели образцов: а - модель А1, б - Модель А2, в - модель Б1, г - модель Б2

По результатам лабораторных экспериментов были получены зависимости коэффициента звукопоглощения от частоты (рисунок 2).

Определено, что модель А1 при уровнях звукового давления 100 дБ и 130 дБ эффективнее, чем модель Б1.

Выявлено, что при повышении уровня звукового давления со 100 дБ до 130 дБ для модели А1 происходит снижение коэффициента звукопоглощения на 26,8%. Для модели Б1 также происходит снижение коэффициента звукопоглощения на 23,3%.

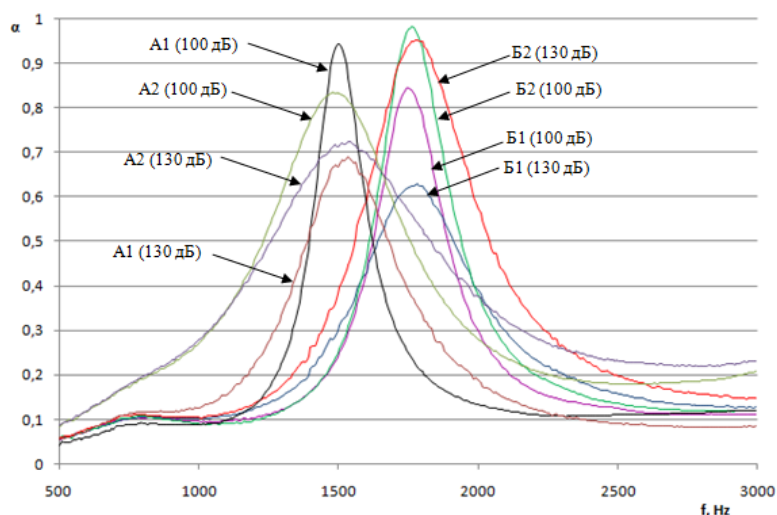


Рисунок 2 - График зависимости коэффициента звукопоглощения от частоты

Подтверждено взаимовлияние резонаторов при их совместной работе. При совместной работе резонаторов модели А2 при уровне звукового давления 100 дБ происходит снижение коэффициента звукопоглощения на 11,6%. А при уровне звукового давления 130 дБ происходит увеличение коэффициента звукопоглощения на 4,4% при сравнении с единичным резонатором. Что свидетельствует об уменьшении эффекта взаимовлияния резонаторов, на нелинейных режимах работы.

Анализ результатов, полученных для резонаторов Б2, выявил, что при уровне звукового давления 100 дБ происходит увеличение коэффициента звукопоглощения на 14,9%. При уровне звукового давления 130 дБ также происходит увеличение коэффициента звукопоглощения на 32,9% при сравнении с единичным резонатором. Таким образом, выявлено, что на снижение эффекта взаимовлияния на нелинейных режимах работы резонаторов Гельмгольца влияют их геометрические характеристики.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке РФФ (проект № 18-79-00295).

Список литературы

1. Захаров А.Г., Аношкин А.Н., Паньков А.А., Писарев П.В. Акустические резонансные характеристики двух- и трехслойных сотовых звукопоглощающих панелей // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. –2016.– № 46. – С. 144-159.
2. Selamat A., Lee I., Helmholtz resonator with extended neck // J. Acoust. Soc. Am. - 2003. - № 113(4). - pp. 1975-1985.
3. Mahmud Md A., Hossain Md. Z., Islam S., Morshed M.M.M, A comparative study between different Helmholtz resonator systems //Acoustique Canadienne. - 2016. - № 44(4). - pp. 12-17.
4. Писарев П.В., Максимова К.А. Взаимовлияние резонаторов при нормальном падении звуковой волны //Научно-технический вестник Поволжья. - 2019. - №4. - с. 90-92.
5. Федотов Е.С., Кустов О.Ю., Храмов И.В., Пальчиковский В.В. Сравнительный анализ акустических интерферометров на основе расчетно-экспериментальных исследований образцов звукопоглощающих конструкций // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. – 2017. – № 48. – С.89-103.

К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ФРИКЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТЕЙ НА УСТАНОВКЕ УМТ–1

В.К. БЕЛОВ¹, Е.В. ГУБАРЕВ¹, О.В. КРИВКО¹, Э.Г. САМОРОДОВА²

¹ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»

²ПАО ММК

E-mail: samorodova.eg@mmk.ru

Установка для определения физико-механических свойств материалов УМТ–1 (Bruker) позволяет измерять различные показатели твёрдости, показатели скрач теста и фрикционные характеристики различных поверхностей [1-3]. На установке реализуется три динамические режимы измерения: режим линейно возрастающей нагрузки (**PLT**); режим постоянной нагрузки (**CLT**); многопроходный режим нагрузочных испытаний (**MPT**). На рисунке 1 приведён пример определения коэффициента трения μ , как отношения горизонтальной силы к вертикальной силе, действующей на индентор. Здесь реализован режим PLT на инденторе Бринелля (диаметром 6,3 мм) и скорости перемещения индентора 0,007 мм/с.

