



**ИНСТИТУТ ЛАЗЕРНЫХ
И ПЛАЗМЕННЫХ
ТЕХНОЛОГИЙ
ИПАТЭ НИЯУ МИФИ**

ИПАТЭ НИЯУ МИФИ



**ЛАБОРАТОРИЯ
МАТЕРИАЛОВ ИПАТЭ**

**ХVI МЕЖДУНАРОДНЫЙ СЕМИНАР
СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ
МОДИФИЦИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ
МНТ-ХVI**

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

15 июня – 17 июня 2021 г.

ОБНИНСК

Международный семинар «Структурные основы модифицирования материалов» МНТ-ХVI проведен при поддержке ИАТЭ НИЯУ МИФИ и ООО «Лаборатория материалов ИАТЭ»

Тезисы докладов опубликованы в авторской редакции.

© ИАТЭ НИЯУ МИФИ, 2021г.

© Авторы, 2021г.



Вита Сергеевна Хмелевская

(9.02.1936 – 25.04.2011)

Обнинский Атлант

Так называли Виту Сергеевну многие коллеги по научным исследованиям и педагогической деятельности в последние годы ее жизни.

Действительно, Вита Сергеевна была незаурядной, талантливой, волевой личностью и оставила яркий, незабываемый след в истории нашего вуза.

Она навсегда покинула нас десять лет назад, через два месяца после того, как в ИАТЭ широко отпраздновали её 75-летний юбилей.

Вита Сергеевна пришла в Обнинский филиал МИФИ на должность доцента в 1966 году, когда на дневном отделении нашего вуза началась подготовка специалистов по физике металлов и металловедению. К этому времени она окончила физфак Киевского университета и аспирантуру в МИСиС, защитила кандидатскую диссертацию. Первые выпускники-металлофизики (1969г.) всегда с большим теплом вспоминали и вспоминают Виту Сергеевну. Например, доктор физмат наук, ведущий научный сотрудник Лаборатории Нейтронной Физики ОИЯИ Владимир Васильевич Сумин часто контактировал с ней по научным вопросам. Также относятся к ней и многие другие выпускники всех последующих лет.

Буквально с первых дней работы в филиале Вита Сергеевна под общим руководством начальника отдела радиационной физики ФЭИ, доктора наук Валерия Николаевича Быкова (по совместительству заведующего кафедрой металлофизики) активно стала заниматься научными исследованиями, поддерживая прежние и устанавливая новые контакты практически со всеми крупными материаловедческими центрами.

Вокруг неё сложилась крепкая группа, в которую, в частности, входили: Г.Г. Здоровцева (проректор ОФ МИФИ), В.Г. Малышкин, В.А. Троян.

После создания на базе филиала Обнинского Института Атомной Энергетики, циклом материаловедческих дисциплин и научных исследований руководил первый проректор, профессор, доктор наук Сергей Петрович Соловьев. Вита Сергеевна в этом цикле реально была ключевым научно-педагогическим работником. С момента создания Ученого Совета ИАТЭ она была его бессменным членом. Также она входила в состав Специализированного Совета по защите диссертаций. В 1990 году Вита Сергеевна защитила докторскую диссертацию, а в 1991 году ей было присвоено учёное звание профессора.

Когда в 1995 году в ИАТЭ стал обсуждаться вопрос о создании самостоятельной кафедры Материаловедения, в Ученом Совете вначале не было однозначного мнения о необходимости такого решения. Вита Сергеевна буквально сражалась за эту кафедру на разных заседаниях и совещаниях. Перед решающим голосованием она страстно выступила на Ученом Совете и сказала буквально следующее: *«Я не знаю, будет ли в конечном счете ядерная энергетика. Но я точно знаю: материаловедение было, есть и будет ВСЕГДА!!!»*. И Совет абсолютным большинством голосов поддержал её. И до конца своих дней Вита Сергеевна была знаменем нашей кафедры. Она была инициатором ежегодных Международных совещаний по вопросам материаловедения, проводившихся в ИАТЭ. По её приглашению на эти совещания приезжали самые видные и авторитетные ученые.

Вита Сергеевна была одним из основателей научной школы ИАТЭ по направлению «Радиационно-индуцированное структурообразование в металлических, диэлектрических и композиционных материалах», являлась членом Научных

Советов РАН по радиационной физике, физике прочности и пластичности.

Научные интересы Виты Сергеевны охватывали весьма широкий круг вопросов, в частности: взаимодействие излучения с веществом; фазовые превращения, индуцированные облучением; неравновесные структуры в области, удаленной от равновесия. Она - автор более ста научных работ, опубликованных в ведущих отечественных и зарубежных журналах, а также патентов и авторских свидетельств на изобретения. Под её руководством защищено пять кандидатских диссертаций, многие её бывшие студенты стали руководителями научных коллективов, ведущими преподавателями, докторами наук. Вита Сергеевна – лауреат премии Калужского правительства. Ей присвоено звание «Почётный работник высшего профессионального образования России».

В личной жизни Вита Сергеевна была тоже ярким, неординарным человеком, обладавшим лидерскими качествами и стремившимся их реализовать. Она воспитала прекрасных сына и дочь, которые также пошли по научной дороге. На всех общественных мероприятиях, праздничных банкетах, встречах Вита Сергеевна играла активнейшую роль. Она очень любила петь, особенно романсы.

Ю.В. Лисичкин

Мы помним ВАС, дорогая Вита Сергеевна!

СОДЕРЖАНИЕ

Черняева Е.В., Хаймович П.А., Вьюненко Ю.Н. ОСАДКА ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ - НОВАЯ ФОРМА БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ	12
Быков П.В., Воробьев В.Л., Климова И.Н., Колотов А.А., Шушков А.А., Баянкин В.Я. ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКЕЛЯ С НАПЫЛЕННОЙ ПЛЕНКОЙ АЛЮМИНИЯ	15
Жмурин А.И., Георгиу И.Ф., Георгиу Н.К., Забейайлов М.О., Забейайлов А.О., Лисаченко М.Г., Русин М.Ю. БАРЬЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РЕАКЦИОННОСВЯЗАННОГО НИТРИДА КРЕМНИЯ	17
Силонов В.М., Энхтор Л. РАСЧЕТ ЭНЕРГИЙ УПОРЯДОЧЕНИЯ С УЧЕТОМ ЛИНЕЙНОГО РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА МЕТОДОМ МОДЕЛЬНОГО ПОТЕНЦИАЛА	20
Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПЕРХЛОРАТА ГУАНИДИНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	23
Созонова Н.М., Бакиева О.Р. ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	26
Пазюк А.Н., Орлов Ю.А., Соловьев Н.П., Шулепин С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА МАРКИ ПХ25Ю6, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	29
Празян Т.Л., Журавлев Ю.Н., Гордиенко К.А. ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА АЛАНИНА, ТРЕОНИНА, ЛЕЙЦИНА И ЙОДИД ХОЛИНА	31
Базалеева К.О., Цветкова Е.В., Балакирев Э.В. ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	33

Бер Л.Б., Рогожкин С.В., Хомич А.А. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ АТОМОВ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕЖДУ ЧАСТИЦАМИ γ - И γ' -ФАЗ В ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ВВ751П	35
Рогожкин С.В., Бер Л.Б., Хомич А.А. УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ СКОПЛЕНИЯ ИЗ АТОМОВ CR, CO, MO ВНУТРИ ЧАСТИЦ γ' -ФАЗЫ В ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ВВ751П. ШИРИНА ПЕРЕХОДНОГО СЛОЯ МЕЖДУ КОНТАКТИРУЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ γ - И γ' -ФАЗ.....	38
Рогожкин С.В., Лукьянчук А.А., Разницын О.А., Шутов А.С., Никитин А.А., Хомич А.А., Искандаров Н.А., Хорошилов В.В. АТОМНО-ЗОНДОВАЯ ТОМОГРАФИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕС- КИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НАНОСТРУКТУРАХ МАТЕРИАЛОВ.....	44
Печенкин К.В., Миронов Р.А., Соловьев А.А., Забейайлов М.О. ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛИ СТРУКТУРЫ КВАРЦЕВОЙ КЕРАМИКИ.....	47
Орлов Ю.А., Пазюк А.Н., Соловьев Н.П., Шулепин С.В., Кудашов Д.В. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ПЛАТИНЫ, ИТТРИЯ, ГАДОЛИНИЯ НА ЖАРОСТОЙКСТЬ СПЛАВОВ	50
Безруков Г.Т., Филин Е.Д., Бударин А.П., Васина Л.Н., Троценко Е.А. РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОСНАСТКИ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ СТРИНГЕРНЫХ ПАНЕЛЕЙ.....	51
Колотов А.А., Баянкин В.Я. К МЕХАНИЗМУ ДИФфуЗИИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ	53
Суровая В.Э. ОКИСЛЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЕВ ГАЛЛИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 673 К	56
Чулков Д.И., Терехин А.В., Типикин М.Е. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ОДНОРОД- НОСТИ ПКМ С ПОМОЩЬЮ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН	59
Селищев П.А., Тропин Т.В., Петренко В.И., Авдеев М.В. ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ ЧАСТИЦ ФЕРРОЖИДКОСТИ ВНЕШНИМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ПОЛЕМ.....	60

Жителев А.Е., Чирков Р.А., Миронов Р.А., Забейайлов М.О. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ДЕСТРУКТИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СТУПЕНЧАТОМ НАГРЕВЕ	61
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Балыбин Д.В., Федотов Д.Ю. О МЕХАНИЗМЕ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ МЕМБРАНУ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА.....	64
Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. МЕХАНИЗМЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	67
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МАССИВНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ZR, ПОДВЕРЖЕННЫХ ДЕЙСТВИЮ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ	70
Ошоров А.Д., Ушаков И.В. МНОГОСЛОЙНЫЙ КОМПОЗИТНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ АМОРФНОГО СПЛАВА МАРКИ 82КЗХСР	72
Чирков Р.А., Жителев А.Е., Миронов Р.А., Забейайлов М.О. ИССЛЕДОВАНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ СВОБОДНОГО ПРОСТРАНСТВА	74
Грень Д.Д., Сафронов И.С. КОМПОЗИЦИОННОЕ СОЕДИНЕНИЕ АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА И ПОЛИМЕРА С АЛЮМИНИЕВОЙ ФОЛЬГОЙ.....	77
Сафронов И.С., Ушаков А.И. ВОЗДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНОГО ПРОГРЕВА НА ДЕФЕКТЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ.....	78
Рогожкин С.В., Лукьянчук А.А., Разницын О.А., Шутов А.С., Никитин А.А., Хомич А.А., Искандаров Н.А., Хорошилов В.В. АТОМНО-ЗОНДОВАЯ ТОМОГРАФИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НАНОСТРУКТУРАХ МАТЕРИАЛОВ..	80
Богачев А.А., Авцынова И.В. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ФЕНОЛЬНО-КАУЧУКОВОЙ КЛЕЕВОЙ КОМПОЗИЦИИ ВК-25 МНОГОСЛОЙНЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ.....	83

Аксёнова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С. ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ	86
Алукер Н.Л., Артамонов А.С. МЕХАНИЗМ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ДЕТЕКТОРОВ ИОНИЗИРУЮЩЕГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ.....	89
Московский С.В., Почетуха В.В., Романов Д.А. СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ WC-AG-N ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ.....	93
Почетуха В.В., Романов Д.А., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ AG-NI-N НА МЕДИ, СФОРМИРОВАННОГО КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ АЗОТИРОВАНИЕ.....	94
Романов Д.А., Почетуха В.В., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ.....	96
Соснин К.В., Романов Д.А., Проинин С.Ю., Филяков А.Д. ТЕСТОВОЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА НА ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ.....	98
Суровая В.Э., Бин С.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНОЙ СИСТЕМЫ CU-MN ¹	99
Безбах И.Ж., Захаров Б.Г., Сафронов В.В., Стрелов В.И. МЕТОД УПРАВЛЯЕМОГО ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ И РОСТА КРИСТАЛЛОВ БЕЛКОВ.....	103
Скворцова Н.П. СКОРОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ КРИТИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ TeO_2	106
Антошина И.А., Исаев Е.И., Романов М. А., Степанов П.А., Никулина О.В. ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОСТОЙКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	108

Антошина И.А., Степанов В.А. ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТЕЛЛУРИДА ВИСМУТА	110
Котов М.О. ТИПЫ ТЕПЛОЗАЩИТЫ В КОНСТРУКЦИИ АВАРИЙНЫХ БОРТОВЫХ УСТРОЙСТВ РЕГИСТРАЦИИ. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ	111
Клемазов К.В., Меньшиков А.А., Степаненко А.А., Исаев Е.И., Степанов В.А. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ФТОРЦИРКОНАТНЫХ СТЕКОЛ В ПРОЦЕССЕ НАГРЕВА	112
Клемазов К.В., Якушкин П.Ю., Миронов Р.А., Забейайлов М.О. МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НЕОРГАНИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА	114
Утков Н.С., Микаелян Г.Т. ЗАЩИТА ЗЕРКАЛЬНЫХ ГРАНЕЙ МОЩНЫХ ДИОДНЫХ ЛАЗЕРОВ С НАНЕ-СЕНИЕМ НАНОСТРУКТУРНОЙ ПЛЁНКИ АКТИВНОГО МЕТАЛЛА	116
Синицын А.Ю., Авцынова И.В., Мазур В.В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПАКЕТА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА СТАДИИ ВЫКЛАДКИ НАПОЛНИТЕЛЯ.....	118
Шах А.С., Исаев Е.И., Барановский Д.С., Клабуков И.Д. ФОРМИРОВАНИЕ СПЕЦИАЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХРЯЩЕВЫХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЯХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИК-ИЗЛУЧЕНИЯ.....	121
Барановский Д.С., Клабуков И.Д., Красильникова О.А., Балясин М.В. Крашенинников М.Е., Люндуп А.В. ОРТОТОПИЧЕСКАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ ТКАНЕИНЖЕНЕРНОЙ КОНСТРУКЦИИ РЯЦА ТРАХЕИ НА ОСНОВЕ ДЕВИТАЛИЗОВАННЫХ ТКАНЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ЛАЗЕРНОЙ ПЕРФОРАЦИИ: <i>IN VIVO</i> ИССЛЕДОВАНИЕ	122
Маричев Г.В., Степанов В.А. РАЗРАБОТКА ГИБРИДНОЙ ИОНИЗАЦИОННОЙ КАМЕРЫ ДЕЛЕНИЯ	123

Ибрагим Х.М., Степанов В.А. ВЛИЯНИЕ ГАММА-ОБЛУЧЕНИЯ НА ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ РАДИАЦИОННЫХ ДЕТЕКТОРОВ.....	124
Козюхин С.А., Кункель Т.С., Воробьев Ю.В., Лазаренко П.И., Смаев М.П. КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ ФАЗОВОЙ ПАМЯТИ ПРИ ФЕМТОСЕКУНДНОМ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ	125
Golubov A.A. HYBRID STRUCTURES SUPERCONDUCTOR/ TOPOLOGICAL INSULATOR	127
Мезенин Е.И., Лисафин А.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ ФЕНОМЕНА ПОТЕМНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ПРИ ДРОБЕСТРУЙНОЙ ОБРАБОТКЕ СФЕРОДИЗИРОВАННОЙ В ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАЗМЕ КЕРАМИЧЕСКОЙ ДРОБЬЮ	127

ОСАДКА ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ - НОВАЯ ФОРМА БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ

Черняева Е.В.,¹ Хаймович П.А., Вьюненко Ю.Н.³

¹ Россия, г. Санкт-Петербург, Санкт-Петербургский
государственный университет

² Украина, г. Харьков, ННЦ «Харьковский физико-технический
институт»

³ Россия, г. Санкт-Петербург ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД"
lena@smel.math.spbu.ru

Возможности, которые открывает деформирование металла в условиях одновременного действия всестороннего сжатия и криогенных температур (барокриодеформирование), определяли желание исследовать свойства, получаемые при этом широким кругом материалов, например [1-3]. Представляет интерес модернизация этого метода.

Разработанный во второй половине прошлого века способ воздействия на металлы "осадка-выдавливание" (рис. 1) [4], нередко называемый РНД (разнонаправленной деформацией), показал высокую эффективность, в частности, при оптимизации свойств сверхпроводящего сплава НТ-50. Но имеющаяся инструментальная база позволяла реализовывать этот метод только при повышенных температурах.

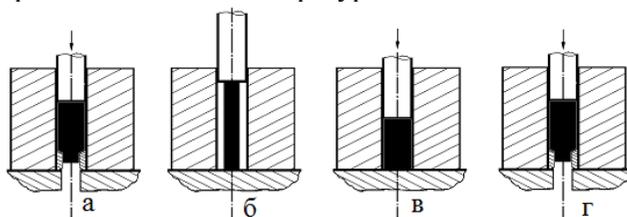


Рис. 1. Схема деформирования: а - выдавливание, б - размещение
выдавленного объекта для проведения осадки, в - завершение осадки, г -
повторение цикла

В то же время, как известно, понижение температуры деформирования является, как правило, резервом повышения физико-механических характеристик металла. Применение БКД путем квазигидроэкструдирования при 77 К на этапе проведения

выдавливания (рис. 1, а, г) позволило успешно реализовать "осадку-выдавливание" при криогенных температурах [5] на использованном в качестве объекта высокоэнтропийном сплаве CoCrFeMnNi , обладающем достаточно высокой пластичностью при криогенных температурах. При осадке (рис. 1, в) его деформирование не сопровождалось

нарушениями сплошности. А вот материалы с невысокой пластичностью деформировать по такой схеме при 77 К не удавалось. Проведение осадки таких материалов приводило к нарушениям сплошности, растрескиванию заготовок. Надо было найти возможность в процессе осадки заготовки, как и при БКД,

обеспечить приложение к ней сил всестороннего сжатия. Результаты применения устройства, где эта проблема была решена, приведены на рис. 2.



Рис. 2. Цилиндрические заготовки из магния, подвергнутые "осадке-выдавливанию" по двум сценариям

Процесс "осадка-выдавливание" заготовок из магния технической чистоты осуществлялся двумя путями. Выдавливание обеих заготовок было проведено низкотемпературным квазигидро-экструдированием (БКД), а вот осадка заготовки в левой части рисунка осуществлялась с применением устройства, обеспечивающего в процессе осадки приложение сил всестороннего

сжатия, в то время как заготовка справа осаживалась по традиционной схеме (рис. 1, в). Как видно, заготовка растрескалась, в то время как первая не только сохранила сплошность, но обнаружила существенное, как и ожидалось, упрочнение при некотором снижении пластичности. Тем самым не только была показана возможность осуществления процесса "осадка-выдавливание" при криогенных температурах для низкопластичных при этих температурах материалов, но и обнаружилась необходимость уточнения формулировок.

До последнего времени процесс низкотемпературного квазигидроэкструдирования для упрощения называли барокриодеформированием, не уточняя, что осуществляется он путём низкотемпературной квазигидроэкструзии. Молчаливо предполагалось, что других возможностей пластически деформировать достаточно массивные заготовки низкопластичных металлов и сплавов при криогенных температурах не существует. Кручению под давлением, где тоже можно реализовать квазигидростатические условия, подвергать, как известно, можно только достаточно тонкие таблетки. Появление возможности при криогенных температурах не только при экструдировании, но и при осадке объектов прикладывать к ним силы всестороннего сжатия обязывает теперь, применяя термин "барокриодеформирование", указывать, каким путем это деформирование осуществляется - низкотемпературным квазигидроэкструдированием или осадкой при всестороннем сжатии.

Литература

1. Антошина И.А., Черняева Е.В., Хаймович П.А., Шульгин Н.А. Особенности структурообразования при барокриодеформировании стали аустенитного класса. //ФММ, (2016). т.117, вып.10, с.1048-1051.

2. Е.В.Черняева, А.М.Полянский, В.А.Полянский, П.А.Хаймович, Ю.А.Яковлев Влияние режима барокриодеформирования на свойства сплава ВТ1-0. ЖТФ, 2013, том 83, выпуск 12, с.144-148.

3. Хаймович П.А., Андреев В.А., Черняева Е.В., Волков А.Е., Шульгин Н.А., Вьюненко Ю.Н. Исследование акустико-эмиссионных и калориметрических свойств никелида титана после барокриодеформирования. Деформация и разрушение материалов. 2019, №11. с. 13-19.

4. I.I. Papirov, G.F.Tikhinsky. Modern investigation of the beryllium. Garinizdat Kharkov, 1998.

5. Хаймович П.А., Шульгин Н.А. Модификация свойств высокоэнтропийного сплава CoCrFeMnNi сочетанием барокриодеформирования и осадки. Мат-лы XIV

Международного семинара «Структурные основы модифицирования материалов» (МНТ- XIV). Обнинск, 13-15 июня 2017 г., с. 67-68.

ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКЕЛЯ С НАПЫЛЕННОЙ ПЛЕНКОЙ АЛЮМИНИЯ

**Быков П.В., Воробьёв В.Л., Климова И.Н., Колотов А.А.,
Шушков А.А., Баянкин В.Я**

Россия, г. Ижевск, УдмФИЦ УрО РАН bykovpv@udman.ru

Интерметаллидные фазы, в частности систем Ni-Al и Ti-Al имеют уникальные физико-механические свойства. Они сохраняют структуру и прочность при высоких температурах, обладают хорошими антикоррозийными и антифрикционными свойствами, в чем значительно превосходят обычные материалы. Формирование интерметаллидных структур в нанокристаллическом состоянии в поверхностных слоях металлических материалов может быть успешно реализовано при воздействии на поверхность высокоинтенсивных пучков ионов металлов [1]. Кроме того, ионное перемешивание, основанное на внедрении требуемой примеси из поверхностных слоев при передаче им кинетической энергии первичного пучка, имеет большие перспективы для получения новых структур и соединений с заданными свойствами [2].

Целью данной работы являлось влияние дозы облучения ионами аргона на формирование состава поверхностных слоев и изменение механических свойств никеля с напылённой пленкой алюминия.

Исследуемые образцы представляли собой никелевые пластины размером $10 \times 10 \text{ мм}^2$ и толщиной около 50 мкм. Пленки алюминия, толщиной 20 нм, на поверхность никелевых образцов осаждались магнетронным способом. Ионно-лучевое перемешивание пленок алюминия проводили бомбардировкой ионами Ar^+ в импульсно-периодическом режиме с энергией ионов 40 кэВ, плотностью тока в импульсе 3 мкА/см^2 , в

диапазоне доз $5 \cdot 10^{15} - 10^{17}$ ион/см². Исследования химического состава проводились на рентгеновских фотоэлектронных спектрометрах ЭС-2401 и SPECS с использованием Mg K_α-излучения. Испытания по определению физико-механических свойств проводились на комплексной системе измерений и исследований в наномасштабе Micro Materials Ltd Nanotest 600.

Исследование методом РФЭС показало, что при ионно-лучевом перемешивании ионами аргона в поверхностных слоях системы никель-алюминий создаются условия для формирования интерметаллидов соответствующих Ni₃Al-стехиометрии. При исследованных режимах облучения наибольшее процентное содержание (~20 %) данного соединения в модифицированном слое наблюдается при дозе облучения $5 \cdot 10^{16}$ ион/см².