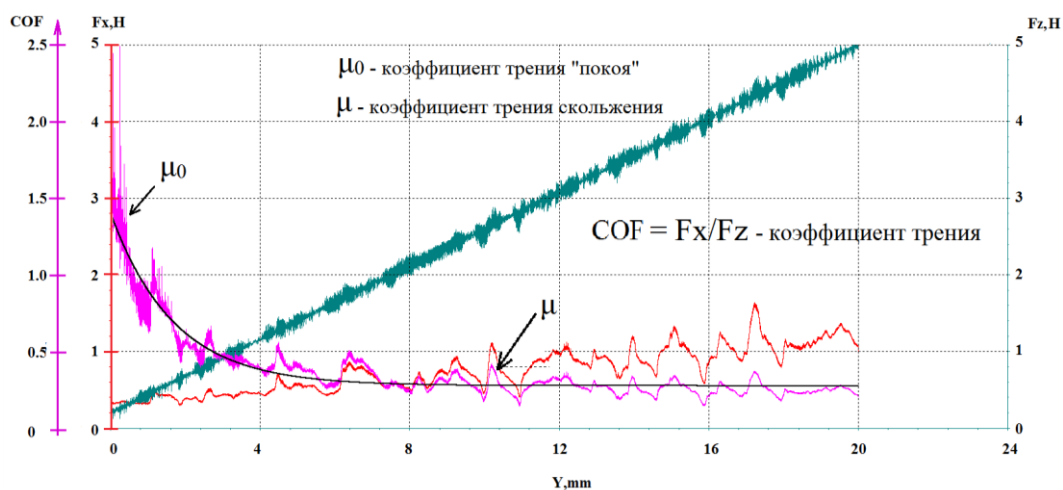


Рисунок 1

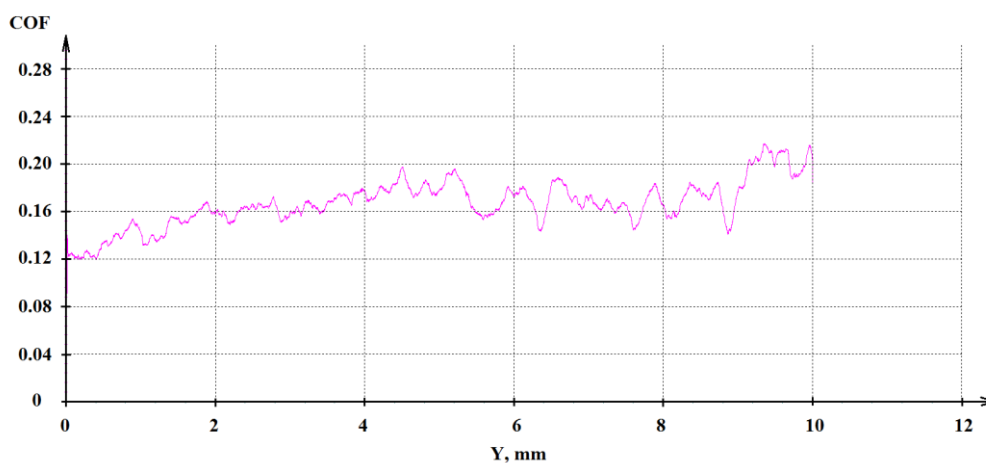


Рисунок 2

На рис.2 приведён пример определения коэффициентов трения при определении различных видов смазки поверхности оцинкованного стального листа перед штамповкой в режиме CLT. Подобные измерения позволили показать, что коэффициенты трения при смазке Ferroscoat на 30% ниже, чем при смазке Ferroscoat+Bonderite. Это очень значимые отличия. Использование смазки Ferroscoat+Bonderite может снизить негативный эффект "пыления" цинкового покрытия при штамповке кузовных деталей автомобилей. На рис.1 приведён пример определения коэффициентов трения для различных видов полимерных покрытий (гладкая и текстурированная поверхность). Эта информация была необходима для выяснения причин проседания рулонов стального листа с текстурированным покрытием. Для всех поверхностей определялись 3D параметры микро топографии поверхности по методике [4-7].

Следует обратить внимание, что в данных измерениях используется режим PLT и определяемые коэффициенты μ отличны от коэффициентов трения, определяемых по традиционной классической методике режима CLT. Особенно интересны значения μ_0 , позволяющие оценить адгезионную составляющую коэффициента трения, а точнее, условие срыва одной поверхности относительно другой.

Список литературы

- 1 Belov V., Gubarev E., Begletsov D., Krivko O. Change of void volume of steel sheet rough layer after deformation by roll with given surface roughness // Key Engineering Materials. 2017. Vol. 743. pp. 223-228. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.743.223>.
- 2 Belov V.K., Gubarev E.V., Papshev A.V., Gofman N.G., Begletsov D.O. Correlation between 3d texture of steel substrate and tin-coated surface with various coating masses // Key Engineering Materials. 2018. Vol. 769. pp. 120-127. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.769.120>.
- 3 Belov V.K., Gubarev E.V., Papshev A.V., Gofman N.G., Begletsov D.O. Development of a scratch test method to determine adhesion and strength properties of coated steel sheets V K Belov et al 2019 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 597 012012 doi:10.1088/1757-899X/597/1/012012.
- 4 Белов В.К Требования к микро топографии поверхности листовой продукции и возможности металлургической промышленности — прошлое, настоящее, будущее. "Черная металлургия". 2015. №7. С.89-93 и 2015. №8 С.51-59.
- 5 Белов В.К., Пономарева М.В. Новый подход к регламентации микро топографии поверхности холоднокатанного листа с использованием современных 3D параметров Бюллетень научно-технической и экономической информации "Черная металлургия" 2012. № 5 (1349). С. 46-55.
- 6 Belov V.K., Dyakova M.V., Laskov S.A., Gorbunov A.V., Radionov A.F., Zhumagaliev N.I., Krivoshchekov P.S. 3D surface microtopography of cold-rolled and galvanized strip Steel in Translation. 2013. Vol. 43. № 11. pp. 750-755.
- 7 Белов В.К., Беглецов Д.О., Губарев Е.В., Денисов С.В., Дьякова М.В., Смирнов К.В. Особенности использования 3D топографических характеристик поверхности в инженерном деле Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова 2014. №1 (45) С. 73-80.

ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕЙ ФАЗЫ В СПИРАЛЬНЫХ СТРУКТУРАХ

Е.И. СМИРНОВА, Р.О. РЕЗАЕВ

Томский политехнический университет

E-mail: katrina.smirn@gmail.com

На основании системы уравнений Гинзбурга-Ландау и Пуассона [1] проведено математическое моделирование динамики параметра порядка, описывающего сверхпроводящую фазу, в спиралеобразных структурах и показано появление участков проскальзывания сверхпроводящей фазы. Система уравнений и граничных условий выглядит следующим образом:

$$\frac{\partial \psi}{\partial t} = - \left(\frac{1}{i\kappa} \nabla - \mathbf{A} \right)^2 \psi + (1 - |\psi|^2) \psi - i\kappa \varphi \psi, \quad (1)$$

где \mathbf{A} вектор потенциал; φ скалярный потенциал, $\kappa = \lambda/\xi$ параметр Гинзбурга-Ландау, λ – глубина проникновения магнитного поля, ξ – длина когерентности. Граничные условия записываются исходя из требования равенства нулю нормальной компонентны сверхпроводящего тока на границе:

$$\left(\mathbf{n}, \frac{1}{i\kappa} \nabla - \mathbf{A} \right) \psi \Big|_{\partial D_s} = 0; \quad \left(\mathbf{n}, \frac{1}{i\kappa} \nabla - \mathbf{A} \right) \psi \Big|_{\partial D_y} = 0.$$

Уравнение на скалярный потенциал φ связано с решением уравнения (1):

$$\Delta \varphi = \frac{1}{\sigma} (\nabla, \mathbf{j}_{sc}),$$

где сверхпроводящий ток определяется соотношением $\mathbf{j}_{sc} = \frac{1}{2i\kappa} (\psi^* \nabla \psi - \psi \nabla \psi^*) - \mathbf{A} |\psi|^2$, σ удельная проводимость вещества в нормальном состоянии. Плотность транспортного тока вводится через граничные условия $j_{tr} = \text{const}$ с помощью виртуальных контактов:

$$(\mathbf{n}, \nabla) \varphi \Big|_{\partial D_s} = - \frac{1}{\sigma} j_{tr}; \quad (\mathbf{n}, \nabla) \varphi \Big|_{\partial D_y} = 0.$$

В качестве моделируемого материала был взят карбид вольфрама WC с соответствующими параметрами.

На рисунке 1 показаны результаты моделирования: распределение магнитного поля (нормальная к поверхности компонента) и параметра порядка в спиральных и планарных структурах. Из анализа рисунка видно, что в случае спиральных структур, распределение параметра порядка представляет совокупность участков с проскальзыванием фазы. Ожидается, что такие участки могут давать немотонный вид вольт-амперной характеристики по сравнению с планарными структурами (см. нижнюю панель рис.1.)

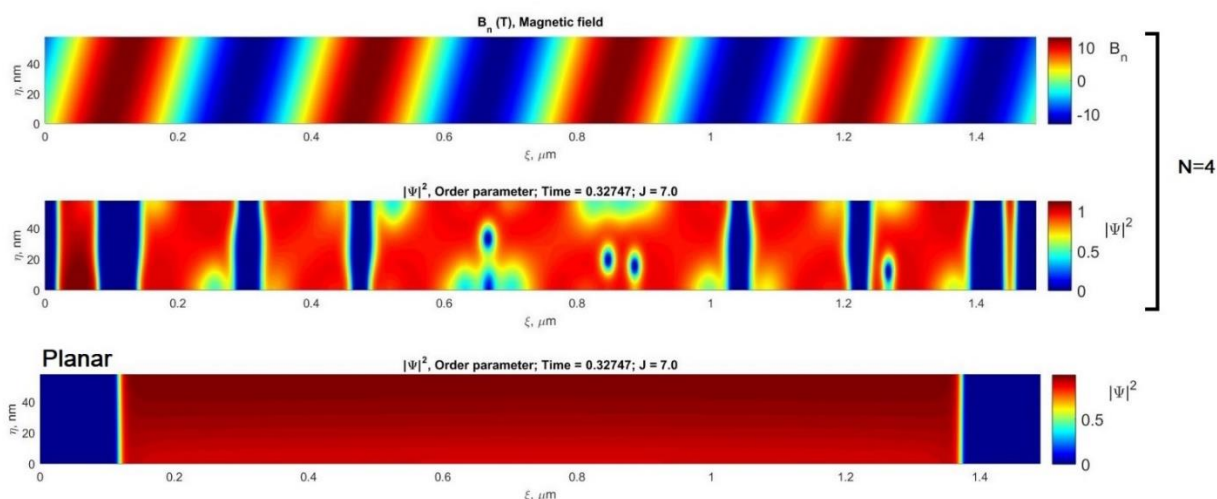


Рисунок 1 Распределение магнитного поля и параметра порядка для ширины спирали $W = 50$ nm, радиуса $R = 50$ nm, шага $P = 200$ nm и числа витков $N = 4$. Нижняя панель соответствует распределению параметра порядка на планарной структуре.

Прикладываемый транспортный ток $I \sim 0.6I_c$.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00228.

Список литературы

1. M. Tinkham. Introduction to Superconductivity. – McGraw-Hill: New York, –1996.
2. Fomin V.M., R.O. Rezaev, E.A. Levchenko, D. Grimm, and O.G. Schmidt Superconducting properties of nanostructured microhelices // J. Phys.: Condens. Matter. – 2017. – 29(1). – pp. 395301-395310.

ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ АВТОМАТИЗАЦИИ ПРОЦЕССА КОМПЛЕКСИРОВАНИЯ БОРТОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ

А.В. ХАКИМОВ

Санкт-Петербургский Национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики
E-mail: *a.v.khakov@mail.ru*

В настоящее время работы по проектированию летательных аппаратов (ЛА) становятся более сложными и трудоемкими. В первую очередь это обусловлено требованиями заказчиков ЛА к повышенному функционалу, нормативными документами и руководствами по разработке. Для заказчика, как правило, основными критериями выбора и покупки ЛА являются параметры такие, как:

- стоимость изделия;
- стоимость эксплуатации;
- срок эксплуатации изделия;
- безопасность использования.

Наряду с пожеланиями заказчика, четкие ограничения и требования по общему функциональному назначению накладывают нормативные документы, которые в явном виде описывают минимальный состав необходимого бортового оборудования. С учетом всех этих требований и разрабатываются документы (техническое предложение, техническое задание и т.д.), которые описывают первичный облик объекта.

Изучая современный рынок авионики, становится понятно, что существует множество готовых решений для выполнения функционала, необходимого потребителям. По сути, современное проектирование сводится к задаче комплексирования оборудования от различных фирм изготовителей. Под комплексированием [1] подразумевается соединение отдельных систем, подсистем и устройств для обеспечения требуемого функционала КБО. Данный процесс является весьма длительным и по его завершению, как правило, разработчики получают готовый комплекс.

Применительно к стандартизированным процессам разработки [2] выделяется этап предпроектных работ. Данный этап является начальным при ведении опытно-конструкторских работ (ОКР), на котором рассматривается целесообразность и возможность реализации всего проекта. Как правило, применяется наследственный подход проектирования с использованием наиболее подходящего по функционалу объекта. Далее выявляются его слабые места, и описывается перечень необходимых доработок. После принимается решение о начале проектных работ.

Основной сложность данного этапа является необходимость привлечения высококвалифицированных специалистов с большим опытом работы. Поскольку специалистам приходится работать с первичным и малоформализованным описанием комплекса, то возникает верхнеуровневая задача по обеспечению требуемого функционала. Обеспечение считается выполненным, когда составлен первичный облик КБО, который может быть изложен в виде головных документов: структурная схема, функциональная схема, схема деления и т.д. Все эти документы являются основными, и от их проработки зависит успех всего проекта.

Как показывает практика, составить документ, который содержал бы проработанную структуру всего комплекса с учетом готовых решений весьма трудоемко. Это обусловлено большим количеством итераций из-за поиска возможных решений, которые должны удовлетворять различным критериям. В виду этого и происходит изменение структуры КБО в процессе проектирования. Поэтому документы верхнего уровня постоянно корректируются. Это зависит от проблем, которые возникают на нижних уровнях проектирования. Внесение таких правок весьма сложно, и становится все более затруднительным при переходе к следующим этапам ведения ОКР.

В связи с описанными проблемами, возникает задача создания быстрого, дешевого и наиболее точного способа верхнеуровневого проектирования КБО. Идея преодоления большей части проблем заключается в применении и рассмотрении уже существующих технологий, а именно комплексирование готовых решений. Для решения задачи комплексирования наиболее целесообразно применение систем автоматизированного проектирования (САПР). По своей сути, это комбинаторная задача на основе логических правил принятия решения. Основная проблема этого процесса заключается в скорости обработки данных и поэтому слабым звеном является человек.

На сегодняшний день существует масса подходов автоматизации, которые применяются на разных уровнях проектирования [3]. Основные достоинства САПР (скорость обработки информации, уменьшение количества ошибок от влияния человеческого фактора, дешевизна однотипных операций и т.д.) делают ее весьма перспективной в сфере проектных работ по разработке новых КБО ЛА. Поэтому создание такой САПР является необходимой задачей, решение которой позволит осуществлять предпроектные работы за кратчайшее время. Разработчику необходимо лишь определиться с перечнем критериев, по которым будет осуществляться подбор систем и аппаратуры комплекса. По завершению работы САПР получается готовая модель КБО, которая основана на существующих решениях. Такая модель позволит в кратчайшие сроки приступить к реализации проекта. Так же преимуществом данной САПР является возможность автоматической декомпозиции функций различного уровня и выделение их в отдельный массив, в случае отсутствия систем, которые могли бы их выполнить. Таким образом, у разработчика появляется возможность доработки функционала комплекса путем введения своего уникального блока, что в свою очередь положительно сказывается на экономике предприятия изготовителя.