Выявлено, что твердость и приведенный модуль упругости при глубине индентирования 400 нм не изменяется и остается постоянной в пределах допустимой ошибки измерений. Однако при глубине проникновения алмазного наконечника 40 нм твердость, приведенный модуль упругости, жесткость образцов облученных с дозой 10^{17} ион/см² значительно увеличиваются.

Работа выполнена в рамках Государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ № 121030100002-0.

Исследования выполнялись с использованием оборудования ЦКП «Центр физических и физико-химических методов анализа, исследования свойств и характеристик поверхности, наноструктур, материалов и изделий» УдмФИЦ УрО РАН.

Литература

1. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. Градиентные поверхностные слои на основе интерметаллидных частиц: синтез, структура, свойства. Томск: Изд-во НТЛ, 2013, 260 с.

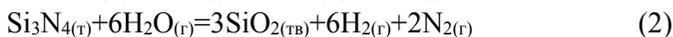
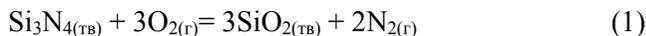
2. Bykov P.V., Vorob'ev V.L., Klimova I.N., Kolotov A.A., Drozdov A.Yu., Bayankin V.Ya., Alexandrova S.S. Formation of the titanium – aluminum intermetallic compounds by ion – beam mixing // Journal of Physics: Conference Series, 2020. Vol. 1713. Article Number: 012012.

**БАРЬЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ
РЕАКЦИОННОСВЯЗАННОГО НИТРИДА КРЕМНИЯ**
**Жмурин А.И., Георгиу И.Ф., Георгиу Н.К., Забейайлов М.О.,
Забейайлов А.О., Лисаченко М.Г., Русин М.Ю.**

*Россия, г. Обнинск, АО «ОННП «Технология» им. А.Г.Ромашина»,
alexander.jmurin2014@yandex.ru*

В настоящее время наиболее распространенным материалом газотурбинных двигателей (ГТД) являются никелевые сплавы. Они обладают высокими механическими свойствами, но их жаростойкости недостаточно для обеспечения дальнейшего роста эффективности энергоустановок, и на смену приходят керамические материалы. Одним из таких материалов является керамика на основе реакционносвязанного нитрида кремния (РСНК). В силу своей высокой термостойкости, химической инертности, а также хороших показателей прочности, ТКЛР и трещиностойкости РСНК является перспективным материалом для создания элементов ГТД.

Однако РСНК подвержен окислению при температуре выше 900 °С [1]. На физико-механические свойства нитрида кремния будут оказывать влияние такие факторы, как: состав атмосферы, наличие или отсутствие защитной пленки на поверхности материала, температура, время воздействия, пористость материала и др. Процесс окисления нитрида кремния происходит по следующим реакциям [2 – 4]:



Видно, что окисление нитрида кремния происходит как за счет кислорода (1), так и за счет воды (2). Однако, при наличии воды дополнительно происходит ее взаимодействие с диоксидом кремния (3), который, в свою очередь, образуется при окислении нитрида кремния в виде пленки на поверхности материала и служит диффузным барьером для кислорода препятствуя

окислению по реакции (1). Таким образом, наличие воды в среде ГТД приводит к интенсификации окисления РСНК.

Для защиты РСНК от окисления используют покрытия на основе различных стойких к окислению химических соединений. При этом материал для создания барьерного покрытия должен быть совместим с материалом подложки, не иметь полиморфные превращения в интервале температур эксплуатации, обладать высокой термической и эрозионной стойкостью.

В работе проведен обзор широкого спектра высоко-температурных соединений и в качестве материалов барьерных покрытий выбраны: циркон ($ZrSiO_4$), пиросиликат иттербия ($Yb_2Si_2O_7$) и алюмомагнезиальная шпинель ($MgAl_2O_4$). Использовали ряд методов получения покрытий, но не во всех вариациях достигнута однородная гомогенная поверхность. Для $ZrSiO_4$ и $Yb_2Si_2O_7$ наиболее однородные покрытия получены при нанесении из суспензии порошков соответствующих оксидов с последующим обжигом при $1500\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4 часов. В случае с $MgAl_2O_4$ удовлетворительные результаты были достигнуты при нанесении покрытия из смеси алюмозоля с раствором нитрата магния и последующим обжигом при $1500\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4 часов.

Для определения эффективности полученных покрытий, материал подвергали обжигу на воздухе при температурах $1300\text{ }^\circ\text{C}$, $1500\text{ }^\circ\text{C}$, $1600\text{ }^\circ\text{C}$ и $1700\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч. Образцы исследовали методами гравиметрии, гидростатического взвешивания, трехточечного изгиба, сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и рентгенофазового анализа.

Показано, что до $1600\text{ }^\circ\text{C}$ наименьшую скорость окисления демонстрируют покрытия на основе силикатов. При более высоких температурах наибольшую стойкость к окислению демонстрируют образцы с покрытием на основе силиката циркония. Покрытие на основе алюмомагнезиальной шпинели, полученное по используемой в работе технологии, не дает хорошей защиты от окисления. На основе массива аналитических данных представлен механизм окисления

полученных покрытий. Наибольший вклад в процесс деструкции покрытий вносят термические напряжения, возникающие из-за присутствия технологических примесей и, в случае с $\text{Yb}_2\text{Si}_2\text{O}_7$, смещение состава покрытия в сторону эвтектики.

Литература

1. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Нитрид кремния и материалы на его основе. – М.: Металлургия, 1984. – 136 с.
2. Enhui Wanga, Bin Lib, Junhong Chenb, Kuo – Chih Chou Xinmei Houa. Corrosion behavior of porous silicon nitride ceramics in different atmospheres // *Ceramics International*. 2017. – V. 43. – P. 4344 – 4352.
3. Гращенко Д.В. Эмали и керамика / Д.В. Гращенко, С.С. Солнцев, Н.В. Исаева, Н.Е. Щеголева // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. - №6. – С. 31 – 36.
4. Laura R. Turcer, Nitin P. Padture. Towards multifunctional thermal environmental barrier coatings (TEBCs) based on rare-earth pyrosilicate solid-solution ceramics // *Scripta Materialia*. 2018. – V. 154. – P. 111 – 117.
5. Балкевич В.Л. Техническая керамика: Учебное пособие для вузов – 2-е изд. –М.:Стройиздат, 1984. – 256 с.
6. Shunkichi Ueno, D. Doni Jayaseelan, Tatsuki Ohji and Hua-Tay Lin. Corrosion and oxidation behavior of ASiO_4 (A=Ti, Zr and Hf) and silicon nitride with an HfSiO_4 environmental barrier coating // *Journal of Ceramic Processing Research*. 2005. – V. 6. – P. 81 – 84.

**РАСЧЕТ ЭНЕРГИЙ УПОРЯДОЧЕНИЯ С УЧЕТОМ
ЛИНЕЙНОГО РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА МЕТОДОМ
МОДЕЛЬНОГО ПОТЕНЦИАЛА**
Силонов В.М.^{1а}, Энхтор Л.^{2б}

¹ *Московский государственный университет
имени М.В. Ломоносова, физический факультет, кафедра физики
твердого тела.*

Россия, 119991, Москва, Ленинские горы, д. 1, стр. 2.

² *Монгольский государственный университет,
Факультет естественных наук и искусств, кафедра физики,
Монголия, 210646, г. Улан-Батор, Их сургуулийн гудамж-1.*

^а silonov_v@mail.ru, ^б enkhator@num.edu.mn

В [1] были рассмотрены основные вклады в энергию упорядочения бинарных твердых растворов. Однако попытки расчета энергий упорядочения сплавов с известными параметрами ближнего порядка проводившиеся без учета размерного эффекта не всегда были удачными. В [2] был предложен учет линейного размерного эффекта в электронной теории ближнего порядка. В [3] на основе теории [2] и модели [4] была предложена методика расчета энергий упорядочения с учетом линейного размерного эффекта и индивидуальных парных смещений. Расчет энергий упорядочения $V(r_i)$ проводился с использованием выражений:

$$V(r_i) = [A(r_i) - B(r_i)]. \quad (1)$$

В (1)

$$A(r_i) = V_1^{AA}(r_i) + V_1^{BB}(r_i) - 2V_1^{AB}(r_i), \quad (2)$$

$$B(r_i) = \Delta_{AA,i} [V_2^{AB}(r_i) - V_2^{AA}(r_i)] - \Delta_{BB,i} [V_2^{BB}(r_i) - V_2^{AB}(r_i)] - \quad (3)$$

$$- \Delta_{AA,i} [V_1^{AB}(r_i) - V_1^{AA}(r_i)] + \Delta_{BB,i} [V_1^{BB}(r_i) - V_1^{AB}(r_i)]$$

Входящие в эти выражения энергии парного взаимодействия имеют вид

$$\begin{aligned}
 V_1^{AA}(r_i) &= \frac{2(Z_A^*)}{\pi} \int_0^\infty G^{AA}(q) \frac{\sin qr_i}{qr_i} dq, \\
 V_1^{BB}(r_i) &= \frac{2(Z_B^*)}{\pi} \int_0^\infty G^{BB}(q) \frac{\sin qr_i}{qr_i} dq \\
 V_2^{AA}(r_i) &= \frac{2(Z_A^*)}{\pi} \int G^{AA}(q) \cos qr_i dq, \\
 V_2^{BB}(r_i) &= \frac{2(Z_B^*)}{\pi} \int G^{BB}(q) \cos qr_i dq \\
 V_1^{AB}(r_i) &= \frac{2Z_A^*Z_B^*}{\pi} \int_0^\infty \sqrt{G^{AA}(q)} \sqrt{G^{BB}(q)} \frac{\sin qr_i}{qr_i} dq, \\
 V_2^{AB}(r_i) &= \frac{2Z_A^*Z_B^*}{\pi} \int_0^\infty \sqrt{G^{AA}(q)} \sqrt{G^{BB}(q)} \cos(qr) dq, \\
 G^{NN}(q) &= e^{-q^2/4\eta} - \frac{\Omega_0^2 q^4}{16\pi^2 (Z^*)^2} |w^0(q)|^2 \frac{\varepsilon(q) - 1}{\varepsilon(q)(1 - f(q))}, \quad (4)
 \end{aligned}$$

где Ω_0 - атомный объем, $w^0(q)$ - неэкранированный формфактор псевдопотенциала, Z^* - эффективная валентность, $\varepsilon(q)$ - функция диэлектрической проницаемости, $f(q)$ - поправка на обмен и корреляцию, η - параметр Эвальда, $\Delta_{AA,i} = \frac{r_{AA,i}^1}{r_i} - 1$ и

$$\Delta_{BB,i} = \frac{r_{BB,i}^1}{r_i} - 1, \quad i - \text{номер координационной сферы.}$$

Результаты расчета энергий упорядочения для сплавов **Ni – 14at.%Pt** и **Ni – 0.225at.%Fe**, проводившиеся с

использованием модельных потенциалов [5], приведены на рисунках 1-2.

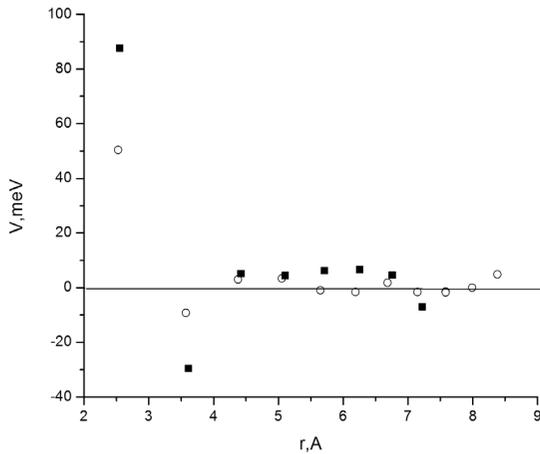


Рис. 1. Зависимости энергий упорядочения для сплавов Ni-14at.%Pt и Ni-23.2 at.%Pt от радиусов координационных сфер: ○ - для сплава Ni-14at.%Pt; ■ - для сплава Ni-23.2 at.%Pt по данным [6]

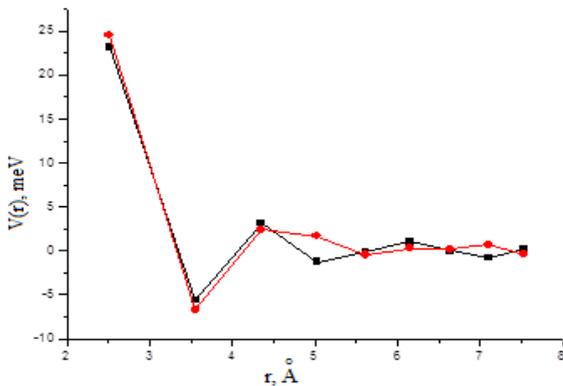


Рис.2. Значения энергий упорядочения для сплава Ni – 0.225at.%Fe
 ● - рассчитанные в данной работе методом модельного потенциала
 ■ - полученные в [7]

Видно, что в обоих случаях получено удовлетворительное согласие с литературными данными.

Литература

1. Katsnelson A.A., Silonov V.M., Khwaja F.A. //Phys. stat. sol. 1979. 91. P.11.
2. Кацнельсон А.А., Мехрабов А.О., Силонов В.М. // ФММ. 1976. 42, в. 2., С.278.
3. Силонов В.М., Энхтор Л. // ВМУ. Серия 3. Физика. Астрономия. 2020. N.2. С.45.
4. Flinn P.A., Averbach B.L., Cohen M. // Acta Metallurgica. 1953. 1. P. 665.
5. Animalu A.O.E. // Phys. Rev. B. 1973. 8. N.8. P.3542.
6. Engelke M., Schonfeld B., Ruban A.V. // Phys. Rev. B. 2010. V. 81. P. 054205-1-13.
7. Jiang X., Ice G.E., Sparcs C.J., Robertson L., Zschack P. //Phys. Rev. B 1996. 54, N. 5. P. 3211.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПЕРХЛОРАТА ГУАНИДИНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н

*Россия, Кемерово, Кемеровский государственный университет
dkorabelnikov@yandex.ru*

Перхлорат гуанидиния (GP) представляет собой полуорганический нелинейно-оптический (NLO) и сегнетоэлектрический материал [1, 2]. При нормальных условиях он имеет тригональную структуру $R3m$ [3].

Влияние внешних факторов, таких как давление (P) и температура (T), на кристаллическую структуру и свойства в последние годы вызывает большой интерес [4-7]. Первопринципные (*ab initio*) расчеты в рамках теории функционала плотности (DFT) позволяют моделировать кристаллическую структуру и свойства, которые хорошо согласуются с экспериментальными результатами [8]. Основная проблема в рамках квазигармонических *ab initio* расчетов состоит

в определении частотного распределения фононов $g(\omega, V)$. Поэтому важен простой полуэмпирический подход [9] к вычислению уравнения состояния $P(V, T)$ и эквивалентного ему $V(P, T)$.

Поскольку существует взаимосвязь «структура-свойства», изучение модифицирования структуры материалов весьма важно. В настоящей работе представлены результаты исследования изменения структуры GP под давлением с учетом тепловых эффектов на основе полуэмпирических и *ab-initio* расчетов. *Ab-initio* расчеты были выполнены с помощью программы CRYSTAL [10]. Использовался обобщенный градиентный функционал PBE DFT [11] с поправкой на дисперсию [12].

На рис. 1 представлены рассчитанные полуэмпирические и *ab initio* зависимости параметров решетки и объема от давления для перхлората гуанидиния при $T = 295$ К, 210 К, 100 К [9]. Экспериментальные точки соответствуют $T = 295$ К [13].

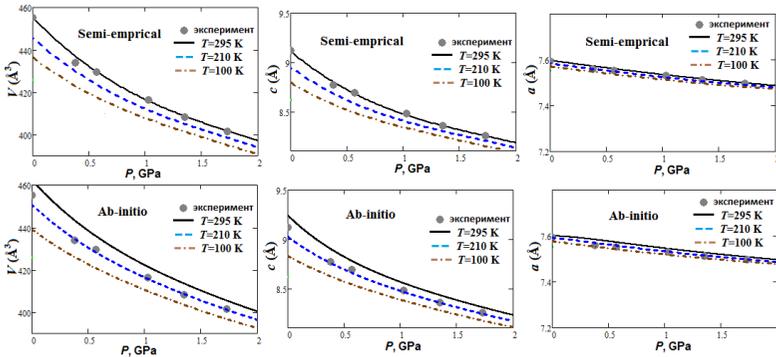


Рис. 1 Рассчитанные полуэмпирические и *ab initio* зависимости параметров решетки и объема от давления [9] для перхлората гуанидиния при $T = 295$ К (сплошные), 210 К (штриховые), 100 К (штрихпунктирные). Экспериментальные точки при $T = 295$ К [13]

Видно, что *ab initio* метод завышает структурные параметры по сравнению с экспериментальными данными. Следует отметить, что *ab initio* равновесные объемы при комнатной температуре (V_0) также завышены ($\sim 1\%$) для кристаллов RDX и ТАТВ [14]. С другой стороны, результаты, полученные простым

полуэмпирическим методом, хорошо согласуются с экспериментом (рис. 1). Сжимаемость GP вдоль оси a намного меньше, чем по оси c (рис. 1). Таким образом, для GP существует сильная анизотропия сжимаемости. Это может иметь место из-за слоистой структуры GP с сильными ковалентными и водородными связями в плоскости ab . GP - это высокосжимаемый материал (рис. 1) с относительно небольшим модулем объемной упругости ~ 7 ГПа при $T = 295$ К, который даже меньше, чем модули объемной упругости при комнатной температуре для некоторых молекулярных кристаллов [5, 14]. Рис. 1 демонстрирует нелинейность зависимостей от давления для параметра c и объема GP. При повышении температуры от 100 К до 295 К равновесный объем V_0 увеличивается на 4.1 и 5.2 % для полуэмпирического и *ab initio* подхода, соответственно. В то же время это тепловое расширение приводит к значительному уменьшению модуля B_0 (~ 33 %). Таким образом, важно учитывать тепловые эффекты для поведения под давлением и механических свойств GP.

Литература

1. S. Sivashankar, R. Siddheswaran, P. Murugakoothan // Mater. Chem. Phys. (2011) V. 130, pp. 323-326.
2. M. Szafranski // J. Phys. Chem. B (2011) V. 115, pp. 8755-8762.
3. A.E. Koziol // Z. Kristallogr. (1984) V. 168, pp. 313-315.
4. E. Zurek, W. Grochala // Phys. Chem. Chem. Phys. (2015) V. 17, P. 2917.
5. A. Erba, J. Maul, B. Civalleri // Chem. Commun. (2016) V. 52, pp. 1820-1823.
6. D.V. Korabel'nikov, Yu.N. Zhuravlev // J. Phys. Chem. A (2017) V.121, P. 6481.
7. B.A. Zakharov, E.V. Boldyreva // CrystEngComm. (2019) V. 21, P. 10.
8. A.D. Becke // J. Chem. Phys. (2014) V. 140, P. 18A301.

9. D.V. Korabel'nikov, Yu.N. Zhuravlev // RSC Advances. (2020) V. 10, pp. 42204-42211.
- 10.R. Dovesi, R. Orlando, A. Erba, C.M. Zicovich-Wilson, B. Civalleri, S. Casassa, L. Maschio, M. Ferrabone, M. De La Pierre, Ph D'Arco // Int. J. Quant. Chem. (2014) V. 114, P. 1287.
- 11.J.P. Perdew, K. Burke, M. Ernzerhof // Phys. Rev. Lett. (1996) V.77, P. 3865.
- 12.S. Grimme // J. Comput. Chem. (2006) V. 27, P. 1787.
- 13.M. Szafranski // CrystEngComm. (2014) V. 16, pp. 6250-6256.
- 14.A. C. Landerville, M.W. Conroy, M.M. Budzevich, Y. Lin, C.T. White, I.I. Oleynik // Appl. Phys. Lett. (2010) V. 97, P. 251908.

**ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ
БЛИЖНЕГО ПОРЯДКА ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ
ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА МЕТОДОМ
МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ**

Созонова Н.М., Бакиева О.Р.

*Россия, Ижевск, Удмуртский федеральный
исследовательский центр УрО РАН,
sozonova@udman.ru*

Было проведено моделирование на программном пакете LAMMPS для исследования процессов формирования атомной структуры поверхностных слоев железа при ионном облучении аргоном. Для выявления изменений структуры в ближнем порядке при воздействии ионами была создана область размерами $80 \times 80 \times 80 \text{ \AA}$, заполненная атомами железа с ОЦК структурой. Ее облучали ионами аргона с начальной энергией 30 кэВ. Ионы направлялись по нормали к поверхности материала. Для описания взаимодействия атомов был использован гибридный потенциал, состоящий из потенциала погруженного атома и ZBL-потенциала. Были построены парные корреля-ционные функции через одинаковые промежутки времени для отслеживания изменений, происходящих в ходе облучения. Показано, что первый и второй

пики уширяются, но сохраняются значения R , что говорит об изменении структуры материала.

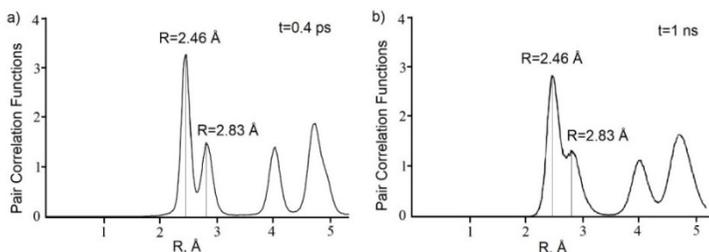


Рис. 1. Парные корреляционные функции для облученного аргоном железа в моменты времени: а) $t = 0.4$ пс и б) $t = 1$ нс после начала облучения

Также проводился анализ созданных в ходе облучения дефектов. Наблюдается распыление атомов с поверхности и образование точечных дефектов в моделируемой области.

Проведено сравнение с результатами экспериментальных исследований локальной атомной структуры в пределах первой координационной сферы. Экспериментальные данные получены с поверхности (~ 200 Å) железа после облучения ионами аргона.

Образцы железа представляли собой пластины $10 \times 10 \times 2$ мм, поверхность была механически очищена и полирована, промыта в органических растворителях в ультразвуковой ванне. Облучение проводили в ионно-лучевой установке на базе сверхвысоковакуумного поста УСУ-4 с источником ионов «Пион-1М» в импульсно-периодическом режиме. Длительность импульсов 1 мс, частота 100 Гц, плотность тока в импульсе 100 мкА/см^2 . Остаточное давление в камере облучения составляло 10^{-4} Па. Параметры облучения: энергия 30 кэВ, $D = 10^{17}$ ион/см 2 . Выбранные параметры ионной модификации позволили максимально воздействовать на структуру железа, не вызывая при этом термодинамический отжиг.

Спектры энергетических потерь электронов были получены в геометрии обратного рассеяния вторичных электронов от поверхности образца на Оже-микроанализаторе JAMP-10S(JEOL). Наличие посторонних примесей контролировалось методом Оже-

электронной спектроскопии в течение всего эксперимента и не превышало 1 ат.%. Анализ полученных экспериментальных данных проведен методом решения обратной задачи, результат показан на рисунке 2 (сплошная линия) в сравнении с данными, полученными в ходе моделирования (пунктирная линия).

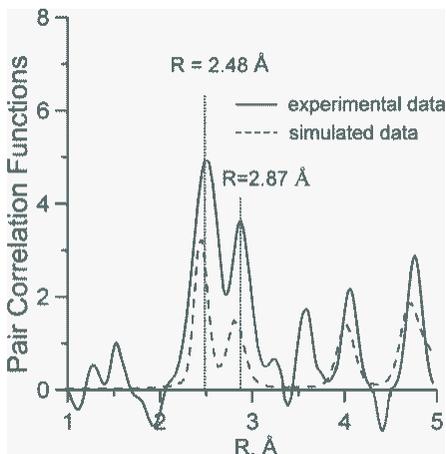


Рис. 2. Парная корреляционная функция железа после облучения ионами аргона (сплошная линия) и вычисленная по результатам моделирования (пунктирная линия)

В таблице 1 приведены параметры локальной атомной структуры облученного железа, полученные по экспериментальным данным в сравнении с результатом моделирования.

Таблица 1 Параметры локальной атомной структуры поверхности железа, где R – длина химической связи, N – координационное число

R, Å		N		
2,48	2,87	8	6	Справочные значения
$2,5 \pm 0,1$	$2,87 \pm 0,1$	$6,9 \pm 0,7$	$6,2 \pm 1,2$	Экспериментальные данные после облучения Ag^+
2,46	2,83	$5,6 \pm 0,6$	$5,3 \pm 0,5$	Данные, полученные в результате моделирования

Поскольку кристаллическая решетка железа является ОЦК, мы наблюдаем два пика функции радиального распределения, которые находятся на расстоянии $R = 2,48 \text{ \AA}$ и $R = 2,87 \text{ \AA}$ (рис. 1) с координационными числами 8 и 6 соответственно. Результат анализа экспериментальных данных показывает уменьшение координационного числа до 6,9 при сохранении межатомного расстояния $R = 2,5 \text{ \AA}$. При этом происходит уширение пиков, что может быть следствием повышения дисперсии межатомных расстояний. Сравнивая результаты компьютерного моделирования с табличными и экспериментальными данными видно, что максимумы пиков совпадают, а уменьшение координационного числа, возможно связано с тем, что расчет произведен на глубине 80 \AA .

Таким образом, результаты моделирования с использованным потенциалом и заданными параметрами облучения хорошо описывают эксперимент по радиационному воздействию на поверхность железа. Предложенная компьютерная модель является тестовой системой для исследования основных закономерностей формирования структурных изменений при ионном облучении.

Работа выполнена в рамках Государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ № 121030100002-0. Исследования выполнялись с использованием оборудования ЦКП «Поверхность и новые материалы» УдмФИЦ УрО РАН.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И
СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРУБНЫХ
ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА МАРКИ ПХ25Ю6,
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ
МЕТАЛЛУРГИИ**

Пазюк А. Н., Орлов Ю. А., Соловьев Н.П., Шулепин С. В.

*Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ
pazyk1997@yandex.ru*

В последние годы в нашей стране, а также зарубежных странах ведется активная разработка новых высокожаростойких и

жаропрочных конструкционных материалов для новых тепловых машин гражданского и оборонного назначения, таких как авиационная, ракетно-космическая атомная и других отраслях. Внедрение последних разработок позволяет повысить энергоресурс и эффективность различных силовых агрегатов и узлов ответственных деталей, работающих в температурном диапазоне $T_{раб} = 1200 - 1300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в окислительных средах.

Наибольший интерес для перечисленных отраслей производства являются материалы на основе систем Fe-Cr-Al, Fe-Cr-Ni, Ni-Al-Fe, Ni-Ti, ввиду того, что они имеют высокую рабочую температуру и такие свойства, как жаростойкость и жаропрочность.

Одними из самых эффективных и перспективных систем, является система Fe-Cr-Al, которые представлены, в частности, ферритными сплавами марки фехраль – ПХ25Ю6. Данные системы имеют высокую рабочую температуру $T_{раб} = 1200 - 1300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ в сравнении с другими системами, а также более высокие показатели по жаростойкости и жаропрочности.

Было предложено изготовление сплава марки ПХ25Ю6 методом порошковой металлургии по двум различным технологиям: горячее изостатическое прессование и горячая экструзия.

В работе представлены результаты применения данного сплава для изготовления тонкостенных трубных образцов $\text{Ø } 7,8 \times 0,38$ мм, работающих при повышенных температурах $T_{раб} = 1200 - 1300 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Проведены механические испытания при комнатной и повышенной $T=1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ температурах для прутков, полученных по двум вышеупомянутым технологиям, и, получаемых из них, трубных заготовок. Проведен сравнительный анализ образцов, изготовленных различными методами: традиционными методами литья, порошковая металлургия с последующим газовым изостатическим прессованием, порошковая металлургия с последующей горячей экструзией.

По результатам проведенных измерений, образцы, изготовленные методом порошковой металлургией с последующей горячей экструзией, показали наилучшие характеристики по жаропрочности.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА АЛАНИНА, ТРЕОНИНА, ЛЕЙЦИНА И ЙОДИД ХОЛИНА

Празян Т.Л., Журавлев Ю.Н., Гордиенко К.А.

*Российская Федерация, г. Кемерово,
Кемеровский государственный университет
prazyan.tigran@yandex.ru*

Молекулярные кристаллы представляют особый интерес в связи с необходимостью учета межмолекулярного характера взаимодействия структурных единиц кристаллической решетки при их описании. Их применение в зависимости от внешних условий и состояния могут быть разнообразными. Так, аминокислоты L-формы: аланин, треонин и лейцин участвуют в синтезе витаминов, биологически активных добавок и других полезных приложений для обеспечения человеческой деятельности, а также перспективным направлением применения выступает их применение в нелинейной оптике [1,2]. Холины, в свою очередь, являясь важными витаминоподобными питательными веществами, могут быть использованы в том числе в качестве безопасных и экологичных растворителей [3,4]. Исследование теоретическими методами структурных свойств органических молекулярных кристаллов под давлением позволяет спрогнозировать перспективные возможности применения этих материалов, а также их модификаций под действием внешних условий. Так, в настоящей работе с использованием теории функционала плотности в рамках обобщенного градиентного приближения обменным и корреляционным функционалом в варианте PBE [5] и с учетом сил Ван-дер-Ваальса по схеме Grimme D3 [6]. Получены уравнения состояния Бёрча-Мурнагана, линейные модули сжимаемости вдоль внутри- и межмолекулярных связей, осей кристаллической решетки, а также рассмотрен вопрос степени влияния давления на ширины запрещенных зон исследуемых объектов.

Основываясь на рассчитанных упругих постоянных показано наличие сильной анизотропии механических свойств. Взятый в настоящей работе в качестве параметра модуль сжимаемости

наглядно демонстрирует линейную зависимость параметров решетки, меж- и внутримолекулярных расстояний от давления. Установлено нелинейное снижение заряда карбоксильных и аминогрупп, а также ширины запрещенной зоны аминокислот под давлением для аланина, треонина и лейцина, а в холине эффективный заряд атома йода уменьшается примерно на 20% при давлении 10 ГПа; заряд атома водорода в гидроксильной группе, наоборот, увеличивается также на 20%. На основе линейных модулей сжимаемости показано незначительное влияние давления на расстояния и углы между атомами катиона холина. Для аланина, треонина и лейцина наблюдается линейная убывающая зависимость ширины запрещенной зоны от давления, в то время как для холина в интервале давлений от 0 до 2 ГПа наблюдается увеличение ширины запрещенной зоны на 4%, а с 2 ГПа и выше наблюдается плавное уменьшение E_g .

Литература

1. Jananakumar, D. Study of some amino acid based non-linear optical materials / D. Jananakumar, P. Mani // Indian Journal of Pure & Applied Physics (IJPAP). – 2015. – V. 53. – P. 819-826.
2. Tamilselvi, R. Synthesis, growth and characterization of amino acid based semiorganic crystal bis-thiourea l-lysine monohydrochloride / R. Tamilselvi, K. Arunadevi, D. Sivavishnu, P. Ramadoss // International Journal of Scientific Reports. – 2017. – V. 3(4). – P. 100-105.
3. Velazquez, R. Lifelong Choline Supplementation Ameliorates Alzheimer's Disease Pathology and Associated Cognitive Deficits by Attenuating Microglia Activation / R. Velazquez, E. Ferreira, S. Knowles, C. Fux, A. Rodin, W. Winslow, S. Oddo // Aging Cell. – 2019. – V. 18. – P. 13037.
4. Wang, C.-G. Biocompatible Choline Iodide Catalysts for Green Living Radical Polymerization of Functional Polymers / C.-G. Wang, F. Hanindita, A. Goto // ACS Macro Lett. – 2018. – V. 7. – P. 263.
5. Perdew, J. P. Generalized gradient approximation made simple / J. P. Perdew, K. Burke, M. Ernzerhof // Phys. Rev. Lett. – 1996. – V. 77. – P. 3865.

6. Grimme, S. Effect of the Damping Function in Dispersion Corrected Density Functional Theory / S. Grimme, S. Ehrlich, L. Goerigk // J Comput Chem. – 2011. – V. 32. – P. 1456-1465.

**ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА
СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ
НА СТРУКТУРУ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**
Базалева К.О., Цветкова Е.В., Балакирев Э.В.

Россия, Москва, РУДН, bazaleeva-ko@rudn.ru

В настоящее время активно ведутся исследования в направлении поиска и расширения областей применения технологии селективное лазерное плавление (СЛП). Данная технология представляет интерес для производства сложнопрофильных конструкций, деталей мелкосерийного производства, а также изделий из низкотехнологичных материалов, синтез которых традиционными методами затруднен. При этом особое значение приобретают исследования особенностей структуры и свойств сплавов, полученных методом СЛП.

В данной работе, на примере аустенитного сплава Fe-17%Cr-12%Ni-2%Mo-0.02%C (316 L) и жаропрочного никелевого сплава Ni-11%Cr-5%Co-6%Al-3%Ti-4%Mo-5%W-0.16%C-0.02%B (ЖС6К-ВИ), рассмотрены структурные особенности сплавов, полученных СЛП методом. Для структурного анализа в работе были использованы металлографический, рентгеноструктурный, микроспектральный рентгеновский методы, а также растровая и просвечивающая электронная микроскопия. Термическая стабильность формируемых структур исследовалась методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

Структура сплавов при СЛП формируется в условиях сложного термического воздействия: первоначально происходит локальная лазерная перекристаллизация порошкового материала, скорости охлаждения при этом достигают $10^5 \div 10^6$ К/с; перекристаллизация соседних областей порошкового материала вызывает термоциклирование уже закристаллизованных участков.

Наблюдаемые после СЛП структуры характеризуются:

- структурной иерархией – возникающие под действием лазерного излучения ванны расплава разделены на фрагменты диаметром несколько десятков мкм, которые, в свою очередь, разбиты на столбчатые ячейки кристаллизации диаметром ~ 0.5 мкм;

- дислокационной структурой подобной ячеистой структуре деформации – несмотря на малоугловую разориентировку ячеек внутри каждого фрагмента, границы ячеек кристаллизации представляют собой объемные сплетения дислокаций, а не плоские дислокационные стенки, тогда как внутри ячеек плотность дислокаций незначительная;

- гетерогенностью распределения легирующих элементов в объеме ячейки кристаллизации – на границах ячеек методом рентгеновского микроспектрального анализа выявляются сегрегации примесных атомов или частицы избыточных фаз;

- высокими термическими напряжениями, возникающими при резком охлаждении сплава из жидкого состояния в процессе лазерной перекристаллизации;

- кристаллографической текстурой, связанной с направлением роста выращиваемого объекта и с направлением движения лазера в плоскости сканирования.

Известно, что варьируя технологические параметры процесса СЛП такие, как мощность лазерного излучения, скорость сканирования лазера по поверхности, диаметр фокусирующего пятна, стратегия плавления, защитная атмосфера, гранулометрия и концентрация примесей в порошке можно изменить фазово-структурное состояние сплава и таким образом управлять эксплуатационными характеристиками формируемого объекта.

Структура, границы ячеек кристаллизации в которой представляют собой объемные сплетения дислокаций, дополнительно закрепленные сегрегациями примесных атомов или частицами избыточной фазы, обладает повышенными характеристиками прочности, вязкости и высокой термической стабильностью.

**РАСПРЕДЕЛЕНИЕ АТОМОВ ЛЕГИРУЮЩИХ
ЭЛЕМЕНТОВ МЕЖДУ ЧАСТИЦАМИ γ - И γ' -ФАЗ В
ЖАРОПРОЧНОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ВВ751П
Бер Л.Б. ¹, Рогожкин С.В. ^{2,3}, Хомич А.А. ²**

¹Россия, г. Москва, ОАО «Всероссийский институт лёгких сплавов, berfat@mail.ru

²Россия, г. Москва, Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И. Алиханова НИЦ "Курчатовский институт", Sergey.Rogozhkin@itep.ru;

³Россия, г. Москва, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», SVRogozhkin@mephi.ru

Диски авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) являются деталями критического применения. Разрушение диска во время эксплуатации может привести к быстрому отказу двигателя, разгерметизации и авиационной катастрофе. Для улучшения комплекса свойств дисковых материалов необходима оптимизация их химического состава и выявление особенностей их микроструктуры, в наибольшей мере определяющих указанные свойства. Необходимой экспериментальной основой для понимания закономерностей легирования жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) являются сведения о распределении атомов легирующих элементов между элементами микроструктуры на пространственных масштабах близких к межатомным, получаемые методами атомно-зондовой томографии (АЗТ). В работе [1] этим методом вдоль линий, перпендикулярных границе между частицами γ - и γ' -фаз (рис. 1а), построены концентрационные профили различных химических элементов (рис. 1б) в исследованных заготовках дисков из гранулируемого жаропрочного сплава ВВ751П для отечественного газотурбинного двигателя ПД-14.

Для пяти различных контактов элементов микроструктуры были определены значения максимальной и минимальной концентрации элементов в контактирующих частицах γ - и γ' -фаз ($C_{i\gamma'_{\max}}$, $C_{i\gamma'_{\min}}$, $C_{i\gamma_{\max}}$, $C_{i\gamma_{\min}}$, рис. 1б), а также отношения ($C_{i\gamma'_{\max}}/C_{i\gamma'_{\min}}$), ($C_{i\gamma_{\max}}/C_{i\gamma_{\min}}$), которые характеризуют степень обогащения указанных частиц i -м элементом. Результаты работы [1] и литературные данные о расположении атомов Hf, Ta, Ru, Re, полученные методом АЗТ при

исследовании высоколегированных ЖНС, показывают, что атомы Al, Hf, Ti, Ta, Nb, Ni, Si и В обогащают преимущественно частицы γ' -фазы (γ' -образующие элементы), а атомы Cr, Ru, Re, Co, Mo, W, Fe, V и С расположены преимущественно в частицах γ -фазы (γ -образующие элементы). Атомы легирующих элементов перечислены здесь в порядке убывания степени обогащения.

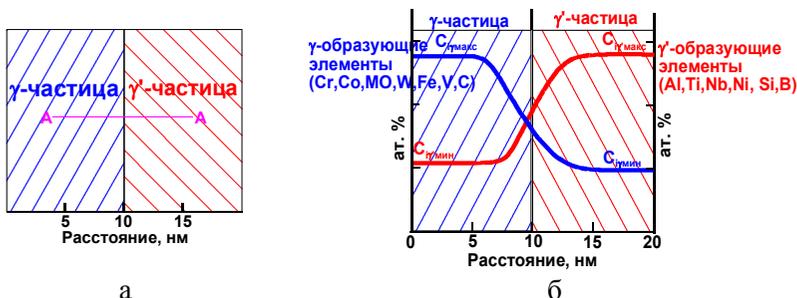


Рис. 1. Вид сверху (а) и вид сбоку (б) на контактирующие частицы γ и γ' -фаз (схема)

В настоящей работе рассмотрены экспериментальные (собственные и литературные) данные о том, атомы каких легирующих элементов в различных ЖНС расположены преимущественно в частицах γ -фазы (обогащение γ -образующими элементами), а какие в частицах γ' -фазы (обогащение γ' -образующими элементами). Для описания этих закономерностей предложен критерий $K_i = E_{vi}/r_i^2$ (E_{vi} — число валентных электронов в атоме i -го элемента, r_i — радиус атома i -го элемента). Чем выше K_i , тем вероятнее обогащение i -м элементом частиц γ -фазы, тем больше степень такого обогащения. Чем ниже K_i , тем вероятнее обогащение i -м элементом частиц γ' -фазы.

Исключением является наблюдаемое во многих работах по высоколегированным ЖНС преимущественное обогащение атомами Ni (основы сплавов) частиц не γ -фазы, а γ' -фазы. Такая аномалия в настоящей работе объяснена тенденцией атомов Cr (возможно, и атомов Ru) к установлению с атомами Ni ближнего порядка, что дополнительно усиливает степень обогащения этими атомами первой координационной сферы по сравнению со степенью обогащения той же сферы атомами других γ -образующих элементов.

В настоящей работе обсуждается влияние содержания в ЖНС γ - и γ' -образующих элементов и других факторов на стабильность γ - и γ' -фаз. Общепринято, что при избытке атомов γ -образующих элементов из γ -раствора выделяются ТПУ-фазы, а при избытке атомов γ' -образующих элементов из γ' -фазы выделяются фазы типа η -Ni₂₃(Ti, Al, Nb, Hf) (в ряде работ их обозначают γ''). В работе проведены расчёты стабильности γ - и γ' -фаз для тройных сплавов, известных высоколегированных ЖНС (лопаточных сплавов), а также для ряда дисковых ЖНС, в том числе, для изученного в [1] сплава ВВ751П. Расчёты сделаны методами PHACOMP, NEW PHACOMP и методом Г.И. Морозовой. Для оценки стабильности лопаточных сплавов лучшие результаты дают критерии $\bar{M}d$ (NEW PHACOMP) и $\bar{K} = \sum_i^n X_i K_i$. Критерии $\bar{N}v$ (PHACOMP) и ΔE (Г.И. Морозовой) хуже оценивают равновесную растворимость частиц γ - и γ' -фаз в высоколегированных ЖНС.

В дисковых сплавах отсутствуют предсказанные известными критериями частицы σ -фазы. Анализ литературы и исследования сплава ВВ751П методом АЗТ [1] показали, что часть избыточных γ -образующих легирующих элементов выделяется не в виде пластинчатых ТПУ фаз, а в виде ультрадисперсных (2-5 нм) частиц γ -фазы внутри частиц γ' -фазы.

Для 15 отечественных и зарубежных дисковых жаропрочных никелевых сплавов в координатах суммарного содержания γ - и γ' -образующих элементов построены графики σ_B , $\sigma_{0.2}$, δ (при комнатной температуре) и значений σ при испытаниях на длительную прочность ($T = 650$ °С, $\tau = 100$ ч). Показано, что сплавы с самым высоким суммарным содержанием как γ' -образующих, так и γ -образующих элементов (СДЖС-15, ЭП962НП) имеют максимальные значения прочности ($\sigma_B = 1650$ -1710 МПа, $\sigma_{0.2} = 1170$ -1250 МПа) и наименьшие значения пластичности ($\delta = 11$ -12 %). Сплавы со средним содержанием γ' - и γ -образующих элементов (ВВ751П, ВВ753П, ВЖ178П) имеют хорошее сочетание прочности ($\sigma_B = 1600$ -1610 МПа, $\sigma_{0.2} = 1120$ -1200 МПа) и пластичности ($\delta = 13$ -15 %). Сплавы ВВ750П, ВВ752П, ВВ753П имеют самые высокие

показатели 100-часовой длительной прочности при 650 °С ($\sigma = 1140-1160$ МПа).

Литература

1. Рогожкин С.В., Бер Л.Б., Никитин А.А. и др. Физика металлов и металловедение. 2020, том 121, № 1, с. 60-71.

**УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ СКОПЛЕНИЯ ИЗ АТОМОВ Cr, Co,
Mo ВНУТРИ ЧАСТИЦ γ' -ФАЗЫ В ЖАРОПРОЧНОМ
НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ВВ751П. ШИРИНА
ПЕРЕХОДНОГО СЛОЯ МЕЖДУ КОНТАКТИРУЮЩИМИ
ЧАСТИЦАМИ γ - И γ' -ФАЗ**

Рогожкин С.В.^{1,2}, Бер Л.Б.³, Хомич А.А.²

*¹Россия, г. Москва, Институт теоретической и
экспериментальной физики им. А.И. Алиханова НИЦ
"Курчатовский институт", Sergey.Rogozhkin@itep.ru.*

*²Россия, г. Москва, Национальный исследовательский ядерный
университет «МИФИ», SVRogozhkin@mephi.ru.*

*³Россия, г. Москва, ОАО
«Всероссийский институт лёгких сплавов»,
berfam@mail.ru.*

Темой доклада является анализ экспериментальных результатов исследования методами атомно-зондовой томографии (АЗТ) материала заготовок дисков из гранулируемого жаропрочного никелевого сплава (ЖНС) ВВ751П [1]. Рассматриваются две проблемы:

1) Возможные причины образования обнаруженных внутри частиц γ' -фазы ультрадисперсных скоплений (кластеров) из атомов Cr, Co и Mo размером 1-2 нм.

2) Зависимость ширины переходного слоя между контактирующими частицами γ - и γ' -фазы от диффундирующего элемента, от размера частиц, от взаимного расположения частиц, от условий наблюдения.

1. Причины образования внутри частиц γ' -фазы ультрадисперсных скоплений из атомов Cr, Co и Mo.

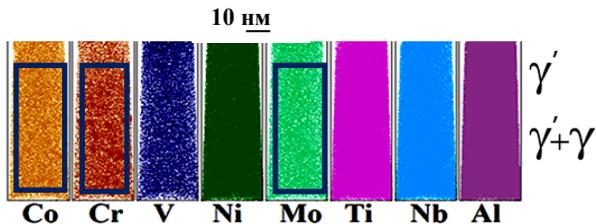


Рис. 1. Атомные карты распределения различных химических элементов в фрагменте исследованного объёма образца из заготовки № 2 (АЗТ анализ) [1]

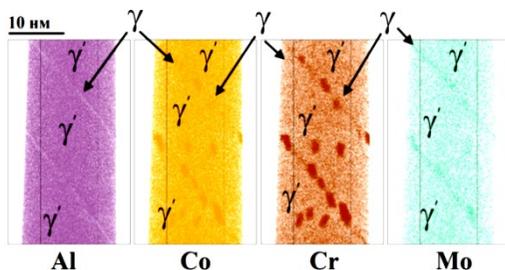


Рис. 2. Карты распределения атомов Al, Co, Cr, Mo в другом фрагменте исследованного образца заготовки № 2 (АЗТ анализ) [1]

На рис. 1 на картах распределения атомов Cr, Co и Mo (γ' -образующих элементов) в синем прямоугольнике внутри частицы γ' -фазы размером $> 70 \times 40$ нм наблюдаются сравнительно однородно распределённые примерно равноосные скопления указанных элементов размером 1.5-2 нм. На рис. 2 стрелками показаны строчки из скоплений атомов тех же элементов. Каждое скопление немного вытянуто вдоль строчки, имеет размер $\sim 1 \times 2.5$ нм. На этом рисунке имеются также шесть отдельных скоплений того же типа, не принадлежащие к строчкам.