Для реализации такой САПР требуется значительное информационное обеспечение (ИО) и логико-математический аппарат (ЛМА), который позволит обеспечить качественный подбор систем. В настоящее время для подбора систем и оптимизации структуры, широко применимы подходы математического программирования по булевым переменным [4] и генетических алгоритмов [5]. Таким образом, реализуется ЛМА представленной САПР. ИО представляется базой данных САПР, которая содержит множество готовых решений, описанных в виде математических моделей по различным параметрам. Параметры описания зависят от назначения каждой системы. Данная САПР реализуется в виде программного продукта, ориентированного на специалистов в области авиационного приборостроения.

Перспективы развития представленной САПР очевидны, так как повышение требований по различным параметрам к КБО требует постоянных модернизаций в кратчайшие сроки. Без применения автоматизации уменьшение времени разработки и повышения качества продукта не представляется возможным. С экономической точки зрения, наличие на рынке централизованной базы компонентов КБО позволит вести здоровую конкуренцию и выявлять области, которые подлежат проработке в первую очередь.

Список литературы:

1. Андреев Л.В., Богословский С.В., Видин Б.В., Жаринов И.О., Жаринов О.О., Парамонов П.П., Сабо Ю.И. Формализация вектора наблюдений измерительного комплекса беспилотных летательных аппаратов // Изв. вузов. Приборостроение. – 2009. – Т. 52. – № 11. – С. 23–27.
2. ГОСТ РВ 15.203-2001 Порядок выполнения опытно-конструкторских работ по созданию изделий и их составных частей. // Принят Постановлением Госстандарта России от 2 декабря 2001 г. № 579-ст.
3. Парамонов П.П., Гатчин Ю.А., Жаринов И.О., Жаринов О.О., Дейко М.С., Принципы построения отраслевой системы автоматизированного проектирования в авиационном приборостроении // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. 2012. № 6. с. 111-117

4. Неретина В.В., Нугуманов Д.У. Принцип оптимального комплексирования бортового оборудования малоразмерных беспилотных летательных аппаратов // Наука. Технологии. Инновации. Сборник статей по итогам Международной научно-практической конференции. – 2019. – С. 52-57.
5. Ефанов В.Н., Тузбеков Р.М. Принципы формирования оптимального облика бортового оборудования перспективного вертолета // Вестник УГАТУ. – 2014. – Т. 18, – №2 (63). – С. 103-112.

ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННАЯ ОБРАБОТКА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Т.В. ШАКИРЗЯНОВ, Т.Р. АБЛЯЗ, Е.С. ШЛЫКОВ, К.Р. МУРАТОВ

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

E-mail: tmurs@mail.ru

В настоящее время перспективы развития новой техники в авиастроении связывают с широким использованием композиционных конструкционных углепластиковых материалов, что позволяет повысить эксплуатационные характеристики конструкций изделий, а так же снизить трудоемкость и материалоемкость при их изготовлении [1].

Не смотря на то что, формообразование элементов конструкции из конструкционных композитных материалов происходит путем плетения, для получения готового изделия необходимо зачастую применять лезвийные методы обработки. В процессе обработки композитного материала возникают поверхностные дефекты при воздействии режущего инструмента. расположения поверхностей [2,3].

Адекватным решением является применение технологии электроэрозионной обработки (ЭЭО). В настоящее время процесс ЭЭО ПКМ не изучен в полной мере.

Целью работы является, исследование воздействия электрофизических методов обработки конструкционных композиционных материалов на основе реактопласта ВКУ-29.

ЭЭО ВКУ-29 проводилась электродами-инструментами (ЭИ) из разных материалов (рис.1). ЭИ № 1 выполнен из графита марки ЭГ по ГОСТ 4426–80. ЭИ № 2 выполнен из композиционных материалов типа псевдосплав системы медь+коллоидный графит (CuC), в качестве основы использовались порошки меди ПМС-1 (ГОСТ 49-60-75) и сухого коллоидного графита марки С-1 (ТУ 113-08-48-63-90). ЭИ № 3 выполнен из меди марки М1 по ГОСТ 1173–2006.

Обработка производилась на трёх режимах при постоянном $T_{on}=150$ мкс – время включения импульсов (мкс), $U=100$ В – напряжение. Варьировалось значение величины силы тока I 8А (max), 2А (med), 0,5 А (min).

Установлено, что обработка ПКМ на тах режиме, не зависимо от материала ЭИ, сопровождается интенсивным горением материала. На поверхности образца наблюдаются прижоги. Процесс обработки не стабильный. На рис. 1 представлены значения величины бокового межэлектродного зазора (МЭЗ). МЭЗ рассчитывалась как разность ширины полученного методом ЭЭО паза в ПКМ, и ширины ЭИ.