В опубликованных исследованиях различных высоколегированных ЖНС методами АЗТ сообщалось как о наблюдении внутри частиц γ' -фазы однородно распределённых скоплений γ' -образующих элементов, так и о строчках таких скоплений. Но только в работе [1] оба типа скоплений впервые обнаружены в

одном материале. Опубликованные результаты исследований методом микродифракции тонких фольг показали, что сверхструктурные рефлексы от скоплений отсутствуют, то есть в объёме скоплений произошло разупорядочение $L1_2 \rightarrow \text{ГЦК}$.

В ряде работ, посвящённых исследованию деформации монокристаллических и поликристаллических высоколегированных ЖНС, показано, что в условиях ползучести при сравнительно низких температурах 650-850 °С и достаточно высоких напряжениях 650-750 МПа основной вклад в деформацию ползучести вносит не деформация γ -фазы, как это имеет место в менее легированных ЖНС, а деформация γ' -фазы. Главным механизмом деформации γ -фазы является скольжение парных дислокаций, разделённых дефектом упаковки (ДУ). В отличие от этого, в случае деформирования γ' -фазы наиболее существенный вклад в общую деформацию ползучести (до 90 %) вносит изученный только в XXI веке процесс микродвойникования. Деформация γ' -фазы микродвойникованием осуществляется перемещением под действием приведённого касательного напряжения в плоскостях $\{111\}_{\gamma,\gamma'}$ сложной конфигурации, включающей сам микродвойник, два внутренних ДУ с противоположной ориентацией антифазных доменов, плоскую антифазную границу (АФГ) и внешний ДУ. Микродвойник — это пластина двухатомной или трёхатомной толщины с разупорядоченной ГЦК-решёткой, лежащая в плоскости $(111)_{\gamma,\gamma'}$ и повернутая на 60° вокруг направления $[111]_{\gamma,\gamma'}$, перпендикулярного этой плоскости. Название «микродвойник» употреблено из-за минимально возможной толщины и двойниковой ориентации пластины относительно окружающей частицы γ' -фазы. Фактически, границей микродвойника является плоская АФГ. Микродвойник, образовавшийся внутри частицы γ' -фазы, в процессе деформации ползучести переходит в соседнюю частицу γ -фазы той же ориентации, затем в другую частицу γ' -фазы и т.д.

Наиболее вероятной причиной появления наблюдавшихся в настоящей работе строчек из ультрадисперсных скоплений атомов γ -образующих элементов внутри крупных частиц γ' -фазы

является микродвойникование и сегрегация указанных атомов на АФГ. В упомянутых работах микродвойникование было результатом деформации при высокотемпературной ползучести. В материале заготовки диска из сплава ВВ751П микродвойникование, вызвавшее образование строчек ультрадисперсных скоплений атомов γ -образующих элементов, могло произойти из-за интенсивного закалочного охлаждения заготовки диска газообразным гелием под высоким давлением [1]. Высокая скорость охлаждения поверхности заготовки в случае ЖНС с низкой теплопроводностью и высокой теплоёмкостью приводит к появлению температурных градиентов большой величины, что вызывает сильные термические напряжения, под действием которых при температурах 650-850 °С происходит пластическая деформацию с величиной $\epsilon < 0.5$ %.

2. Ширина переходного слоя между контактирующими частицами γ - и γ' -фаз.

На рис. 3 схематически показана зона контакта между частицами γ - и γ' -фазы. Изменение концентрации i -го γ -образующего элемента в частицах γ -фазы и γ' -фазы ($C_{i\gamma}$) изображено синей кривой, а изменение концентрации i -го γ' -образующего элемента ($C_{i\gamma'}$) — красной кривой. Измеряли значения ширины переходного слоя ($b_{i\gamma}$ и $b_{i\gamma'}$, нм) как расстояние между точками, в которых концентрационный профиль отклонялся от плато. Расчёты проводили по концентрационным профилям Ni, Al и Cr. Полученные результаты представлены в табл. 1. Для каждого из пяти контактов определяли размер частиц d , нм, на уровне $\sim 1/2$ высоты концентрационных профилей (второй и третий столбец).

В табл. 2 для i -х элементов, указанных в табл. 1, представлены рассчитанные по литературным данным значения диффузионной длины $l_i = \sqrt{2D_i t}$, если гетеродиффузия происходит при довольно низкой температуре ($T = 600$ °С) в течение сравнительно короткого времени ($t = 1$ мин). Здесь D_i — коэффициент диффузии i -го элемента в ЖНС, $D_i = D_{0i} \exp(-Q_i/RT)$, Q_i — энергия активации диффузии i -го элемента в ЖНС, D_{0i} — соответствующий предэкспоненциальный множитель, $R = 8.3144$

Дж/(моль·К). Значения Q_i и D_{0i} для С, Ti, Mo, W взяты из литературы. Литературных данных о значениях Q_i и D_{0i} в ЖНС для В, Si и Fe мы не обнаружили.

Анализ Таблицы 2 показывает, что для всех элементов диффузионная длина l_i даже при низкой температуре и за короткое время ($T = 600\text{ }^\circ\text{C}$, $t = 1\text{ мин}$) значительно больше значений экспериментальной ширины переходного слоя b_i .

Этот факт можно объяснить тем, что переходный слой между контактирующими частицами в данном случае является почти равновесным, то есть он был сформирован в материале сплава в процессе ГИП и последующей термической обработки.

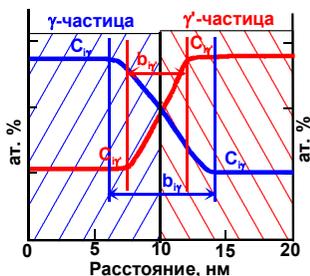


Рис. 3. Схема концентрационных профилей распределения атомов i -тых и j -тых элементов в зоне контакта частиц γ - и γ' -фазы

Таким образом, метод АЗТ даёт уникальные возможности для исследования диффузионных процессов в ЖНС. С его помощью можно определить неизвестные в настоящее время коэффициенты диффузии В, Si, Fe и других легирующих компонентов и примесей в γ - и γ' -фазах ЖНС.

Литература

1. Рогожкин С.В., Бер Л.Б. и др. Исследование жаропрочного никелевого сплава ВВ751П методами атомно-зондовой томографии // Физика металлов и металловедение. 2020, том 121, № 1, с. 60-71.

Таблица 1. Ширина переходного слоя (b_i , нм) между контактирующими частицами γ - и γ' -фаз

Контакт	Размер частиц d , нм		Расположение частиц	Ширина переходного слоя, b_i , нм										
	γ	γ'		B	Al	Si	Ti	Cr	Co	Nb	Mo	Fe	W	C
1	8	> 10	γ внутри γ'	8.5	6.5	6.5	7.0	6.5	6.5	6.5	6.5	—	—	—
2	> 10	> 10	рядом	—	4	—	4.5	3	4	4	4	4	3	—
3	> 10	7	γ' внутри γ	—	2.5	—	2.5	3	2.5	2	2	—	—	—
4	> 10	5.5	γ' внутри γ	—	3.5	—	4.0	4.0	3.5	—	3	3.5	—	—
5	> 10	> 10	рядом	—	4.0	—	5.0	4.0	3.5	3.0	3.0	5.5		8.0

Таблица 2. Диффузионные длины различных элементов в объёме γ -фазы ЖНС ($l_{i\gamma}$, нм), в объёме γ' -фазы ЖНС ($l_{i\gamma'}$, нм) и ширины переходного слоя между контактирующими частицами (b_i , нм)

Элемент	l_i , нм, γ	l_i , нм, γ'	b_i , нм
C	34000	—	8.0
B	—	—	8.5
Al	180	—	2.5-6.5
Si	—	—	6.5
Ti	170	14	2.5-7.0
Cr	170	—	3-6.5
Co	74	—	2.5-6.5
Nb	450	2.2	2.0-6.5
Mo	73	1.4	2.0-6.5
W	26	—	3.0
Fe	—	—	3.5-5.5

АТОМНО-ЗОНДОВАЯ ТОМОГРАФИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НАНОСТРУКТУРАХ МАТЕРИАЛОВ

Рогожкин С.В.^{1,2}, Лукьянчук А.А.¹, Разницын О.А.¹, Шутов
А.С.¹, Никитин А.А.¹, Хомич А.А.¹,
Искандаров Н.А.¹, Хорошилов В.В.¹

¹*Россия, г. Москва, Институт теоретической и
экспериментальной физики им. А.И. Алиханова НИЦ
"Курчатовский институт", Sergey.Rogozhkin@itep.ru*

²*Россия, г. Москва, Национальный исследовательский ядерный
университет «МИФИ», SVRogozhkin@mephi.ru*

В настоящее время наиболее перспективные материалы и системы имеют особенности структуры на уровне размеров в несколько нанометров. Продвижение этих разработок в значительной мере сопряжено с развитием методик, позволяющих контролировать состояние материалов на этих масштабах. Наиболее сложной проблемой является одновременная характеристика пространственных особенностей и химического состава на масштабах близких к атомным. Именно в этой области размеров наиболее совершенной методикой является атомно-зондовая томография (atom probe tomography) [1]. Важнейшим направлением применения АЗТ является анализ радиационно-индуцированных эффектов в многокомпонентных материалах, таких как сложнолегированные стали или стали. При этом значимые перестройки химического состава протекают на масштабах нанометров и зачастую не регистрируются другими методиками ультрамикроскопии.

Атомно-зондовая томография (АЗТ) включает в себя проекционный микроскоп (аналогичный автоионному микроскопу) и времяпролетный масс-спектрометр. Принцип проекционного микроскопа, использующийся в данном приборе, основан на по-атомном испарении образцов-игл с радиусом при вершине примерно 50 нм, что позволяет достичь полей, необходимых для испарения атомов с поверхности при положительном напряжении на образце до 10-15 кВ. Напряжение на образце поддерживается на уровне, недостаточном для

самопроизвольного испарения. Контролируемое испарение для реализации времяпролетной масс-спектрометрии атомов достигается за счет приложения импульсного воздействия – кратковременного увеличения потенциала на образце или воздействия лазерным импульсом. Испаренные атомы поочередно летят на позиционно-чувствительный детектор, и по координатам прилета на детектор и по времени их пролета можно восстановить распределение элементов в образце и их химическую природу. В настоящее время для испарения используется импульсное электрическое либо лазерное испарение атомов с поверхности образца-иглы. Импульсное электрическое испарение используется только для металлических систем, причем не образующих прочную оксидную пленку на образцах при их приготовлении и последующей загрузке в вакуумную камеру томографа. Лазерное испарение позволяет исследовать практически все материалы.

В настоящей работе демонстрируются возможности атомно-зондовых томографов с лазерным испарением, разрабатываемых в ИТЭФ. Представлены результаты исследований на томографе ПАЗЛ-3D [2, 3] распределения химических элементов в жаропрочном никелевом сплаве [4], дисперсно-упрочненных оксидами сталях [5, 6], сплавах алюминия [7], высокоэнтропийных сплавах [8, 9]. Также представлен ряд результатов исследования влияния облучения на материалы ядерных реакторов: ферритно-мартенситные стали [10], дисперсно-упрочненные стали [11, 12], сплавы титана [13] и др.

Литература

1. Miller M.K. Atom Probe Tomography. New York: Kluwer Academic/Plenum Publishers. 2000. 239 p.
2. С. В. Рогожкин, А. А. Алеев, А. А. Лукьянчук, А.С. Шутов, О.А. Разницын, Прототип атомного зонда с лазерным испарением, Приборы и Техника Эксперимента. 2017. №3. С. 129-134.
3. О. А. Разницын, А. А. Лукьянчук, А. С. Шутов, С. В. Рогожкин, А. А. Алеев, Оптимизация параметров анализа материалов методами атомно-зондовой томографии с лазерным

испарением атомов, Масс-спектрометрия. 2017. Т. 14, № 1. С. 33 – 39.

4. С. В. Рогожкин, Л. Б. Бер, А. А. Никитин, А. А. Хомич, О. А. Разницын, А. А. Лукьянчук, А. С. Шутов, М. М. Карашаев, А. Г. Залужный, Исследование гранулируемого жаропрочного никелевого сплава методом атомно-зондовой томографии, Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 1. С. 60–71.

5. S.V. Rogozhkin, A.A. Khomich, A.A. Bogachev, A.A. Nikitin, V. V. Khoroshilov, A. A. Lukyanchuk, O. A. Raznitsyn, A. S. Shutov, A.L. Vasiliev, M. Yu. Presniakov, Comprehensive analysis of nanostructure of oxide dispersion strengthened steels as prospective materials for nuclear reactors, Physics of Atomic Nuclei. 2020. V. 83. No. 10. P. 1–9.

6. Y. Templeman, S. Rogozhkin, A. Khomich, A. Nikitin, M. Pinkas, L. Meshi, Characterization of nano-sized particles in 14%Cr oxide dispersion strengthened (ODS) steel using classical and frontier microscopy methods, Materials Characterization Materials Characterization. 2020. V. 160. 110075.

7. С.В. Рогожкин, А. А. Лукьянчук, О. А. Разницын, А. С. Шутов, А.А. Никитин, А.А. Хомич, Н.А. Искандаров, Томографический атомно-зондовый анализ материалов с применением фемтосекундного лазерного испарения, Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2018. № 5. С. 47-55

8. С. В. Рогожкин, А. С. ШУТОВ, А. А. Хомич, А. А. Никитин, А. А. Лукьянчук, О. А. Разницын, L. Meshi, Исследование высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi методом атомно-зондовой томографии, Ядерная физика и инжиниринг. 2019. Т. 10. № 3. С. 222–232.

9. Е. А. Мешков, И. И. Новоселов, Ф. И. Янилкин, С.В. Рогожкин, А.А. Никитин, А.А. Хомич, А.С. Шутов, Б.А. Тарасов, С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов, Экспериментально-теоретическое исследование эволюции атомной структуры высокоэнтропийных сплавов на основе Fe, Cr, Ni, Mn и Co при термическом и радиационном старении, Физика твердого тела. 2020. Т. 62. вып. 3. С. 339-350

10. S. Rogozhkin, A. Nikitin, N. Orlov, A. Bogachev, O. Korchuganova, A. Aleev, A. Zaluzhnyi, T. Kulevoy, R. Lindau, A. Möslang, P. Vladimirov. Evolution of microstructure in advanced ferritic-martensitic steels under irradiation: the origin of low temperature radiation embrittlement, MRS Advances, 2017, V. 2, pp. 1143-1155

11. S. Rogozhkin, A. Bogachev, O. Korchuganova, A. Nikitin, N. Orlov, A. Aleev, A. Zaluzhnyi, M. Kozodaev, T. Kulevoy, B. Chalykh, R. Lindau, A. Möslang, P. Vladimirov, M. Klimenkov, M. Heilmaier, J. Wagner, S. Seils. Nanostructure evolution in ODS steels under ion irradiation. Nuclear Materials and Energy, 2016, V. 9, P. 66-74

13. S.V. Rogozhkin, A.A. Bogachev, A.A. Nikitin, A.L. Vasiliev, M.Yu. Presnyakov, M. Tomut, Ch. Trautmann, TEM analysis of radiation effects in ODS steels induced by swift heavy ions. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 486 (2021) 1–10

14. S.V. Rogozhkin, I.A. Schastlivaya, V.P. Leonov, A.A. Nikitin, N.N. Orlov, M.A. Kozodaev, A.L. Vasiliev, A.S. Orekhov, Study of nanostructure of experimental Ti–5Al–4V–2Zr alloy, Inorganic Materials: Applied Research, 2017, V. 8, №6, p. 848-860.

ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛИ СТРУКТУРЫ КВАРЦЕВОЙ КЕРАМИКИ

**Печенкин К.В., Миронов Р.А., Соловьев А.А.,
Забейайлов М.О.**

*Россия, г. Обнинск, АО «ОИПП «Технология» им. А. Г. Ромашина»,
Pechenkin.kir@yandex.ru*

При разработке новых материалов или изделий, использование одних только лабораторных испытаний не всегда является оправданным с точки зрения экономии времени и средств. Особенно это касается керамических материалов, разработка которых требует изготовления и исследования большого количества опытных образцов. Данная проблема может быть решена с помощью теоретического сопровождения лабораторных испытаний. В частности, в последнее время возрастает интерес к использованию подходов компьютерного моделирования

материалов [1]. Данные подходы позволяют разработать интерактивную модель материала, способную описать его поведение при воздействии на него различных внешних факторов.

В данном исследовании приводится пример построения компьютерной модели структуры керамики с помощью программного пакета LAMMPS [2]. В качестве материала был выбран аморфный SiO_2 , поскольку он является наиболее простым для математического моделирования объектом.

Исследование начиналось с определения структурных, реологических и упругих свойств исходного порошка кварцевой керамики, необходимых для построения модели сырца. Структурные свойства (распределение частиц порошка по размерам) были получены экспериментально, а упругие и реологические свойства были взяты из работы [3]. Модель сырца была рассчитана с помощью микромеханического метода [4], представляющего порошок материал в виде совокупности твердых круглых зерен, взаимодействующих посредством сил упругости и трения при наличии контакта между ними. Микромеханическим методом был имитирован процесс засыпки и уплотнения порошка аморфного SiO_2 в емкость. Уплотнение происходило до экспериментально измеренного значения пористости сырца кварцевой керамики. Таким образом после релаксации уплотненного порошка была получена модель сырца кварцевой керамики (Рис. 1).

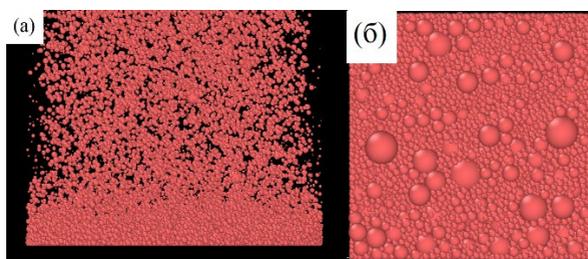


Рис.1 Модель сырца кварцевой керамики на этапе засыпки порошка (а) и на этапе релаксации уплотненного порошка (б)

Следующим шагом, для получения структуры спеченного материала, к модели сырца была применена имитация его термообработки. Имитация осуществлялась методом, основанном

на механизме вязкого трения [5]. Частицы сырца в данном методе взаимодействуют друг с другом посредством поверхностного натяжения и вязкости при наличии контакта между ними. Параметры взаимодействия для модели спекания были взяты из статьи [6]. Моделирование спекания происходило путем имитации нагрева модели сырца по различным режимам (Рис. 2). Также некоторые параметры взаимодействия были уточнены путем проведения экспериментов по измерению усадки сырцов кварцевой керамики при их нагреве: сравнивалась усадка реального сырца с усадкой модели при одинаковой термообработке.

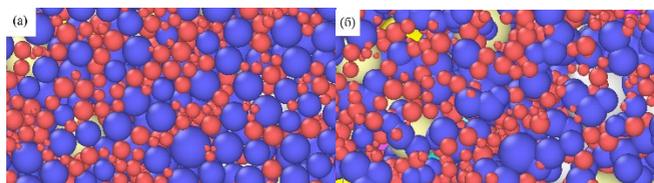


Рис.2 Спекание частиц порошка в фрагменте построенной модели; (а) – исходная структура, (б) – полученная структура

В результате была получена модель структуры кварцевой керамики, которая может генерировать структуру, соответствующую определенному режиму термообработки кварцевой керамики, и которая может быть использована для дальнейших теплофизических, оптических и механических расчетов.

Литература

1. K. Matous, M. G. D. Geers, V. G. Kouznetsova, A. Gillman, *J. Comp. Phys.*, 330, 192 (2017)
2. S. Plimpton, *J. Comp. Phys.*, 117, 1 (1995)
3. W. Pabst, E. Gregorova, *Ceramics – Silikaty*, 57, 167 (2013)
4. M. Gastreich, J. D. Gale, C. M. Marian, *Phys. Rev. B*, 68, 094110 (2003)
5. S. Nosewicz, J. Rojek, *Powder Tech.*, 246, 157 (2013)
6. J. Rojek, S. Nosewicz, *Proc. Eng.*, 177, 263 (2017)

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ПЛАТИНЫ, ИТТРИЯ, ГАДОЛИНИЯ НА ЖАРСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ

**Орлов Ю.А., Пазюк А.Н., Соловьев Н.П., Шулепин С.В.,
Кудашов Д.В.**

Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ, yaorlov@ippe.ru

Разработка и исследование жаростойких сплавов в настоящее время является важной задачей при разработке новых ЯЭУ, теплообменных установок, газотурбинных двигателей и деталей летательных аппаратов и т.д. Наиболее лучшие свойства проявляют сплавы систем Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Al. В настоящее время максимальные рабочие температуры для таких сплавов составляют 1200-1250°C.

Главное условие жаростойкости – окалина, образующаяся на поверхности должна плотно прилегать с поверхности сплава и нести в себе защитные свойства. Данные свойства характерны для Al_2O_3 , Cr_2O_3 , шпинельных структур ($FeCr_2O_4$, $FeAl_2O_4$, $NiFe_2O_4$, $NiCr_2O_4$). Они имеют низкую дефектность, КТР близкий к исходному сплаву. Однако, в некоторых случаях (при охлаждении сплава) пленки могут отслаиваться, что приводит к потере жаростойкости. Ранее проведенные исследования [1-5] показали, что редкоземельные металлы (Y, Gd, Ce и т.д.) и металлы платиновой группы (Pt, Pd, Rh и т.д.) улучшают адгезию окалины и замедляют диффузию кислорода, тем самым улучшая защитные свойства пленки, и повышают рабочие температуры сплавов.

В докладе представлены результаты исследований жаростойкости сплавов: Fe-38Ni-26Cr-5Al-0,5Si-0,5Ti, Fe-48Ni-18Cr-5Al, Fe-25Cr-4Al (фехраль), характера их окалины в исходной форме и после легирования Y, Gd, Pt. Испытания на жаростойкость проводились в муфельной печи при температуре 1250°C на плоских образцах в течении 75 ч. После чего измерялся прирост массы окалины на аналитических весах. При помощи рентгенофазового анализа проводили анализ типа окалины. В результате выполнения работы было обнаружено, что в исходном и легированном состоянии на поверхности образцов образовывалась защитная пленка $\alpha-Al_2O_3$, но в случае

легированных образцов прирост массы был меньше и окалина более плотно прилегала к поверхности.

Литература.

1. Д.П. Фарафонов, М.Л. Деговец, Р.Ш. Алешена. Металлические волокна из жаростойких сплавов, легированных металлами платиновой группы// Авиационный материалы и технологии. -2016.-№ 1(40).-С. 44-52

2. Скачков О.А., Пожаров С.В., Дроздов А.А., Макаревич О.Н. Высокожаростойкие порошковые сплавы для энергетического машиностроения//Химико-металлургические процессы и материалы металлургических производств. - С. 319-320

3. T. Amano, Y. Takezawa, A. Shiino, T. Shishido. Surface morphology of scale on FeCrAl (Pd, Pt, Y) alloys// Journal of Alloys and Compounds.- 2008.- 452.- С. 16-22

4. Edward J. Felten. Use of Platinum and Rhodium to Improve Oxide Adherence on Ni-8Cr-6Al Alloys// Oxidation of Metals.- 1976.- Vol. 10, No. 1.- С. 23-28

5. А.И. Хорев, Н.А. Ночовная, А.Л. Яковлев. Микролегирование редкоземельными металлами титановых сплавов//2012. - С. 206-212.

РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОСНАСТКИ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ СТРИНГЕРНЫХ ПАНЕЛЕЙ

Безруков Г.Т., Филин Е.Д., Бударин А.П., Васина Л.Н., Троценко Е.А.

Россия, г. Обнинск, АО «ОНПП «Технология» им. А.Г.Ромашина»

В настоящее время в авиационной промышленности взамен традиционных широко применяются полимерные композиционные материалы (ПКМ). ПКМ используют для изготовления высоконагруженных элементов самолета – таких как панели крыла и фюзеляжа, шпангоуты и лонжероны, элементы хвостового оперения, включая внутренний набор и панели аэродинамического контура. В элементах авиационной

техники используются монолитные детали, трехслойные конструкции и изделия с силовым подкреплением. Стрингерные панели из ПКМ за счет конструктивных особенностей, позволяющих повысить массовую эффективность хвостового оперения, привлекают повышенное внимание разработчиков летательных аппаратов.

К стрингерным панелям, которые являются составными элементами сложных, высокоточных агрегатов, таких как крыло, киль, стабилизатор, предъявляются повышенные требования:

- высокие характеристики прочности и жесткости;
- точность геометрических расположения стрингеров;
- жесткие допуски по толщине стрингеров и обшивки;
- низкая пористость материала.

В обеспечение вышеперечисленных требований, как правило используются автоклавные методы формования, и для производства стрингерных панелей из ПКМ необходима специализированная высокоточная термостойкая оснастка.

Основным требованием к оснастке является форморазмеростабильность, в том числе при многократных нагрузках автоклавного формования. Для этого коэффициент линейного термического расширения (КЛТР) материала оснастки в продольном и поперечном направлениях должен быть максимально близок КЛТР формируемого изделия соответственно в продольном и поперечном направлении.

В связи с вышеперечисленным все большее распространение получает полимерная оснастка, формообразующая поверхность которой изготавливается из стекло- или углепластика. Основными преимуществами полимерной оснастки являются:

- а) близкий КЛТР формируемой детали и оснастки;
- б) возможность получения оснастки сложной кривизны больших габаритов;
- в) меньшая масса по сравнению с металлической оснасткой;
- г) быстрый и равномерный нагрев при термообработке.

В рамках работы по созданию высокоточной форморазмеростабильной оснастки была разработана программа по изготовлению конструктивно-подобных образцов формообразующей оснастки для стрингерных панелей кия.

Основными задачами при разработке, проектировании и изготовлении экспериментальной оснастки являлись:

- разработка конструкции оснастки, исключающей недопустимые деформации при многоцикловом использовании;
- разработка схемы установки вспомогательных элементов оснастки, обеспечивающей допуск по толщине и точность позиционирования стрингеров;
- изучение влияния оттока связующего на толщину получаемого стрингера в процессе формирования конструктивно-подобного образца.

По результатам выполнения данной программы разработана концепция новой конструкции оснастки, обеспечивающей заданные требования. Работоспособность концепции проверена успешным изготовлением стрингерных панелей кия из ПКМ.

К МЕХАНИЗМУ ДИФФУЗИИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Колотов А.А, Баянкин В.Я.

Россия, г. Ижевск, ФГБУН «Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения Российской академии наук», tovpol@udm.ru

В данной работе рассмотрены особенности формирования состава и структуры поверхностных слоев аморфных сплавов в условиях ионного облучения. Проведен сравнительный анализ образцов, находящихся в аморфном и кристаллическом состояниях, облученных ионами бора. Аморфные сплавы, как класс металлических твердых тел характеризуется отсутствием дальнего порядка в расположении атомов. В ходе ионно лучевой обработки (ИЛО) в поверхностных слоях протекает множество процессов, во многом определяющих конечное состояние материала. Бомбардирующие ионы распыляют часть атомов поверхностного слоя, стимулируют процессы смещений атомов мишени в каскадах столкновений и их внедрение в объем материала. Протекающие процессы приводят к образованию новых соединений, в т.ч. нестехиометрического состава, образованию и миграции точечных дефектов, появлению

ударных волн, при этом глубина радиационно-стимулированного модифицирования может существенно превышать глубину проективного пробега ионов в данном материале. Ионная имплантация, являясь энергетическим воздействием на материал, способствует повышению температуры мишени, особенно в тонких приповерхностных слоях, при этом решающую роль в процессе диффузии и фазобразования при ИЛО играют микроскопические процессы развития каскадов атомно-атомных соударений. В результате внешнего воздействия (ИЛО) области регулярного строения могут изменять свою структуру и динамическую устойчивость, и образовывать различные метастабильные фазы, которые имеют собственную структуру и отличаются по составу.

Диффузия в кристаллических материалах в радиационном поле, к настоящему времени, изучена достаточно глубоко. При этом стоит разделять кристаллические материалы, находящиеся в исходно неравновесном (напряженном) состоянии, и исходно равновесные. В ряде работ было показано, что ионная обработка кристаллических материалов, находящихся в исходном неравновесном состоянии (например прокатанных фольг), приводит к ряду эффектов, отличных от материалов исходно находящихся в равновесном состоянии, таких как, аномально глубокий массоперенос, фазообразование и т.д. Одним из обсуждаемых вопросов путей миграции атомов, является наличие сильноразвитой дефектной структуры. Сравнительный анализ оттоженных образцов показывает, что дефектная структура является движущей силой миграции атомов под действием ионного облучения, но не является достаточным условием. Необходимо отметить, что аморфные сплавы, непосредственно после их получения, находятся в неравновесном состоянии, имеют развитую дефектную структуру и характеризуются отсутствием дальнего порядка в расположении атомов т.е. кристаллической структуры материала, а следовательно, от них стоит ожидать тех же эффектов, что наблюдались при ИЛО на кристаллических материалах, исходно находящихся в неравновесном состоянии.

В данной работе исследуются особенности сегрегационных процессов в поверхностных слоях аморфных быстрозакаленных и сильнодеформированных многокомпонентных сплавов в условиях ионного облучения. Облучение образцов проводилось в одинаковых условиях. Имплантация ионов бора проводилась с энергиями $E = 20, 30, 40$ кэВ и дозой 10^{17} см⁻² на установке ИЛУ-3. Плотности ионного тока были выбраны так, чтобы при каждой энергии ионов выделяемая на образцах плотность мощности была одинаковой, и составляли для указанных энергий величины 3, 2 и 1.5 мкА/см², соответственно. Образцы в процессе облучения принудительно охлаждались подложкодержателем до температуры $10 \pm 5^\circ\text{C}$.

Компонентный анализ поверхностного слоя образцов показал, что в результате облучения в поверхностном слое под воздействием потока ионов протекают сегрегационные процессы. Характер наблюдаемых сегрегационных процессов укладывается в общепринятые модели. При этом видно, что характер распределения компонентов на облученной стороне и стороне обратной облучению указывает на волновую природу движущей силы, а именно выход упругих волн к поверхности.

В то же время, одним из основных результатов работы является экспериментально установленное отсутствие атомов бора на противоположной облучению стороне на аморфных образцах, в то время как на кристаллических образцах отмечается наличие бора на противоположной стороне.

Основной целью данной работы было определение механизма миграции атомов в радиационном поле. Отсутствие имплантируемых ионов (бора) на обратной стороне образцов свидетельствует, что диффузия атомов происходит по границам зерен – а в аморфных материалах данные механизмы не реализуемы в виду отсутствия межзеренных границ, в отличие от поликристаллических материалов, в которых наличие имплантируемых атомов было отмечено на противоположной стороне образцов. Движущей силой диффузионных процессов является процесс распространения упругих волн.

ОКИСЛЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЕВ ГАЛЛИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 673 К

Суrowая В.Э.

*Россия, г. Кемерово, Кузбасский государственный технический
университет имени Т.Ф. Горбачева
sur.vik@mail.ru*

В работе приведены результаты исследований процесса окисления наноразмерных слоев галлия в зависимости от толщины ($d=5-65$ нм) и времени термообработки при $T=673$ К.

Главной, фундаментальной проблемой химии наноматериалов остаются размерные эффекты. Это интригующий вопрос – как свойства индивидуальных частиц при объединении эволюционируют в свойство фазы, как построены и как строятся мосты между отдельной молекулой и наноразмерным миром вещества.

Методом термического испарения в вакууме были изготовлены нанопленки Ga ($d=5-65$ нм) с помощью ВУП-5М [1–2]. Подложками служили, предварительно очищенные, стекла от фотопластин ГОСТ 9284-59. Толщину пленок измеряли спектрофотометрическим (спектрофотометр «Shimadzu UV-1700») и гравиметрическим (кварцевый резонатор) методами. Нанопленки подвергали термическому воздействию в муфельной печи «МИМП-3П» при $T=673$ К. Эффекты процесса окисления нанопленок Ga проводили на спектрофотометре «Shimadzu UV-1700». Измерения фото-ЭДС (УФ) проводили в вакууме. Контактную разность потенциалов (КРП) между образцами галлия, оксида галлия (III) и электродом сравнения из платины измеряли до и после термической обработки образцов при температуре $T = 673$ К в интервале давлений ($P = 1,3 \cdot 10^5 - 1 \cdot 10^{-5}$ Па), используя модифицированный метод Кельвина.

В результате проведенных исследований было установлено, что оптические свойства нанопленки Ga до, в процессе и после окисления при 673 К зависят от времени и толщины объектов. Установлено, что в процессе окисления уменьшается оптическая плотность объектов в интервале $\lambda = 190 \dots 1100$ нм и образуется спектр поглощения нового вещества. Длинноволновой порог

поглощения, находится при $\lambda \approx 257\text{--}263$ нм, оптическая ширина запрещенной зоны составляет $E \approx 4,7\text{--}4,8$ эВ. Данное значение совпадает с шириной запрещенной зоны Ga_2O_3 . Очевидно, что в процессе окисления, в атмосферных условиях при 673К, нанопленок галлия образуется оксид галлия (III).

Степень термического превращения нанопленок Ga можно рассчитать по формуле:

$$\alpha = (A_{\text{Ga}} - A_{\text{обр.}}) / (A_{\text{Ga}} - A_{\text{Ga}_2\text{O}_3}),$$

где A_{Ga} , $A_{\text{Ga}_2\text{O}_3}$ – величина оптической плотности нанопленок Ga и Ga_2O_3 при $\lambda = 720$ нм; $A_{\text{обр.}}$ – оптическая плотность нанопленки Ga.

С уменьшением толщины пленок галлия наблюдается увеличение степени термического превращения.

Кинетические зависимости термического окисления нанопленок галлия при температуре 673К можно условно разделить на несколько участков: линейный ($\alpha = K\tau + A$), обратный логарифмический ($K / \alpha = B - \lg\tau$), параболический ($\alpha^2 = K\tau + B$) и логарифмический ($\alpha = K \lg(B\tau + 1)$), где K – константа скорости образования оксида галлия (III), A и B – постоянные интегрирования, τ – время взаимодействия (рис.1). Чем больше толщина нанослоев галлия и чем дольше процесс окисления, тем больше продолжительность спрямленных участков соответствующих кинетических кривых окисления.

Были измерены $U_{\text{ф}}$ систем Ga – Ga_2O_3 и КРП для пленок Ga, Ga_2O_3 . Из анализа результатов измерений КРП было установлено, что в области контакта Ga – Ga_2O_3 (из-за несоответствия между работами выхода контактирующих партнеров) возникает запорный электрический слой. Полярность $U_{\text{ф}}$ соответствует положительному знаку со стороны Ga_2O_3 . Генерация $U_{\text{ф}}$ прямо свидетельствует о формировании в процессе окисления пленок галлия гетеросистем Ga – Ga_2O_3 , переходы носителей заряда на границе раздела которых обеспечивают наблюдаемые изменения спектров поглощения и отражения, а также кинетических кривых степени превращения (рис.1).

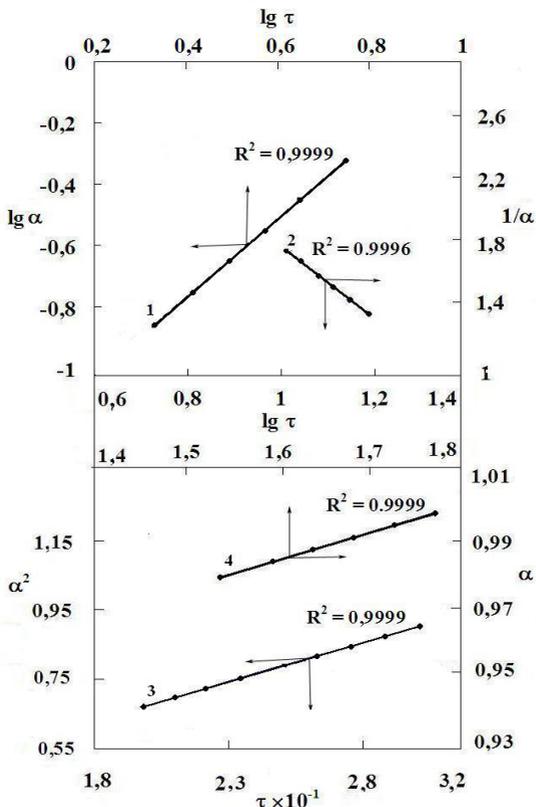


Рис.1. Кинетические зависимости нанопленок Ga толщиной $d=18$ нм при $T = 673$ К: 1 – линейный; 2 – обратный логарифмический закон; 3 – параболический закон; 4 – логарифмический закон

Литература

1. Суrowой Э.П., Бугерко Л.Н., Суrowая В.Э., Бин С.В. Кинетические закономерности термических превращений в наноразмерных пленках свинца // Журнал физической химии, 2015. – Т. 89. № 1. – С. 85.

2. Суrowой Э.П., Бугерко Л.Н., Суrowая В.Э. Кинетические закономерности взаимодействия наноразмерных пленок висмута с аммиаком // Журнал физической химии, 2013. – Т. 87. № 6. – С. 1020.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ОДНОРОДНОСТИ ПКМ С ПОМОЩЬЮ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН

Чулков Д.И., Терехин А.В., Типикин М.Е.

АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина»

Государственный научный центр Российской Федерации

В настоящее время в авиакосмической, судостроительной и других отраслях промышленности наблюдается постоянно увеличивающийся объем использования полимерных композиционных материалов (ПКМ) для изготовления ответственных и наиболее нагруженных элементов конструкций [1, 2]. Наличие дефектов структуры или отклонение физико-механических характеристик ПКМ от требований НТД может привести к разрушению всей конструкции в процессе воздействия внешних факторов в пределах эксплуатационных нагрузок. Исходя из этого обеспечение неразрушающего контроля качества конструкций из ПКМ является актуальной задачей.

Многообразие видов ПКМ, широкий диапазон изменения их физико-механических характеристик, высокая анизотропии свойств, а также сложная геометрическая форма изготавливаемых конструкций ограничивает применение существующих способов неразрушающего контроля или делает их применение вовсе не возможным [3-5].

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований структурной однородности ПКМ с помощью ультразвуковых волн с целью разработки способа ультразвукового неразрушающего контроля качества (структурной однородности и стабильности свойств материала) конструкций, изготовленных из слоистого стеклопластика на основе фенолформальдегидного связующего, армированного кварцевой стеклотканью ТС8/3-К-ТО.

В работе были решены следующие практические задачи:

– отработана схема измерения информативного параметра (скорость продольных ультразвуковых волн, распространяющихся в направлении нормали к плоскости армирования

стеклопластика) в сложнопрофильных тонкостенных конструкциях;

– разработан алгоритм математической обработки экспериментальных данных и расчета критерия контроля;

– установлено максимально допустимое численное значение критерия контроля по результатам натуральных теплопрочностных испытаний исследуемых конструкций.

Литература

1. Мэттьюс Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. Механика и технология, М: Техносфера, 2004. – 408 с.

2. Савин С. П. «Применение современных полимерных композиционных материалов в конструкции планера самолетов семейства МС-21» // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, т. 14, № 4(2), 2012, С. 686-693.

3. Неразрушающий контроль: Справочник: В 7 т. Под общ. ред. В. В. Клюева. Т.3: Ультразвуковой контроль / И. Н. Ермолов, Ю. В. Ланге. Ультразвуковой контроль. – 2-е изд., испр. – М.: Машиностроение, 2006. – 864 с.

4. Потапов А. И. Контроль качества и прогнозирование надежности конструкций из композиционных материалов. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1980. – 261 с.

5. Chulkov D. I. et al 2020 IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 934 (2020) 012031. doi:10.1088/1757-899X/934/1/012031.

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ ЧАСТИЦ ФЕРРОЖИДКОСТИ ВНЕШНИМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ПОЛЕМ

Селищев П.А.¹, Тропин Т.В.², Петренко В.И.³, Авдеев М.В.²

¹*ЮАР, Университет Претории selyshchev@gmail.com*

²*Россия, г. Дубна, ОИЯИ, ЛНФ им. И.М.Франка ttv@jinr.ru*

³*Spain, Leioa, BCMaterials, viktor.petrenko@bcmaterials.net*

Экспериментально установлено [1], что под действием внешнего электрического поля коллоидные суспензии диэлектрических наночастиц, обладающих магнитными свойствами,

перестают быть однородными. Распределение частиц в объеме кюветы между электродами становится неоднородным: обогащенным в центре. Одновременно наблюдается агрегация частиц. Явление имеет пороговый характер: неоднородное распределение развивается, если приложенное поле больше критического.

В работе построена теоретическая модель этого явления. Установлено, что причиной расслоения суспензии является направленная диффузия частиц вследствие их взаимодействия посредством дипольных моментов, наведенных внешним электрическим полем. Найдено критическое значение приложенного электрического поля. Оно зависит от температуры суспензии (увеличивается с ростом температуры), растет с уменьшением концентрации частиц и их радиуса, с уменьшением разности диэлектрических проницаемостей частиц и суспензии в целом. Получено распределение частиц по объему кюветы. Теоретические расчеты хорошо согласуются с экспериментом.

Построена система уравнений, описывающая кинетику агрегации частиц в кластеры. Найдено приближенное распределение кластеров по размерам.

Литература

1. M.Rajnak, et al. Applied Physics Letters 107 (2015) 073108.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ДЕСТРУКТИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СТУПЕНЧАТОМ НАГРЕВЕ

**Жителев А.Е., Чирков Р.А., Миронов Р.А.,
Забейайлов М.О.**

*Россия, г. Обнинск, ГНЦ РФ АО «ОНИИП «Технология»
им.А.Г.Ромашина», ae.zhitelev@physics.msu.ru*

В настоящее время наиболее точным методом измерения диэлектрических характеристик радиопрозрачных материалов на СВЧ является метод измерения в полом цилиндрическом резонаторе. При измерении данным деструктирующих материалов получаемые характеристики будут зависеть от длительности нагрева. Кроме того, продукты деструкции

оказывают влияние на элементы измерительного оборудования, что снижает точность измерений, а также может вывести измерительное оборудование из строя. Одним из возможных решений задачи получения высокотемпературных характеристик деструктурирующих материалов является использование ступенчатого нагрева. Суть ступенчатого нагрева заключается в нагреве образца в печи сопротивления до определенной температуры с измерением интересующих характеристик образца до и после нагрева. Нагрев проводится с определенным шагом по температуре в диапазоне температур где происходит деструкция материала. Строится модель деградации свойств материала при помощи двумерной интерполяции полученных экспериментальных данных.

Проводилось исследование изменения диэлектрических, геометрических характеристик и массы образцов композиционных материалов из кварцевой ткани и алюмохромофосфатного и фенолформальдегидного связующих [1,2]. Исследования проводились на образцах в виде дисков диаметром – 49,5 мм, толщиной ~ 8,5 мм. Измерения диэлектрических характеристик образцов проводилось на частоте 10 ГГц с использованием полого цилиндрического резонатора. Нагрев образцов проводился в печи СНОЛ. Образцы помещались внутрь трубы из оксида алюминия диаметром 55 мм, расположенной в центре печи. Температура образцов и печи контролировалась с использованием термопар хромельалюмель (ТХА, тип К) и терморегуляторов ТРМ210.

Исследованы характеристики материалов до и после нагрева при различных темпах и временах выдержки.

Для определения скорости прогрева образцов до экспериментально выбранной температуры, в некоторых образцах были сделаны пропилы глубиной в половину высоты образца, в которые заделаны термопары. Приклейка термопар и последующее заполнение пропилов образцов осуществлялась связующим на основе связующего материала. Образцы с заделанными термопарами помещались в разогретую печь и по показаниям с термодатчиков фиксировалось время прогрева середины образца до температуры печи.

Далее, с помощью интерполяции экспериментальных зависимостей $\varepsilon(T,t)$, $\text{tg}\delta(T,t)$, $L(T,t)$, $m(T,t)$ получены непрерывные по T семейства кривых. При этом теоретические кривые хорошо описывают всю совокупность имеющихся экспериментальных данных. Предложен способ движения по этому семейству кривых для описания произвольного режима нагрева.

Полученные зависимости диэлектрической проницаемости от времени выдержки для разных температур аппроксимировались функциями вида:

$$\varepsilon(t_\tau) = ae^{bt_\tau} + ce^{dt_\tau}$$

Полученные таким образом графики зависимости диэлектрической проницаемости от времени, при скоростях нагрева 1, 5, 20, 50 °C/c, для исследуемых материалов представлены на рисунках 1 и 2.

Полученные модели позволяют прогнозировать диэлектрические и геометрические характеристики исследуемых деструктурирующих материалов при произвольном режиме нагрева.

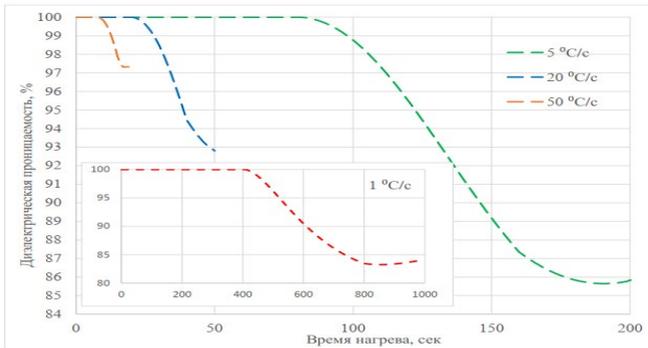


Рисунок 1.

Зависимость диэлектрической проницаемости от времени (в % от начального значения при комнатной температуре) при темпах нагрева 1-50 °C/сек для материала на основе алюмохромофосфатного связующего

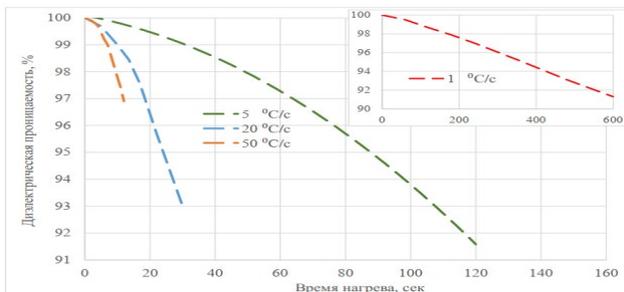


Рисунок 2.

Зависимость диэлектрической проницаемости от времени (в % от начального значения при комнатной температуре) при темпах нагрева 1-50 °С/сек для материала на основе фенолформальдегидного связующего

Литература

1. P.K. Johnston, E. Doyle and R.A. Orzel, «Phenolics: A Literature Review of Thermal Decomposition Products and Toxicity», Journal of the American College of Toxicology Vol.7, №2, 1998

2. N. Chen [et al.] Studies on high-temperature thermal transformation and dielectric property of aluminum–chromium phosphates// Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. — 2014. — Т. 116, № 2. — С. 875—879.

О МЕХАНИЗМЕ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ МЕМБРАНУ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

**Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Балыбин Д.В.,
Федотов Д.Ю.**

*Россия, г. Тамбов, Тамбовский государственный университет
имени Г.Р. Державина, fedorov-tsu.tmb@inbox.ru*

Расширение сферы использования аморфных сплавов обусловлено не только их высокими механическими характеристиками, но и способностью противостоять коррозии и диффузии водорода в растворах кислот. Последняя менее исследована.

Для исследования диффузии водорода в работе использовали сплав $\text{Fe}_{92}\text{Si}_6\text{B}_2$, мембрану из которого (рабочая площадь $S=3,63 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$, толщина $\delta=25 \cdot 10^{-6} \text{ м}$) помещали в упрощенную двухкамерную ячейку Деванатхана. В поляризационную часть ячейки вводили рабочий раствор (0,1 М $\text{HCl}+0,9\text{M LiCl}$; 0,5М $\text{HCl}+0,5\text{M LiCl}$; 0,99 М $\text{HCl}+0,01\text{M LiCl}$), а в диффузионную – контролирующий водный раствор 0,01 Н KMnO_4 [1]. Выдержка в растворе составляла 2 часа при температуре 293 К. Для оценки твердофазной диффузии водорода использовали интегральную плотность тока водорода, диффундирующего через мембрану.

Установлено, что зависимость величины плотности тока от концентрации рабочего раствора имеет вид спадающей экспоненты. Механизм диффузии водорода представляется следующим (рис. 1).

Для проверки осуществимости реакций, предложенных в схеме на рис. 1, исследовали поверхность исходных и обработанных аморфных мембран методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. На рис. 2 представлены обзорные (survey) спектры исходного (а) и обработанного (b) образцов.

После обработки мембраны кислотным раствором на спектрах наблюдаются линии соединений Cl, N, C, обусловленные продуктами взаимодействия поверхности мембраны с электролитом (Cl) и атмосферой (N, C).

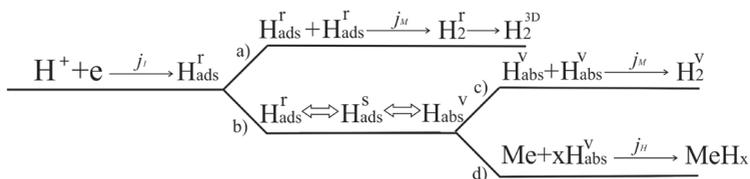


Рис. 1. Механизмы водородных реакций для твердофазной диффузии; j – плотность тока, где нижний индекс обозначает: I – скорость реакции разряда сольватированных ионов водорода; M – скорость реакции рекомбинации атомарного водорода; H – плотность тока диффузии атомарного водорода через мембрану. Индексы r, s, v показывают состояние атомарного водорода по отношению к рабочей поверхности и объему аморфной мембраны: r – надповерхностная форма, отвечающая за рекомбинацию; s – подповерхностная форма, отвечающая за твердофазную диффузию; v – форма, находящаяся в объеме твердой фазы.

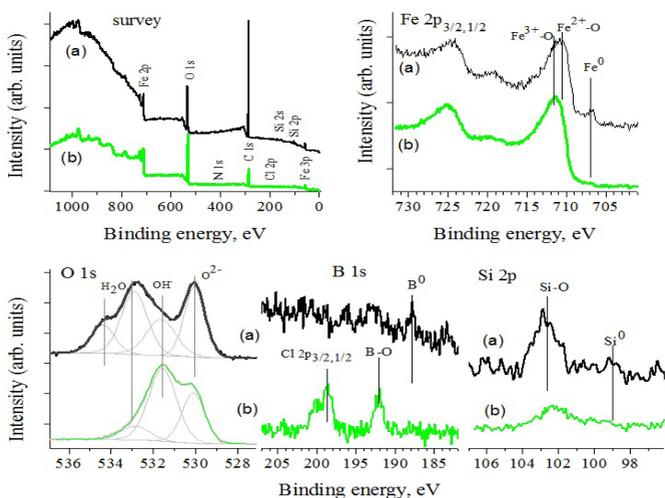


Рис. 2. Обзорные фотоэлектронные спектры и узкие сканы областей Fe 2p, O 1s, Cl 2p и B 1s и Si 2p: (a) – контрольный образец (без воздействия), (b) – образец, обработанный раствором с концентрацией 0,1 моль/литр HCl . Исследование выполнялось на оборудовании ЦКП Красноярского научного центра СО РАН

Наблюдается также существенное увеличение оксидного железосодержащего слоя на обработанных образцах (рис. 2).

Таким образом, спектральный анализ позволяет обобщенно сделать вывод о том, что снижение интегрального тока диффундирующего водорода обусловлено процессами окисления металлического железа и образования на поверхности хлоридов, оксидов и гидроксидов железа. Обозначенные соединения могут блокировать доступ водорода к металлу, образуя пространственный барьер.

Увеличение концентрации раствора приводит к более интенсивному образованию соединений на поверхности и не способствует диффузии атомарного водорода вглубь образца. Активные центры поверхности могут блокироваться продуктами взаимодействия железа с рабочим раствором, поэтому процесс твердофазной диффузии протекает с незначительной скоростью, по сравнению с образованием молекулярного водорода.

При уменьшении концентрации HCl , скорости процессов твердофазной диффузии и образования молекулярного водорода оказываются соизмеримы, так как не все адсорбционные центры блокированы продуктами коррозии железа. В этом случае поток диффузии водорода будет выше, чем при максимальной кислотности среды, в результате выравнивания скоростей параллельно протекающих процессов. Вероятность образования гидридов металлов в объеме твердой фазы или молизации можно косвенно подтвердить исследованиями механических свойств [2].

Литература

1. Devanathan M.A.V., Stashurski Z. The mechanism of hydrogen evolution on iron in acid solutions by determination of permeation rates // J. Electrochem. Soc. 1964. V. 111. №5. P. 619-623.

2. Pluzhnikova T.N., Fedorov V.A., Balybin D.V., Berezner A.D., Mikhlin Yu.L., Pluzhnikov S.N. Features of hydrogen diffusion through an amorphous $Fe_{92}Si_6B_2$ alloy membrane // Journal of Physics: Conference Series. 2020. V. 1697. 012121.

МЕХАНИЗМЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.

*Россия, г. Тамбов, Тамбовский государственный университет
имени Г.Р. Державина, fedorov-tsu.tmb@inbox.ru*

Установлены механизмы усталостного разрушения ленточных образцов аморфных металлических сплавов на основе Co , при испытаниях на изгиб с частотой 2 Гц и растяжение с частотой 12 Гц, на специально разработанной установке, в знакопостоянном цикле [1]. Размер образцов – $20 \times 3,5 \times 0,02$ мм.

При испытаниях на растяжение, на поверхности разрушения выявлены области зарождения трещины, её роста, переходная зона и зона долома. В области зарождения трещины имеет место вязкое разрушение с образованием плотнорасположенных микроутяжек. Характерный размер таких утяжек ~ 0,5-1,5 мкм. При переходе к зоне усталостного роста на фоне вязкого

разрушения появляются участки роста трещин, похожие на скол. Кроме того, наблюдаются характерные для такого вида разрушения ступени, соответствующие одноразовому скачкообразному (0,2-0,5 мкм) подрастанию трещины. В переходной зоне наблюдаются участки образования более крупных деформационных структур и ячеек. Переход к зоне долома сопровождается вязким разрушением с образованием «чешуйчатых» сдвигов, развитием трещин в параллельных плоскостях. В зоне долома трещина продвигается вязко, скачками (5-8 мкм), с образованием локализованных зон пластичности в местах остановки. Отмечено, что при снижении величины нагрузки увеличивается зона роста усталостной трещины.

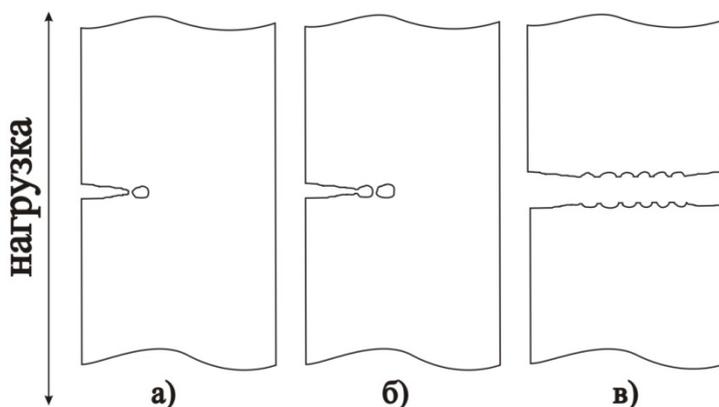


Рис. 1. Механизм развития усталостного разрушения с образованием микроутяжек в вершине трещины

Механизм роста собственной усталостной трещины представляется следующим (рис. 1). После зарождения с боковой поверхности образца на концентраторах нагрузки трещина образует перед своей вершиной серию микропор, за счет перераспределения свободного объема [2] в области растягивающих напряжений. После слияния пор и разрыва перемычек на поверхности разрушения формируется ступенчатый рельеф. Такой рельеф формируется вплоть до зоны долома.

При испытаниях на изгиб, на поверхности разрушения выявлены три зоны: 1 – зона образования трещины. Поверхность разрушения гладкая, без видимых следов пластичности; 2 – зона усталостного роста, связанная с образованием деформационного рельефа с характерным размером блоков структуры $\sim 0,5-1$ мкм; 3 – зона долома с развитием грубых пластических сдвигов. Трещина зарождается со стороны поверхности с растягивающими напряжениями в нескольких плоскостях. По характеру формирования деформационного рельефа, разрушение происходит путем образования интрузий и экструзий.

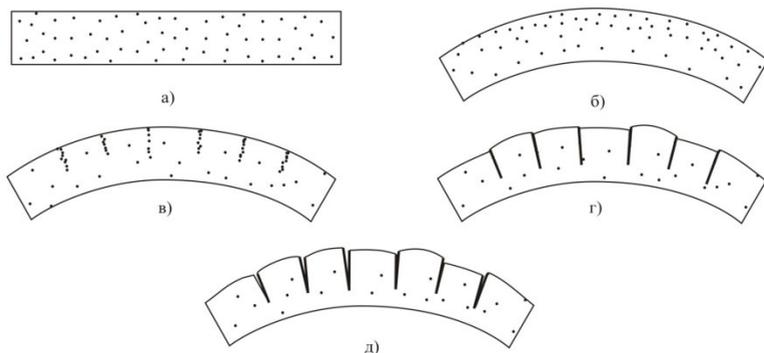


Рис. 2. Механизм зарождения трещин на поверхности образца при усталостных испытаниях на изгиб

В ненагруженном образце свободный объем равномерно распределен (рис. 2 а). При циклически повторяющихся изгибах происходит перераспределение свободного объема. Он мигрирует преимущественно в область растяжения (рис. 2 б). За счет упругого взаимодействия образуются плоские скопления свободного объема в плоскостях нормальных к поверхности растяжения (наподобие образования полигональных стенок) (рис. 2 в). В этих плоскостях зарождаются трещины, поверхности которых испытывают относительно друг друга касательный сдвиг (рис. 2 г). Изгибные нагрузки способствуют раскрытию трещины (рис. 2 д).

Литература

1. Федотов, Д.Ю. Усталостные испытания ленточных металлических стекол на растяжение и изгиб / Д.Ю. Федотов, В.А. Федоров, А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова, А.А. Шлыкова // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2017. – Т. 22. – Вып. 5. – С. 1109-1114.
2. Spaepen, F. A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses / F. Spaepen // Acta Metall. – 1977. – Vol. 25. – P. 407-415.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МАССИВНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr, ПОДВЕРЖЕННЫХ ДЕЙСТВИЮ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ

**Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н.,
Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А.**

Россия, г. Тамбов,

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
fedorov@tsutmb.ru*

Объемные металлические стекла на основе циркония подвержены питтинговой коррозии, которая может возникать на дефектах структуры в процессе эксплуатации материалов и изделий из них в агрессивных средах. Одним из методов борьбы с ней является модифицирование поверхности сплавов ионной обработкой. Ионы проникают в толщу вещества и затормаживаются в ней, обеспечивая определенное пространственное распределение по глубине. Имплантация ионов предотвращает образование трещин на поверхности металла и улучшает коррозионные и антифрикционные свойства. Последние важны в медицине при изготовлении протезов и имплантов. В рамках указанных проблем, комплексное исследование механических и коррозионных свойств поверхности, массивных металлических стекол, подвергнутых ионной имплантации и, последующему действию биологических жидкостей является актуальным направлением прикладных исследований.

В работе исследовано влияние имплантации ионов азота и аргона на коррозионные свойства поверхности сплава системы Zr-Cu-Ni-Ti-Ag. Ионную имплантацию осуществляли источником широкого ионного пучка «Пион»/ «Пульсар», работающим как в непрерывном, так и в импульсно-периодическом режимах. Площадь сечения ионного пучка составляет около 100 см^2 . Модификация поверхности проводилась в двух режимах ионами газа с энергией 15 кэВ с различными флюенсами $3 \cdot 10^{15}$ и $8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, частотой повторения импульсов 10 Гц и 200 Гц, средний ток пучка 0,5 мА и 10 мА соответственно. Средняя длительность обработки 117 с и 97 с. Для исследований использовалась жидкость, моделирующая биологическую (SBF) (таблица 1).

Таблица 1. Реагенты для подготовки SBF-жидкости (на 1 литр)

Реагенты	Содержание, г
NaCl	7,996
NaHCO ₃	0,350
KCl	0,224
K ₂ HPO ₄ ·3H ₂ O	0,228
MgCl ₂ ·6H ₂ O	0,305
CaCl ₂	0,278
Na ₂ SO ₄	0,071

В первой части экспериментов исследовали локальное действие биологической жидкости на объемные металлические стекла в исходном состоянии. После воздействия на поверхности появляются новообразования, соответствующие по составу солям, содержащимся в жидкости. Выделяются четкие границы структур. Промывка образцов в этиловом спирте приводит практически к полному возвращению поверхности к исходному состоянию. Далее исследовали действие жидкости на образцы, подверженные ионной имплантации. На поверхности также образуются структуры, соответствующие солям, однако они имеют менее выраженную геометрическую форму, граница воздействия практически не выражена. Причем у образцов с большим флюенсом, это наиболее выражено, т.е. во втором случае затруднена кристаллизация.

В следующих экспериментах образцы, находящиеся в исходном состоянии погружали в биологическую жидкость и через 168 часов исследовали состояние поверхности. Оказалось, что такое действие приводит к сглаживанию рельефа поверхности, наблюдающегося до выдержки в биологической жидкости. После выдержки 338 часов наблюдали охрупчивание по краям образца. Это может быть связано с воздействием жидкости на микротрещины и другие дефекты образцов, связанные с их приготовлением.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-42-680001 p_a).

МНОГОСЛОЙНЫЙ КОМПОЗИТНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ АМОРФНОГО СПЛАВА МАРКИ 82K3XCP

Ошоров А.Д., Ушаков И.В.

Россия, г. Москва,

ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», oshorovayur@gmail.com

В современном материаловедении постоянно создаются новые материалы. Это относится, прежде всего, к тем областям, где соотношение между прочностью (жесткостью) и массой конструкции определяет ее эффективность. К таким материалам, с уникальными физико-химическими свойствами, относятся аморфные сплавы [1,2].

Аморфные сплавы являются высокопрочными материалами, пределы текучести которых, выше чем пределы текучести у высокопрочных сталей. Также наряду с высокими показателями прочности аморфные сплавы характеризуются хорошей пластичностью при сжатии и изгибе [2]. Несмотря на все достоинства, аморфные сплавы пока не получили широкого распространения, из-за высокой себестоимости, сравнительно низкой термической устойчивости, а также малой толщины лент, проволок и гранул. Кроме того, применение аморфных сплавов в конструкциях ограничено из-за их низкой свариваемости. В данной работе исследуется специфика создания композитного

материала на основе аморфной ленты марки 82К3ХСР и различных полимеров.

При условии успешного создания композитного материала будет решен один из недостатков аморфного сплава, а именно их малая толщина, что в свою очередь приведет к расширению областей применения аморфного материала. Но для того чтобы сочетание высокой прочности и пластичности композиционного материала не уступали и даже превосходили аморфную ленту, требуется правильно подобрать остальные компоненты композиционного соединения.

Композиционный материал представляет собой многослойное соединение, где аморфная лента чередуется с полимером. В качестве полимера были выбраны клеи, которые соединяли между собой ленты аморфного сплава. Существуют множество различных клеев, его подбор производился на основе следующих факторов: высокая адгезия к металлам, высокая прочность клеевого состава и экономичность.

Были подобраны четыре клея различной марки: клей эпоксидный двухкомпонентный «Холодная сварка прозрачная» марки Rohipol; эпоксидный клей «Прозрачный» марки Контакт; клей для металла марки «UNU Metall»; клей-герметик марки Т-8000.

Установлено, что оптимальные результаты получены при использовании клея для металла марки «UNU Metall» и клея-герметика марки Т-8000. Предварительные результаты показали, что при использовании этих клеев, предел прочности композиционного материала лежит в диапазоне от 700 до 1000 МПа. Созданный композиционный материал является перспективным конструкционным материалом, из-за высоких прочностных характеристик, низкого удельного веса, а также дешевизны производства.

Литература

1. Kalabushkin, A. E. Revealing of qualitative correlation between mechanical properties and structure of amorphous-nanocrystalline metallic alloy 82K3ХСР by microindentation on substrates and x-ray powder diffraction / A. E. Kalabushkin, I. V. Ushakov, V. M. Polikarpov,

Y. F. Titovets // Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering., 2007., V. 6597., P. 65970P1, 65970P6.

2. Ошоров А.Д., Ушаков И.В./ Механические испытания слоистых структур аморфно-нанокристаллические пленки – полимерный композит // VIII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», Москва, 2019 г., с. 623.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ СВОБОДНОГО ПРОСТРАНСТВА

Чирков Р.А., Жителев А.Е., Миронов Р.А., Забейайлов М.О.

*Россия, г. Обнинск, ГНЦ РФ АО «ОНПП «Технология»
им.А.Г.Ромашина», chirkov.ro@gmail.com*

Методы измерения в свободном пространстве позволяют определять комплексную диэлектрическую проницаемость материалов. Они отличаются от других методов тем, что являются бесконтактными, то есть, исследуемый образец не контактирует напрямую с активными компонентами измерительной установки, такими как коаксиальный зонд или сегмент волновода. Активная часть установки в свободном пространстве используется для генерации плоской волны и измерения ее амплитудных и фазовых характеристик. При наличии образца в измерительном тракте установки, электромагнитное поле можно разделить на падающую, отраженную и прошедшую волны (рис. 1).



Рисунок 1. Схема установки для измерения в свободном пространстве

Известные на сегодняшний момент методы измерения диэлектрических характеристик материалов в свободном пространстве слабо подходят для исследования материалов с малыми потерями ($\tan \delta < 10^{-2}$) [1]. В случае, когда потери в материале малы, для измерения диэлектрических характеристик может применяться метод резонансных толщин [2].

Метод резонансных толщин позволяет измерять диэлектрические характеристики образцов материалов, толщина которых кратна полуволновому значению.

По значению частоты f_0 , соответствующему минимуму амплитуды отраженного от образца полуволновой толщины излучения, определяется диэлектрическая проницаемость:

$\varepsilon' = \left(\frac{c}{2hf_0}\right)^2$, где c – скорость света, h – толщина образца, а по ширине этого минимума в частотной области определяется значение тангенса угла диэлектрических потерь образца: $tg \delta =$

$\frac{\varepsilon''}{\varepsilon'} = \frac{\Delta f}{f_0}$, где Δf – ширина минимума на уровне +3 дБ. Примеры резонансных кривых, полученные экспериментально, показаны на рисунке 2.

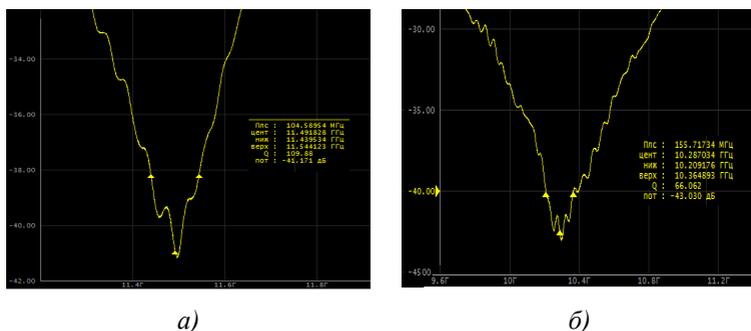


Рисунок 2. Амплитудно-частотные характеристики сигналов, отраженных от полуволновых образцов

Для определения погрешности приближения приведенных выражений были проведены расчёты параметра S_{11} материалов с разными значениями тангенса угла диэлектрических потерь методом импедансных характеристик [3]. Расчет с использованием метода импедансных характеристик показал, что при

использовании приведенных выражений для расчёта ε' и $tg \delta$ погрешности определения указанных величин не превышают 0,2% и 1,3% соответственно.

Измерены характеристики некоторых диэлектрических керамических и композиционных материалов. Измерения проводились в диапазоне частот 8–13 ГГц. Расхождение полученных результатов с полученными резонаторным методом [ГОСТ Р 8.623–2015 Относительная диэлектрическая проницаемость и тангенс угла диэлектрических потерь твердых диэлектриков] для этих же материалов не превысило 2% для диэлектрической проницаемости и 20% для тангенса угла диэлектрических потерь (при значении $tg \delta \geq 1 \cdot 10^{-4}$).

Для получения частотной зависимости диэлектрических характеристик были проведены измерения образцов различных толщин. Результаты, полученные для образцов стеклокерамики и керамики на основе нитрида кремния представлены на рисунке 3.

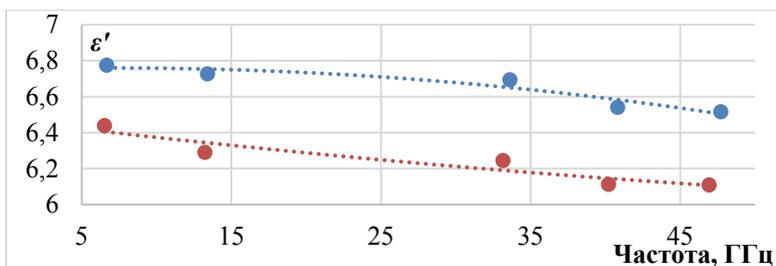


Рисунок 3. Зависимость диэлектрической проницаемости стеклокерамики и керамики на основе нитрида кремния от частоты

Литература

1. Clifford E. Kintner, "Free-Space Measurements of Dielectrics and Three-Dimensional Periodic Metamaterials" (2017). *Theses and Dissertations*. 2557
2. А.А.Брандт. Исследование диэлектриков на сверхвысоких частотах. М., Физматгиз, 1963 г.
3. А.В.Козарь, В.С.Колесников, Ю.А.Пирогов. "О применении метода импедансных характеристик для анализа распространения волн в многослойных структурах

с поглощением". Вест.Моск.Ун-та, Физика, Астрономия, 19, №2, 1978г., с. 76-83.