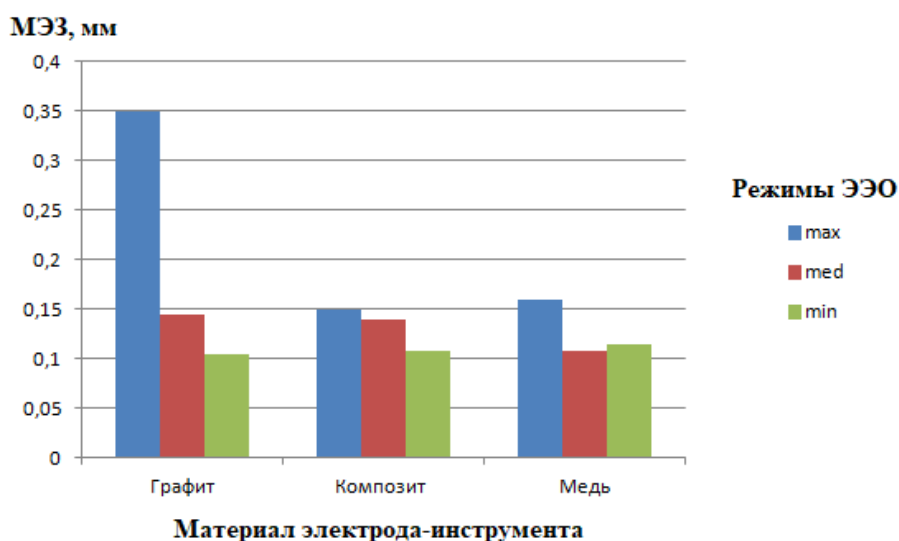


Рисунок 1 - Величина МЭЗ при обработке ВКУ-29

В результате проведенных экспериментов установлено, что при ЭЭО ПКМ композитным ЭИ обеспечивается наилучшее качество рельефа обработанной поверхности (рис.2).

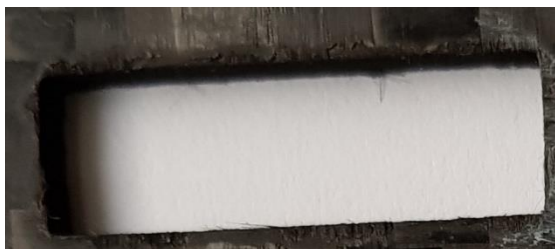


Рисунок 2 - Поверхность ВКУ-29 после ЭЭО композитным ЭИ

Установлено, что при ЭЭО композитным ЭИ на обработанной поверхности отсутствуют следы разорванных слоев и ворсистости, не требуется последующей чистовой обработки. Наблюдается эффект «спекания» волокна ПКМ на обработанной поверхности. Процесс обработки сопровождался стабильным искрообразованием без возникновения наростов на рабочих поверхностях ЭИ.

Выводы.

1. Отсутствие ворсистости и следов разрыва волокна на обработанной поверхности позволяет сделать вывод о возможности применения технологии ЭЭО композитным ЭИ для обработки изделий из ВКУ-29.

2. Показано, что при проектировании композитного ЭИ для ЭЭО материала ВКУ-29 необходимо эквидистантно уменьшить размер рабочей части на величину $MЭЗ = 0.14$ мм.

Список литературы

1. Рычков Д.А., Янюшкин А.С., Лобанов Д.В., Базаркина В.В. Совершенствование технологии формообразования высокопрочных стекловолоконистых композиционных материалов на полимерной основе / Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). -2012. - № 3. - С. 150-153.
2. Ярославцев В.М. Высокоэффективные технологии обработки изделий из композиционных материалов: учеб. пособие. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012.С. 9-13.
3. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года /В сб.: Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-технич. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ. 2012. С. 7-17

АНАЛИЗ ПОДХОДОВ К ОЦЕНКЕ НАДЕЖНОСТИ ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Е.Н. ШИРЯЕВА, М.А. ПОЛЯКОВА

ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова»

E-mail: e.shyraeva@mail.ru

Одним из ключевых понятий, определяющих способность технического объекта, технической или технологической системы выполнять потребительские функции, является надежность. В стандарте ГОСТ Р ИСО 9000-2008 определение термина «надежность» (dependability) является собирательным и применяется для описания свойств готовности, а также влияющих на него свойств безотказности, ремонтпригодности и обеспеченности технического обслуживания и ремонта. Термин «надежность» (dependability) применяется только для общего неколичественного описания свойства. Надежность является частью более обобщенного понятия – качества (quality), которое определяется в стандарте как степень соответствия совокупности присущих характеристик некоторым требованиям. Термин «качество» может применяться с такими прилагательными, как плохое, хорошее или превосходное.

В настоящее время существует множество стандартов, определяющих понятие «надежность». Терминологические особенности в описании надежности различными стандартами, вызванными одновременным использованием терминов международных и российских стандартов, которые в настоящее время не гармонизированы, существенно усложняют задачу решения анализа надежности. Целью данного исследования является анализ существующих подходов к определению надежности и методов ее оценки.

На сегодняшний день в российской системе стандартизации по вопросам надежности в технике создалась ситуация отсутствия нормативного документа, содержащего основные термины и определения. Из-за того, что все стандарты под заголовком «Надежность в технике», вышедшие за последние годы, ссылаются на ГОСТ 27.002-89, который не действует в настоящее время на территории РФ, будем рассматривать этот нормативный документ в качестве «условного» терминологического словаря.