КОМПОЗИЦИОННОЕ СОЕДИНЕНИЕ АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА И ПОЛИМЕРА С АЛЮМИНИЕВОЙ ФОЛЬГОЙ

Грень Д.Д., Сафронов И.С.

*Россия, г. Москва, ФГАОУ ВО «Национальный
исследовательский технологический университет «МИСиС»,
gren_d.d@mail.ru*

Создание и производство новых композиционных материалов является перспективным направлением. В первую очередь связано это с тем, что композиты могут обладать не только улучшенными, но и абсолютно новыми физико-химическими характеристиками [1]. В частности основой для создания композиционного материала могут выступать аморфные сплавы.

Аморфные сплавы обладают высокими антикоррозийными, электромагнитными и прочностными характеристиками [2]. Одним из недостатков аморфных лент является их малая толщина при производстве. На данный момент имеющиеся технологии с трудом позволяют достичь толщины 70 мкм без потери аморфного состояния. Решением данной проблемы может являться создание композитного материала на основе аморфных лент.

Целью работы является создание композиционного соединения аморфного сплава и различных полимеров с добавлением металлической фольги, а так же механические испытания полученных образцов.

В работе использовалась аморфная металлическая лента марки 82КЗХСР, имеющая химический состав 83,7 % Co + 3,7 % Fe + 3,2 % Cr + 9,4 % Si (вес. %).

Композит размерами 0,02x0,075 м имеет многослойную структуру АПМПА, где А - это аморфный металлический сплав, П - слой полимера (клея), М - лист металлической фольги. Лист металлической фольги добавляется для улучшения адгезионной прочности композиционного соединения.

Механические испытания образцов на разрыв проводили на разрывной машине INSTRON 3365. По результатам механических испытаний отдельные серии образцов обладали пределом прочности на разрыв в 7-15 раз большим, чем углеродистая сталь.

Литература

1. А.А. Батаев, В.А. Батаев Композиционные материалы: строение, получение, применение / Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. — 384 с.

2. А.В. Рябов, К.Ю. Окишев Новые металлические материалы и способы их производства / Челябинск, Изд – во ЮУрГУ, 2007 г. – 64 с.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНОГО ПРОГРЕВА НА ДЕФЕКТЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Сафронов И.С., Ушаков А.И.

Россия, Москва,

ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», issafronov@yandex.ru

Существуют различные подходы к упрочнению поверхностного слоя металлических сплавов. На текущий момент известно множество перспективных технологий лазерного упрочнения поверхности: лазерная закалка, аморфизация, аддитивные лазерные технологии, лазерный пининг и пр. Одной из перспективных технологий упрочнения поверхностного слоя является селективная лазерная обработка поверхности металлических сплавов импульсами длительностью 15-20 наносекунд. В данном случае, избирательность воздействия лазерных импульсов обусловлена тем, что в тонком поверхностном слое совместное воздействие ударной волны и краткосрочного прогрева создает условия для избирательного воздействия на дефектные области [1, 2]. В первую очередь это поры, зародыши трещин, локальные области с высокими механическими напряжениями. Экспериментально была показана

возможность одновременного повышения нано-(микротвердости) и пластических свойств лазерно-обработанных участков. На основании экспериментальных и теоретических исследований было показано [1-3], что селективности воздействия удается добиться при длительностях импульса порядка десятка наносекунд. Существенным преимуществом селективного метода обработки является то, что сохраняется исходная структура. Это особенно важно для аморфных и наноструктурных материалов.

В данной работе исследовали специфику распространения импульса прогрева иницируемого коротким лазерным импульсом длительностью 20 нсек. Задачу решали численными методами. Было установлено, что система пор расположенная в поверхностном слое материала искажает фронт распространения волны прогрева, что в определенных условиях приводит к локальному перегреву материала вблизи дефектов. В этом случае реализуется преимущественное воздействие прогрева на определенные дефектные области. Дальнейшее развитие метода селективной лазерной обработки металлических сплавов требует анализа основных факторов сопровождающих воздействие лазерных импульсов на поверхность металлического сплава.

Литература

1. И.С. Сафронов Механические нанокристаллических металлических сплавов после обработки лазерным излучением / И.С. Сафронов и III Всероссийская молодёжная конференция «Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества»: сборник материалов. - Москва, 2012.-С. 517-518.

2. Ю.В. Симонов Ю. В. Лазерное управление микротвёрдостью поверхностного слоя титановых сплавов // XXV Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов». 2020 г. Екатеринбург. С. 246–248.

3. Ю.В. Симонов Применение наноиндентирования и метода Оливера-Фарра для диагностики твёрдости и упругого модуля поверхностей титанового сплава при лазерной обработке // Материалы I Междунар. молодёжной науч. конф. «Новые

материалы XXI века: разработка, диагностика, использование». 2020 г. Москва. С. 104–109.

АТОМНО-ЗОНДОВАЯ ТОМОГРАФИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НАНОСТРУКТУРАХ МАТЕРИАЛОВ

**Рогожкин С.В.^{1,2}, Лукьянчук А.А.¹, Разницын О.А.¹,
Шутов А.С.¹, Никитин А.А.¹, Хомич А.А.¹,
Искандаров Н.А.¹, Хорошилов В.В.¹**

¹Россия, г. Москва, Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И. Алиханова НИЦ "Курчатовский институт", Sergey.Rogozhkin@itep.ru

²Россия, г. Москва, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», SVRogozhkin@mephi.ru

В настоящее время наиболее перспективные материалы и системы имеют особенности структуры на уровне размеров в несколько нанометров. Продвижение этих разработок в значительной мере сопряжено с развитием методик, позволяющих контролировать состояние материалов на этих масштабах. Наиболее сложной проблемой является одновременная характеристика пространственных особенностей и химического состава на масштабах близких к атомным. Именно в этой области размеров наиболее совершенной методикой является атомно-зондовая томография (atom probe tomography) [1]. Важнейшим направлением применения АЗТ является анализ радиационно-индуцированных эффектов в многокомпонентных материалах, таких как сложно-легированные стали или стали. При этом значимые перестройки химического состава протекают на масштабах нанометров и зачастую не регистрируются другими методиками ультрамикроскопии.

Атомно-зондовая томография (АЗТ) включает в себя проекционный микроскоп (аналогичный автоионному микроскопу) и времяпролетный масс-спектрометр. Принцип проекционного микроскопа, использующийся в данном приборе, основан на по-атомном испарении образцов-игл с радиусом при вершине примерно 50 нм, что позволяет достичь полей,

необходимых для испарения атомов с поверхности при положительном напряжении на образце до 10-15 кВ. Напряжение на образце поддерживается на уровне, недостаточном для самопроизвольного испарения. Контролируемое испарение для реализации времяпролетной масс-спектрометрии атомов достигается за счет приложения импульсного воздействия – кратковременного увеличения потенциала на образце или воздействия лазерным импульсом. Испаренные атомы поочередно летят на позиционно-чувствительный детектор, и по координатам прилета на детектор и по времени их пролета можно восстановить распределение элементов в образце и их химическую природу. В настоящее время для испарения используется импульсное электрическое либо лазерное испарение атомов с поверхности образца-иглы. Импульсное электрическое испарение используется только для металлических систем, причем не образующих прочную оксидную пленку на образцах при их приготовлении и последующей загрузке в вакуумную камеру томографа. Лазерное испарение позволяет исследовать практически все материалы.

В настоящей работе демонстрируются возможности атомно-зондовых томографов с лазерным испарением, разрабатываемых в ИТЭФ. Представлены результаты исследований на томографе ПАЗЛ-3D [2, 3] распределения химических элементов в жаропрочном никелевом сплаве [4], дисперсно-упрочненных оксидами сталях [5, 6], сплавах алюминия [7], высокоэнтропийных сплавах [8, 9]. Также представлен ряд результатов исследования влияния облучения на материалы ядерных реакторов: ферритно-мартенситные стали [10], дисперсно-упрочненные стали [11, 12], сплавы титана [13] и др.

Литература

1. Miller M.K. Atom Probe Tomography. New York: Kluwer Academic/Plenum Publishers. 2000. 239 p.

2. С. В. Рогожкин, А. А. Алеев, А. А. Лукьянчук, А. С. Шутов, О. А. Разницын, Прототип атомного зонда с лазерным испарением, Приборы и Техника Эксперимента. 2017. №3. С. 129-134.

3. О.А. Разницын, А. А. Лукьянчук, А.С. Шутов, С. В. Рогожкин, А. А. Алеев, Оптимизация параметров анализа материалов методами атомно-зондовой томографии с лазерным испарением атомов, Масс-спектрометрия. 2017. Т. 14, № 1. С. 33 – 39.

4. С. В. Рогожкин, Л. Б. Бер, А. А. Никитин, А. А. Хомич, О. А. Разницын, А. А. Лукьянчук, А. С. Шутов, М. М. Карашаев, А. Г. Залужный, Исследование гранулируемого жаропрочного никелевого сплава методом атомно-зондовой томографии, Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 1. С. 60–71.

5. S.V. Rogozhkin, A.A. Khomich, A.A. Bogachev, A.A. Nikitin, V. V. Khoroshilov, A. A. Lukyanchuk, O. A. Raznitsyn, A. S. Shutov, A.L. Vasiliev, M. Yu. Presniakov, Comprehensive analysis of nanostructure of oxide dispersion strengthened steels as prospective materials for nuclear reactors, Physics of Atomic Nuclei. 2020. V. 83. No. 10. P. 1–9.

6. Y. Templeman, S. Rogozhkin, A. Khomich, A. Nikitin, M. Pinkas, L. Meshi, Characterization of nano-sized particles in 14%Cr oxide dispersion strengthened (ODS) steel using classical and frontier microscopy methods, Materials Characterization Materials Characterization. 2020. V. 160. 110075.

7. С.В. Рогожкин, А.А. Лукьянчук, О.А. Разницын, А.С. Шутов, А.А. Никитин, А.А. Хомич, Н.А. Искандаров, Томографический атомно-зондовый анализ материалов с применением фемтосекундного лазерного испарения, Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2018. № 5. С. 47-55

8. С.В. Рогожкин, А.С. ШУТОВ, А. А. Хомич, А.А. Никитин, А. А. Лукьянчук, О. А. Разницын, L. Meshi, Исследование высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi методом атомно-зондовой томографии, Ядерная физика и инжиниринг. 2019. Т. 10. № 3. С. 222–232.

9. Е.А. Мешков, И.И. Новоселов, Ф.И. Янилкин, С.В. Рогожкин, А.А. Никитин, А.А. Хомич, А.С. Шутов, Б.А. Тарасов, С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов, Экспериментально-теоретическое исследование эволюции атомной структуры высокоэнтропийных сплавов на основе Fe, Cr, Ni, Mn и Co при

термическом и радиационном старении, Физика твердого тела. 2020. Т. 62. вып. 3. С. 339-350

10.S. Rogozhkin, A. Nikitin, N. Orlov, A. Bogachev, O. Korchuganova, A. Aleev, A. Zaluzhnyi, T. Kulevoy, R. Lindau, A. Möslang, P. Vladimirov. Evolution of microstructure in advanced ferritic-martensitic steels under irradiation: the origin of low temperature radiation embrittlement, MRS Advances, 2017, V. 2, pp. 1143-1155

11.S. Rogozhkin, A. Bogachev, O. Korchuganova, A. Nikitin, N. Orlov, A. Aleev, A. Zaluzhnyi, M.Kozodaev, T. Kulevoy, B. Chalykh, R. Lindau, A. Möslang, P. Vladimirov, M. Klimenkov, M. Heilmaier, J. Wagner, S. Seils. Nanostructure evolution in ODS steels under ion irradiation. Nuclear Materials and Energy, 2016, V. 9, P. 66-74

13.S.V. Rogozhkin, A.A. Bogachev, A.A. Nikitin, A.L. Vasiliev, M.Yu. Presnyakov, M.Tomut, Ch.Trautmann, TEM analysis of radiation effects in ODS steels induced by swift heavy ions. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 486 (2021) 1–10

14.S.V. Rogozhkin, I.A. Schastlivaya, V.P. Leonov, A.A. Nikitin, N.N. Orlov, M.A. Kozodaev, A.L. Vasiliev, A.S. Orekhov, Study of nanostructure of experimental Ti–5Al–4V–2Zr alloy, Inorganic Materials: Applied Research, 2017, V. 8, №6, p. 848-860.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ФЕНОЛЬНО-КАУЧУКОВОЙ КЛЕЕВОЙ КОМПОЗИЦИИ ВК-25 МНОГОСЛОЙНЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ

Богачев А.А.¹⁾²⁾, Авцынова И.В.¹

Россия, г. Обнинск

¹⁾ АО «ОНИИ «Технология» им. А.Г. Ромашина»

²⁾ ИАТЭ НИЯУ МИФИ

Chebogachev@yandex.ru

Ответственные агрегаты летательных аппаратов (внешняя поверхность планера, элементы механизации крыла и другие элементы самолетов и вертолетов) изготавливаются с

использованием трехслойных сотовых конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ). Сотовый наполнитель, связывающий оболочки, работает на сдвиг и повышает изгибную жёсткость интегральной конструкции [1]. При создании отечественных силовых клееных конструкций, в том числе сотовых, с высоким ресурсом и надежностью, используются фенолокаучуковые клеи сочетающие положительные свойства как фенолоформальдегидного олигомера (высокие прочность и теплостойкость), так и каучука (высокая эластичность). Примером такого клея является ВК-25, предназначенный для склеивания металлов и неметаллических материалов, в том числе сотовых конструкций, и обеспечивающий прочность при сдвиге до 23 МПа и эластичность отвержденной пленки клеевого слоя 140 – 200% [2].

В работе проводилось изучение влияния углеродных нанотрубок (УНТ) на прочностные характеристики клея ВК-25 (ОСТ 1 90281-86). Для этого были использованы многослойные (10 слоев) нанотрубки, полученные высокотемпературным каталитическим разложением из углеводородных газов в присутствии катализатора – переходных металлов (Ni-Fe), с расстоянием между слоями 3,34088 Å, диаметром 8,5 нм. Нанотрубки вводились в один из компонентов клеевой композиции ВК-25 - в фенолоформальдегидную смолу (лак ФЛ-5111), в количестве 1%, 3% и 5% масс.

Такие нанотрубки обладают целым рядом преимуществ:

- они легко диспергируют в ацетоне, что является очень важным, поскольку в производстве используются спирто-ацетоновые растворы смол;
- отличаются повышенной жесткостью

Изготовление и испытания исходной и модифицированной клеевых композиций ВК-25 проводилось в соответствии с ПИ 1.2.260-84 и ОСТ 1 90281-86.

В соответствии с техническими требованиями оценивались жизнеспособность клея и предел прочности при сдвиге клеевого соединения. Прочностные испытания проводились по при двух температурах – 20 и 80 °С. Результаты испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1.
 Результаты испытаний клея ВК-25 с различными концентрациями УНТ

НАИМЕНОВАНИЕ ПОКАЗАТЕЛЯ		ТРЕБОВАНИЯ ОСТ 1 90281-86	Исходный клей ВК-25	Модификация УНТ 1%	Модификация УНТ 3%	Модификация УНТ 5%
Внешний вид		Вязкая однородная жидкость от зеленовато-коричневого до синего цвета	Вязкая однородная жидкость от зеленовато-коричневого до синего цвета	Вязкая однородная жидкость черно-серого цвета	Вязкая однородная черного цвета	Вязкая однородная черного цвета
Жизнеспособность, ч		6-24	24	36	48	48
Предел прочности при сдвиге клеевых соединений, не менее, МПа, при температуре:	20°C	22,5	26,9*/25,4**	31,8*/31,3**	36,6*/35,9**	31,3*/27,9**
	80°C	11,7	17,4*/14,3**	21,9*/17,9**	22,1*/21,7**	17,9*/16,1**
*- свежий клей; ** - клей после выдержки 24 часа						

Согласно полученным данным наномодифицирование клеевой композиции УНТ позволяет продлить жизнеспособность клеевой композиции в 2 раза и достичь увеличения прочностных сдвиговых характеристик на 18-36%.

Следует отметить высокую стабильность полученных результатов: «разброс» между минимальными и максимальными значениями предела прочности при сдвиге в два раза меньше у наномодифицированного клея по сравнению с немодифицированным.

Модифицирование клеевых композиции перспективно для изготовления сотовых конструкций. Главная задача стоит в улучшении как физико-механических, так и эксплуатационных характеристик сотовых заполнителей.

Литература

1. Ю.А. Михайлин. Специальные полимерные композиционные материалы. - СПб. НОТ, 2014.644 с.
2. Клеи для авиационной техники/ А.П. Петрова [и др.]// Российский химический журнал. - т. LIV, №1. -2010.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Ващук Е.С.³

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, 19krestik91@mail.ru*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический
университет, Томск*

³*Филиал ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический
университет имени Т.Ф. Горбачева» в г. Прокопьевске*

В настоящей работе выполнены послойные исследования структуры, фазового состава и дефектной субструктуры рельсов

ДТ350 из стали Э76ХФ, подвергнутых дифференцированной закалке сжатым воздухом по трем режимам.

Дифференцированная закалка стали воздушной, водовоздушной или другими средами предполагает формирование в материале градиентного структурно-фазового состояния [1]. Анализ этого вопроса осуществляли, исследуя фольги, расположенные на расстоянии 0, 2, 10 мм от поверхности катания. В качестве количественных параметров, характеризующих градиентное состояние структуры стали, использовали относительное содержание структурных составляющих стали (зерен перлита, феррита и феррито-карбидной смеси – зерен феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы), величину скалярной плотности дислокаций, величину разориентации элементов субструктуры, относительное содержание частиц глобулярной и пластинчатой форм в зернах феррито-карбидной смеси.

Основной структурной составляющей стали является перлит пластинчатый, относительное содержание которого у поверхности в $\sim 1,5$ раза, а на глубине 10 мм – в ~ 2 раза выше, чем зерен феррито-карбидной смеси. Относительное содержание зерен структурно-свободного феррита не превышает 1,5 % и не зависит от расстояния до поверхности.

Ферритная составляющая структуры стали дефектна. Методами электронной микроскопии выявлена дислокационная субструктура дислокационного хаоса, сетчатая, ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры. В феррите перлитных зерен наблюдаются лишь первые два типа; ячеистая и фрагментированная дислокационная субструктуры выявляются лишь в зернах структурно свободного феррита и в зернах феррито-карбидной смеси. Скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей структуры исследованных образцов

стали ($\langle \rho \rangle$) изменяется в широких пределах от $2,0 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $6,0 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1).

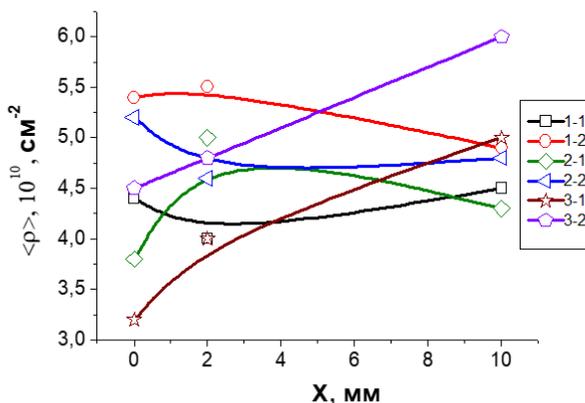


Рис. 1. Зависимость скалярной плотности дислокаций в структурных составляющих рельсовой стали от расстояния до поверхности. Обозначено: первая цифра – номер режима закалки; вторая цифра – скалярная плотность дислокаций в ферритной составляющей зерен перлита (1) или зерен феррито-карбидной смеси (2)

Максимального значения скалярная плотность дислокаций достигает вблизи глобулярных частиц карбидной фазы и составляет $\sim 6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При этом в зернах феррито-карбидной смеси величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в ферритной составляющей зерен перлита независимо от режима закалки и расстояния исследуемого слоя от поверхности образца.

Удаление от поверхности катания (поверхности охлаждения) выявило явно выраженную тенденцию снижения относительного содержания зерен феррита с глобулярными частицами цементита (глобулярного перлита). Следовательно, дифференцированная закалка способствует созданию в поверхностном слое рельсовой стали условий, благоприятствующих формированию глобулярного перлита.

Таким образом, дифференцированная закалка рельсовой стали сопровождается формированием морфологически разноплановой

структуры, образующейся по диффузионному механизму $\gamma \leftrightarrow \alpha$ - превращения твердого раствора на основе железа и представленной зернами пластинчатого перлита, зернами структурно свободного феррита и зернами феррито-карбидной смеси. Показано, что формирующаяся структура имеет явно выраженный градиентный характер: состояние поверхностного слоя (слоя толщиной ~ 10 мм) исследуемой рельсовой стали зависит от номера режима закалки и глубины залегания (поверхность, 2 мм, 10 мм от поверхности) анализируемого слоя.

Общим для исследованных рельсов является факт снижения относительного содержания зерен структурно-свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси с увеличением расстояния от поверхности охлаждения. Следовательно, поверхностный слой исследуемых образцов рельсов характеризуется сравнительно более неравновесным состоянием структуры, что, очевидно, обусловлено повышенной скоростью его охлаждения.

Литература

1. Коваленко В.В., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах. Новокузнецк: ООО «Полиграф», 2009. 557 с.

МЕХАНИЗМ ЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ДЕТЕКТОРОВ ИОНИЗИРУЮЩЕГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ

Алукер Н.Л.¹, Артамонов А.С.²

¹*Россия, г. Кемерово, КемГУ*

²*Россия, г. Москва, МИФИ*

naluker@gmail.com; asartamonov1@mephi.ru

Анион дефектные материалы на основе оксидов кремния и алюминия получили широкое практическое применение в дозиметрии. Рабочей дозиметрической величиной при ИДК

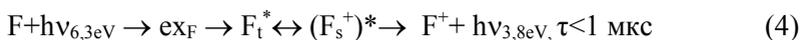
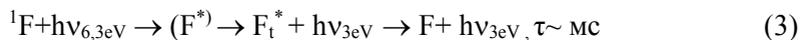
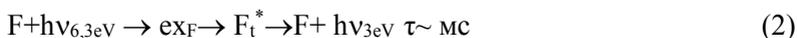
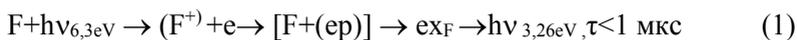
является Нр (10), соответствующий дозе в мягкой ткани на глубине 10 мм. Для доз на роговицу глаза и кожной дозы приняты толщины 0,3мм - Нр (3) и 0,07 мм - Нр (0,07) соответственно, при этом толщины детекторов, как ни странно, не нормируются. Ясно, что толщина детектора для измерения Нр (0,07) должна быть порядка десятков мкм.