В действующих на территории Российской Федерации стандартах надежность определяют как для технических объектов, для технических и технологических систем.

По ГОСТ 27.002-2015 [1] *техническим объектом* может быть сборочная единица, деталь, компонент, элемент, устройство, функциональная единица, оборудование, изделие, система, сооружение. В этом случае надежностью будет считаться свойство объекта сохранять во времени способность выполнять требуемые функции в заданных режимах и условиях применения, технического обслуживания, хранения и транспортирования. Надежность в данном контексте является комплексным свойством, которое в зависимости от назначения объекта и условий его применения может включать свойства безотказности, ремонтпригодности, восстанавливаемости, долговечности, сохраняемости, готовности или определенные сочетания этих свойств.

Под *технической системой* по ГОСТ Р 57194.1-2016 понимается целостная совокупность конечного числа взаимосвязанных материальных объектов, имеющая последовательно взаимодействующие сенсорную и исполнительную функциональные части, модель их предопределенного поведения в пространстве равновесных устойчивых состояний и способная при нахождении хотя бы в одном из них (целевом состоянии) самостоятельно в штатных условиях выполнять предусмотренные ее конструкцией потребительские функции. Техническая система и ее состояния всегда рассматриваются в рамках ее жизненного цикла [2].

Технологической системой по ГОСТ 27.004-85 считается совокупность функционально взаимосвязанных средств технологического оснащения, предметов производства и исполнителей для выполнения в регламентированных условиях производства заданных технологических процессов или операций [3]. К предметам производства относятся: материал, заготовка, полуфабрикат и изделие, находящиеся в соответствии с выполняемым технологическим процессом в стадии хранения,

транспортирования, формообразования, обработки, сборки, ремонта, контроля и испытаний.

Рассматривая понятие «надежность» необходимо проанализировать также основные методы ее оценки. На рисунке 1 представлены существующие методы оценки надежности.



Рисунок 1 – Методы оценки надежности технических объектов, технических систем и технологических систем

Из приведенной схемы видно, что оценка надежности является достаточно сложным процессом, поскольку для ее определения можно использовать различные подходы и методы. При этом следует учитывать, что несмотря на то, что для оценки надежности по параметрам качества и параметрам производительности используются одни и те же методы, исходная информация в каждом конкретном случае будет в значительной степени различаться. Это в значительной степени усложняет не только процесс расчета, но и сбор необходимых данных для оценки надежности. Преимуществом критериального подхода оценки надежности [4] является использование формализованных критериев, которые в обобщенном виде позволяют представить различные по своей физической сути исходные данные, необходимые для расчетов.

Таким образом, проведенный анализ является основанием для выбора метода оценки надежности в зависимости от вида анализируемого объекта, что необходимо для разработки научно обоснованных решений по совершенствованию технических объектов, технических и технологических систем.

Список литературы

1. ГОСТ 27.002-2015. Надежность в технике. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 2016. - 23 с.
2. ГОСТ Р 57194-2016. Трансфер технологий. Общие положения. – М.: Стандартинформ, 2016. – 9 с.
3. ГОСТ 27.004-85. Надежность в технике. Системы технологические. Термины и определения. М.: Стандартинформ, 1986.- 9 с.
4. Половинкин А.И. Основы инженерного творчества: учебное пособие для студентов вузов. – М.: Машиностроение, 1988. – 368 с.

ПРИМЕНЕНИЕ ПОЗИТРОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИРОДНЫХ ПОЛИМЕРОВ

ЦУЙ ЦЗЯН, Р.С. ЛАПТЕВ, К.П. АРЕФЬЕВ

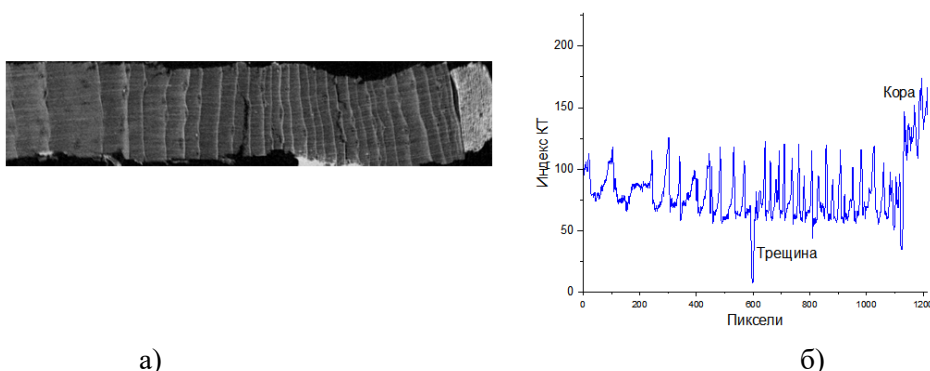
Национальный исследовательский Томский политехнический университет

E-mail: ttszyan@mail.ru

Введение. Возможности методов позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) и компьютерной рентгеновской томографии (КТ) при послойном исследовании характеристик древесины сосны кедровой. Позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС) и компьютерная рентгеновская томография (КТ) представляют собой современные методы изучения структуры и дефектоскопии вещества. Характеристики годичных колец могут быть индикаторами состояния как окружающей среды так и самого дерева. Существуют и разрабатываются новые методы, позволяющие получать информацию об условиях произрастания деревьев и проводить ретроспективный анализ изменений климата. Рентгеновский томографический метод отличается высокой точностью измерений (сканирование объекта с разрешением $6 \div 180 \mu\text{m}$). Метод ПАС позволяет оценить пористость древесины на клеточном уровне (размеры пор в древесине $0,47 \div 0,73 \text{ nm}$). Метод ПАС используется для изучения молекулярных характеристик полимеров и композитов на их основе.

Дальнейшие цели: выявить и датировать изменения древесины клеточных стенок в растущем дереве для твердотельной, жидкой и газовой составляющих древесины. Данные могут использоваться для задач дендроклиматологии и биометеорологии [1, 2].

Результаты КТ измерений. Было показано, что не все породы деревьев подходят для сканирования. Например, рентгеновские изображения осины отличает низкая контрастность. В то же время сосна и кедр имеют контрастные границы перехода из одной стадии роста годичного кольца в другую, обеспечивая сканирование с высокой контрастностью. При высоком разрешении ($\leq 6 \mu\text{m}$) возможно оценить толщину и плотность клеточной стенки образца. Оцифровка изображений и определение плотности годичных колец в настоящее время не представляет особых трудностей (рис. 1).



а) Рисунок 1 – КТ измерения кедрового ядра 2 категории виталитета
а) изображения одного из сечений ядра на томографе; б) Оцифровка усредненного сечения ядра. Данные по плотности годичных колец с относительных единиц.

Результаты ПАС измерений

Из полученных методом ПАС данных было выделено 3 компоненты: 1 короткоживущая $\tau_1 = 373,4 \pm 0,2 \text{ ps}$ и 2 долгоживущие, $\tau_2 = 1494,3 \pm 4,1 \text{ ps}$, $\tau_3 = 2757,5 \pm 23,8 \text{ ps}$. (Рис. 2)

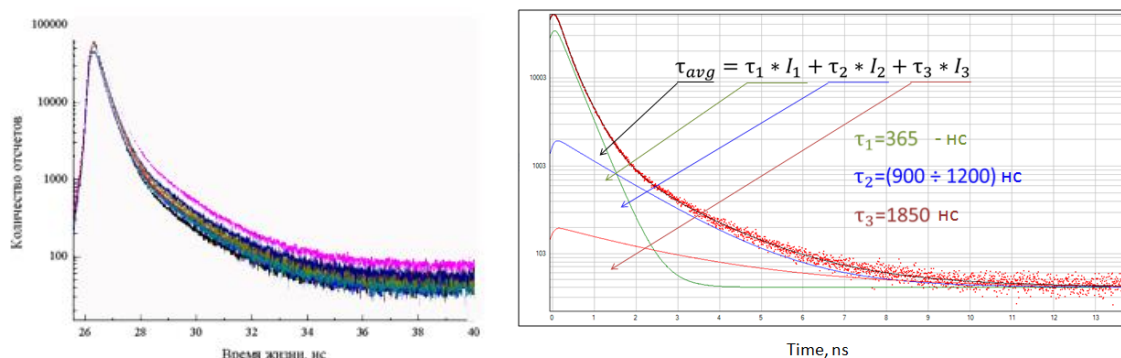


Рисунок 2 – Результаты эксперимента ПАС

Первую компоненту можно связать с аннигиляцией позитронов в твердом теле. Имеющиеся работы в этом направлении связывают интенсивность короткоживущей компоненты (τ_1 время жизни позитрона в свободном состоянии) с интенсивностью аннигиляции позитрона Ps в углеродосодержащих молекулах.

По известным литературным данным компонента τ_2 ассоциируется с орто-позитронием в жидкостях (вода и смолы), заполняющими пространства древесной матрицы и внутриклеточные поры.

Заключение.

Использование метода ПАС позволяет оценить плотность клеточной стенки древесины, соотношение фазовых компонент и ее пористость. Методы КТ и ПАС относятся к методам неразрушающего контроля и имеют высокую точность измерений. Результаты измерений обоими методами позволяют получить более полное представление о структуре и характеристиках древесины.

Список литературы

1. X-ray imaging and computed tomography of conifer tree rings for climatological purposes / Bondarenko, S.L., Batranin, A.V., Smirnov, S.V., Stuchebrov, S.G. // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 2018, Vol. 211(1): Environmental Observations, Modeling and Information Systems: ENVIROMIS-2018, 012044.
2. Арефьев К.П., Бондаренко А.Л., Бондаренко С.Л., Лидер А.М., Лаптев Р.С., Бордулев Ю.С., Михайлов А.А. Позитронная спектроскопия древесной структуры сосны сибирской кедровой // Известия вузов. Физика, 2014. Т. 57, № 11/12. С. 261–266.

Научное издание

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ НОВЫХ ПОКОЛЕНИЙ

Сборник научных трудов
II Международного молодежного конгресса

Компьютерная верстка *М.С. Зайцева, И.Э. Васильева*

**Зарегистрировано в Издательстве ТПУ
Размещено на корпоративном портале ТПУ**



Издательство

ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