Можно уверенно констатировать, что в настоящее время остро стоит задача разработки ТЛ дозиметров с детекторами малой толщины, способными обеспечить требования нормативов при ИДК и регистрацию слабо проникающего импульсного излучения высокой плотности и интенсивности. Технологически для таких тонких детекторов нужна подложка, которая должна соответствовать ряду требований: обладать слабым ТЛ сигналом, выдерживать нагрев до 450С, иметь хорошую теплопроводность, обеспечивать электронное равновесие системы и т.д. Наилучший вариант это применение подложки с $Z_{эфф}$ близким к $Z_{эфф}$ детектора. Следовательно, наряду с поиском высокочувствительных детекторных материалов необходим поиск материала для подложек.

В работе проведено исследование люминесценции материалов на основе оксидов с целью анализа механизмов люминесценции связанных с собственными и примесными дефектами для выбора материала детектора и подложки.

В качестве кандидатов перспективны материалы детекторов ТЛД-500 и ТЛД-К с подложками на основе керамического корунда. Спектры рентгено, фото и термолюминесценции анион-дефектного $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ –материала детектора ТЛД-500 хорошо изучены [1], в них доминирует люминесценция анионных вакансий в разных зарядовых состояниях. Это длительная люминесценция триплетно возбужденного F- центра (I_{\max} -410 нм, τ -36 мс) и свечение, связанное с внутрицентровым переходом синглетно возбужденного F+ центра (I_{\max} -330 нм, τ -несколько нс). В рентгенолюминесценции присутствует быстрая

излучательная рекомбинацией электронов с F^+ , т.е. экситонная люминесценция 380 нм. Синглетный возбужденный уровень F-центра находится вблизи зоны проводимости, что обеспечивает возможность его ионизации, распаду экситона на дефекте с последующей внутрицентральной люминесценцией. Уровни триплетно возбужденного F-центра и синглетно возбужденного F^+ -центра практически совпадают, что обеспечивает конверсию $F \leftrightarrow F^+$. Аналогичная ситуация вероятно и с конверсией $F^+ \leftrightarrow V_o^{++}$. Синглетный переход $(V_o^{++})^*$ должен наблюдаться при $\sim 3,3$ эВ, триплетный при $\sim 2,4$ эВ. Приведем предлагаемую нами схему процесса в аниондефектном оксиде алюминия. Уровни невозбужденных F и F^+ центров глубокие ~ 3 и $2,2$ эВ от потолка валентной зоны.



Наряду с люминесценцией собственных дефектов наблюдается люминесценция, связанная с примесями. В Al_2O_3 это примесь хрома (Cr^{3+} -693 нм), длительность $\sim 3,5$ мс. Центры, образованные кислородными вакансиями, являются определяющими в формировании оптических и люминесцентных свойств целого ряда оксидов (Al_2O_3 , SiO_2 , BeO , MgO , ZnO и др.). Аналогичный механизм, связанный с структурными дефектами и примесями с переменной валентностью (Ti, Mn, возможно Ce),

¹ В детекторном материала на наш взгляд может реализоваться случай квантовой резки (Quantum cutting) с теоретической возможностью получения двух квантов люминесценции на 1 квант УФ возбуждения [2].

по-видимому, реализуется и в детекторе ТЛД-К [3]. ТЛ детекторов ТЛД-К и ТЛД-500 очень похожи. Основные дозиметрические пики находятся при ~ 165 С в ТЛД-К и ~ 180 С в ТЛД-500. Полуширины пиков сравнимы. Чувствительности материалов на единицу массы отличаются \sim в 5 раз в пользу детектора ТЛД-500. Анион-дефектный α - Al_2O_3 кроме чувствительности к ИИ обладает сильной чувствительностью к свету, что не желательно для дозиметрии ИИ.

В качестве материала подложки был исследован серийный керамический Al_2O_3 , использующийся в качестве подложек в электронике. В ТЛ керамики Al_2O_3 наблюдаются 3 максимума 175, 250 и 350 С. Чувствительность к ИИ образца корундовой керамики при сравнимых с детектором ТЛД-КМ размерах в 50 раз ниже. Чувствительность к УФ свету существенно ниже, чем у детектора ТЛД-500 и сопоставима с чувствительностью к свету детектора ТЛД-КМ, что связано с сильным поглощением в УФ области. В длительных стадиях люминесценции надежно выделяется люминесценция обусловленная примесями хрома и марганца. Наличие нескольких пиков на кривой ТЛ, не очень высокая чувствительность к свету и ИИ может характеризовать материал как не обладающий перспективами в качестве ТЛ детектора, но перспективный в качестве подложки для создания детекторов регистрации слабо проникающего ИИ.

Литература

1. V.S. Kortov, V.A. Pustovarov, T.V. Shtang // Radiation Measurements. – 2016. –V. 85. – P. 51-56.
2. G. Zhang, Q. Cui, G. Liu // Opt. Mater. - 2016. -vol. 53, pp. 214–217
3. Aluker N.L. Suzdaltseva Ya.M. Hermann M.E. Dulepova A.S. //Instruments and techniques of the experiment -2016. - V. 59(5). – P. 733-739.

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ WC-AG-N ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ

Московский С.В., Почетуха В.В., Романов Д.А.

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет, psk-svm@yandex.ru*

Комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование получено покрытие на основе серебра, меди, карбидов и нитридов вольфрама. Методами современного физического материаловедения (сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ) изучены структура и фазовый состав покрытий. Определены износостойкость, коэффициент трения, твердость и электроэрозионная стойкость. Для дугостойких контактов переключателей мощных электрических сетей используют сплавы на основе меди, серебра, алюминия, платины, золота молибдена, вольфрама и других химических элементов. Такие сплавы должны обладать определенным комплексом свойств, в том числе высокой электропроводностью, теплопроводностью, дугостойкостью, стойкостью против коррозии и др.

С учетом вышеизложенного целью настоящей работы является исследование структуры и свойств композиционного покрытия состава Ag-WC-N, сформированного на меди комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ Ag-Ni-N НА
МЕДИ, СФОРМИРОВАННОГО КОМБИНИРОВАННЫМ
МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ
НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ
ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ
АЗОТИРОВАНИЕ**

Почетуха В.В., Романов Д.А., Громов В.Е

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет, v.pochetuha@mail.ru*

Электрические контакты выключателей электрических сетей независимо от того, что они эксплуатируются с момента демонстрации Т.А. Эдисоном в 1879 г., остаются актуальным объектом фундаментальных и прикладных исследований. Основной технологией промышленного производства контактов переключателей мощных электрических сетей до сих пор остается метод порошковой металлургии. Такие электрические контакты обладают однородной и воспроизводимой структурой во всем объеме изделий. Однако совершенствование этой технологии не может обеспечить низкую пористость готовых изделий, что снижает электропроводность контактов. С целью улучшения электропроводности изделий, получаемых методом порошковой металлургии, в их состав вводят дорогостоящие химические элементы. Основным материалом, обеспечивающим высокую электропроводность электрических контактов при минимальной рыночной цене, в настоящее время является серебро.

Другим методом получения объемных материалов дугостойких электрических контактов является метод электронно-лучевого испарения и последующей вакуумной конденсации. Электрические контакты, полученные этим методом, неоднородны по структуре. Например, для системы W–Cu эта неоднородность проявляется в периодическом чередовании слоев вольфрама и меди переменной толщины. Получение же покрытий, обеспечивающих высокую дугостойкость электрических контактов, в промышленном

масштабе в настоящее время до сих пор не реализовано. Это связано с трудностями формирования композитной структуры покрытий и достижения их высокой адгезии. Альтернативным, указанным выше методам, является электровзрывной метод формирования дугостойких покрытий.

Комбинированные технологии, сочетающие различные методы воздействия на структуру и свойства материала, в настоящее время являются одним из интенсивно развивающихся направлений модификации металлов и сплавов. В работе выполнено исследование структуры и свойств покрытия состава Ag-Ni-N, сформированного на меди комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления. Показано, что износостойкость покрытия толщиной до 80 мкм превышает износостойкость меди на 13%; коэффициент трения покрытия на 3,5% ниже коэффициента трения меди; твердость покрытия превышает твердость меди на 13%. Установлено, что основным элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют никель и медь. Между покрытием и подложкой выявлен переходный слой толщиной до 8 мкм, обогащенный атомами никеля. Показано, что покрытие сформировано твердыми растворами на основе меди, никеля и серебра, а также содержит нитриды никеля серебра и меди. Выявлено, что фазовый состав покрытия существенным образом зависит от плотности энергии пучка электронов (при постоянных значениях длительности и количества импульсов воздействия пучка). Размеры кристаллитов, формирующих покрытие, изменяются в пределах от 50 нм до единиц микрометров.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ SnO₂-In₂O₃-Ag-N, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Почетуха В.В., Громов В.Е.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Цель работы – анализ структуры и свойства покрытия состава SnO₂-In₂O₃-Ag-N, сформированного на меди комплексным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления.

После формирования покрытия образцы облучали импульсным электронным пучком (17 кэВ, 20 Дж/см², 200 мкс, 5 имп., 0,3 с⁻¹) и подвергали азотированию в плазме газового разряда низкого давления на установке «КОМПЛЕКС». Режим азотирования: 520 °С, 5 часов.

Исследование дефектной субструктуры и элементного состава покрытия осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии. Исследование фазового состава и структурных параметров образцов проводилось на дифрактометре XRD-6000 на CuK α -излучении. Анализ фазового состава осуществлен с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Твердость покрытия измеряли с помощью ультрамикротестера Shimadzu DUH-211 (Pn = 30 мН). Трибологические свойства покрытия изучали на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBotester («TRIBOtechnic», Франция) в условиях сухого трения. Тест на износостойкость проводился в геометрии «шарик-диск» при следующих параметрах: шарик из стали ШХ15 диаметром 6 мм, нагрузка 3 Н, дистанция 300 м, радиус трека износа 2 мм, скорость перемещения шарика 25 мм/с. Износостойкость образцов с покрытием рассчитывали после проведения профилометрии трека износа.

В результате трибологических испытаний обнаружено, что износостойкость медного образца с покрытием состава $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$ составляет $3,4 \cdot 10^{-5}$ $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$ и превышает износостойкость меди без покрытия ($9,6 \cdot 10^{-5}$ $\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$) в 2,8 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,479$) меньше коэффициента трения меди без покрытия ($\mu = 0,679$) в 1,4 раза. Выявлен различный характер изменения коэффициента трения при трибологических испытаниях. Образец с покрытием характеризуется более длительной стадией приработки по сравнению с образцом без покрытия. Таким образом, сформированное комплексным методом покрытие состава $\text{SnO}_2\text{-In}_2\text{O}_3\text{-Ag-N}$ кратно превосходит трибологические характеристики меди.

Твердость покрытия измеряли на поперечном шлифе вдоль трех дорожек, проходящих перпендикулярно поверхности покрытия, что позволяло определить среднюю твердость покрытия и выявить зависимость твердости исследуемого материала от расстояния от поверхности покрытия. Твердость покрытия достигает максимального значения, превышающего твердость подложки на 10 %, в слое, примыкающем к подложке.

Показано, что толщина покрытия ≈ 100 мкм. Износостойкость медного образца с нанесенным покрытием превышает износостойкость меди без покрытия в $\approx 2,8$ раза. Коэффициент трения образцов с покрытием ($\mu = 0,479$) меньше коэффициента трения меди без покрытия ($\mu = 0,679$) в $\approx 1,4$ раза. Установлено, что твердость покрытия увеличивается по мере приближения к подложке и достигает максимального значения ≈ 1400 МПа (твердость подложки 1270 МПа). Методами микрорентгено-спектрального анализа установлено, что основным химическим элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют медь, олово, индий, кислород и азот. Методами рентгенофазового анализа установлено, что основными фазами покрытия являются твердые растворы на основе меди и серебра.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-00141)

ТЕСТОВОЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА НА ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ

Соснин К.В., Романов Д.А., Проинин С.Ю., Филяков А.Д.

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет, k.sosnin@mail.ru*

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана для медицинских применений. Покрытия были получены экологически безопасным и перспективным методом электровзрывного напыления. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава. Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице 1. Детализация используемой установки, режимов формирования покрытий и марки имплантатов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты.

Таблица 1. Фазовый состав электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %	
	<i>Mo</i>	<i>Ti</i>
1	5	95
2	10	90
3	15	85
4	20	80
5	25	75
6	30	70
7	35	65
8	40	60
9	45	55
10	50	50
11	55	45
12	60	40
13	65	35
14	70	30
15	75	25

Приведем фотографии поверхности электровзрывных покрытий (рис. 1).

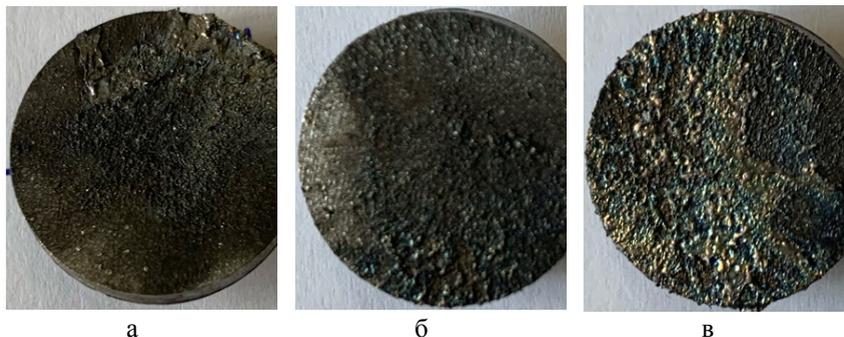


Рис. 1. Внешний вид поверхности молибденовых покрытий, полученных в режимах электровзрывного напыления 1 (а), 9 (б) и 15 (в)

Анализ таблицы 1 показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав. В будущем это позволит использовать предлагаемый метод напыления покрытий для коммерческого использования в имплантатах различной конструкции.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНОЙ СИСТЕМЫ Cu-Mn

¹Суровая В.Э., ²Бин С.В.

¹Россия, г. Кемерово, Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева

²Россия, г. Кемерово, Кемеровский государственный университет, sur.vik@mail.ru

Расширение областей применения меди выдвигает новые научно-технические задачи, в частности, изучение влияния

температуры на оптические свойства наноразмерной системы в контакте медь-марганец.

Образцы для исследований готовили методом термического испарения в вакууме ($2 \cdot 10^{-3}$ Па) путем последовательного осаждения слоев марганца на слои меди (предварительно нанесенных на подложки из стекла). Тем же способом были получены индивидуальные пленки меди и марганца при испарении соответствующих порошков металлов. Для подложки использовали стекло от фотопластин (ГОСТ 9284-59), которые подвергали предварительной очистке, основываясь на методике, приведенной в работах. Толщину пленок меди, марганца и системы на их основе определяли спектрофотометрическим (спектрофотометр «Shimadzu UV-1700») и гравиметрическим (кварцевый резонатор) методами.

Получив образцы (системы Cu – Mn и индивидуальные слои Cu и Mn), проводили измерения спектров поглощения и отражения до термического окисления, далее нагревали образцы в программно-управляемой муфельной печи «ВАРТА» в течение определенного времени при температуре $T = 573$ К. Регистрацию эффектов проводили после каждого этапа термического окисления. Спектры поглощения и отражения исследуемых образцов измеряли, используя спектрофотометр «Shimadzu UV-1700» в диапазоне длин волн $\lambda = 190 \dots 1100$ нм.

В результате термической обработки наноразмерной системы Cu – Mn с толщинами слоев меди 25, 32 нм и марганца 24, 3 нм, при $T = 573$ К в атмосферных условиях спектры поглощения, отражения и масса образцов претерпевают существенные изменения.

Спектры поглощения системы Cu – Mn напоминают спектры поглощения индивидуального слоя меди. Видна общая широкая полоса поглощения в диапазоне 600–1100 нм с тем различием, что для слоя меди максимум соответствует длине волны $\lambda \approx 900$

нм, а для гетеросистемы Cu – Mn максимум изменяется и переходит к длине волны $\lambda \approx 1000$ нм. Схожим является минимальное поглощение при $\lambda \approx 580$ нм. Несмотря на сопоставимость по толщине индивидуальных слоев меди и марганца, больший вклад в вид спектров поглощения систем Cu – Mn вносит именно наличие подслоя меди. Стоит обратить внимание на тот факт, что значения оптической плотности представленной системы в диапазоне длин волн $\lambda \approx 300 \dots 750$ нм существенно меньше значений оптической плотности индивидуального слоя марганца в том же спектральном диапазоне.

Наблюдается невыполнение принципа аддитивности по отношению к изучаемым спектрам поглощения слоев Cu, Mn и гетеросистемы Cu – Mn.

Согласно авторам работ [1, 2] термообработка индивидуальных наноразмерных пленок меди и марганца приводит к серьезным изменениям вида оптической плотности и отражательной способности, соответственно. Когда снижается оптическая плотность образца, формируется спектр поглощения нового вещества. При термическом окислении наноразмерных слоев меди, образуется оксид меди (I) [2]. В случае температурного окисления пленок марганца, формируется слой MnO [1].

При температурной обработке наноразмерной системы Cu-Mn оптическая плотность и отражательная способность значительно изменяются.

На рисунке 1 в качестве примера приведены спектры поглощения наноразмерной системы Cu – Mn до и после теплового воздействия.

С увеличением времени термообработки спектры поглощения уменьшаются в диапазоне $\lambda \approx 430 \dots 1100$ нм до стабильных значений, а в диапазоне $\lambda \approx 300 \dots 430$ нм увеличиваться.

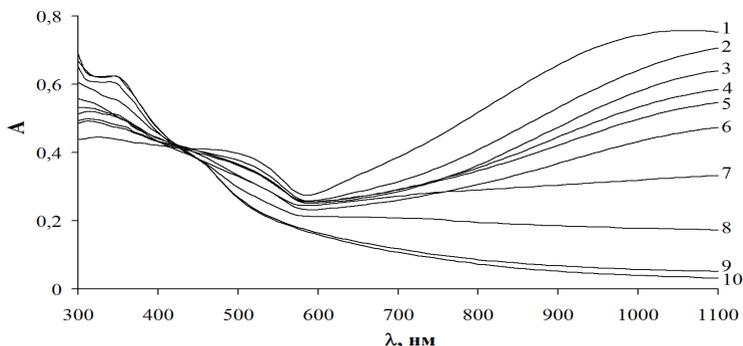


Рис. 1. Спектры поглощения системы Cu – Mn ($d(\text{Cu}) = 32$ нм, $d(\text{Mn}) = 3$ нм) до (1) и после теплового влияния при 573 К: 2 – 1; 3 – 3; 4 – 9; 5 – 16; 6 – 19; 7 – 25; 8 – 34; 9 – 51; 10 – 56 минут

Наблюдается формирование изобестической точки при $\lambda \approx 430$ нм. Кроме того, с увеличением времени термообработки на спектрах поглощения гетеросистемы Cu-Mn исчезает широкая полоса поглощения с максимумом $\lambda \approx 1000$ нм, подходящая для индивидуальных пленок меди. Наблюдается исчезновение минимума поглощения при $\lambda \approx 580$ нм. Следует отметить, что с возрастанием времени нагревания постепенно образуется сначала широкая полоса поглощения при $\lambda \approx 430$ нм, а затем максимум поглощения при $\lambda \approx 350$ нм.

Литература

1. Surovoi E.P. Bugerko L.N., Surovaya V.E., Zaikonnikova T.M. Kinetic patterns in the formation of nanosized manganese–manganese oxide systems // Russian Journal of Physical Chemistry A, 2016, V. 90, № 3, P. 628-634.
2. Суrowой Э.П. Бин С.В., Суrowая В.Э., Бугерко Л.Н. Закономерности формирования наноразмерных пленок нитрида меди // Неорганические материалы, 2016. - Т. 52. - №. 12. - С. 1300–1305.

МЕТОД УПРАВЛЯЕМОГО ЗАРОДЫШЕОБРАЗОВАНИЯ И РОСТА КРИСТАЛЛОВ БЕЛКОВ

Безбах И.Ж., Захаров Б.Г., Сафронов В.В., Стрелов В.И

*Россия, Калуга, Лаборатория Космического материаловедения
ИК РАН – филиал ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН
kmikran@mail.ru*

Кристаллизация биоматериалов в настоящее время необходима в биологии и медицине для определения пространственных структур органических молекул кристаллографическими методами, что в дальнейшем позволяет проводить как синтез новых веществ с требуемыми свойствами, так и решать некоторые фундаментальные вопросы функционирования живых систем в целом.

Основные методы кристаллизации белков, которые разработаны и ныне используются для выращивания кристаллов (метод диализа, свободной диффузии через поверхность раздела, диффузии паров растворителя), не позволяют оперативно управлять процессом кристаллизации ни на первой (зародышеобразование), ни на второй (рост) стадиях этого процесса. Поэтому актуальной и важной задачей является разработка новых эффективных методов и аппаратуры для управляемого получения высокосовершенных кристаллов биомакромолекул.

Известно, что качество выращиваемых кристаллов определяется особенностями протекания двух основных стадий процесса кристаллизации: процесса зародышеобразования и, затем, дальнейшего роста кристаллов.

Зародышеобразование (гж. «нуклеация») — первая стадия фазового перехода, когда из исходной метастабильной жидкой фазы образуется некоторое число устойчиво растущих зародышей новой, стабильной фазы. Движущей силой зародышеобразования является пересыщение, т.е. отношение текущей концентрации раствора к концентрации в точке насыщения. Между тем, образование зародышей требует большого пересыщения, что при дальнейшем разрачивании приводит к большим скоростям роста и, как следствие,

отрицательно сказывается на качестве кристаллов. В идеальном случае сразу после зарождения зародыша следует понижать степень пересыщения для перехода на фазовой диаграмме в оптимальную зону для роста. На практике, поскольку этот момент неизвестен, переход чаще всего происходит, когда образовалось уже множество зародышей или, наоборот, зародыш еще не образовался. Стадия зародышеобразования во многом определяет последующие результаты роста. Способность контролировать зародышеобразование: обеспечивать требуемое количество центров кристаллизации или наоборот, индуцировать зародышеобразование при его отсутствии, – имеет первостепенное значение для кристаллизации.

Предлагаемый подход к решению проблемы кристаллизации белков с высоким совершенством структуры получаемых кристаллов заключается в реализации метода температурно-управляемой кристаллизации, обеспечивающего управление процессом роста кристаллов как на этапе их зародышеобразования, так и в процессе дальнейшей кристаллизации. При этом исключаются конвекции любого вида, и осуществляется прецизионная $\pm(0.1-0.2)^\circ\text{C}$ стабилизация температуры и управление ей в ходе процесса кристаллизации.

Для выращивания кристаллов биологических макромолекул любым из применяемых в настоящее время методов требуется предварительное исследование условий, в которых образование таких кристаллов вообще возможно. Как в отечественной, так и в мировой практике, это чаще всего делается путем эмпирического варьирования ионного состава среды, её pH, концентрации осадителя и температуры. Таким образом, представляет интерес разработка оборудования и методик измерения температурно-концентрационных диаграмм растворимости биомacroмолекул, позволяющих проводить эти эксперименты в лабораторных условиях. Знание такой диаграммы растворимости для данной кристаллизационной системы позволяет составить алгоритм автоматического изменения температуры, позволяющий по определенному закону приближаться к требуемому пересыщению, регулируя количество зародышей и скорость роста кристаллов, при этом другие параметры кристаллизации:

концентрация белка и осадителя, объём, – остаются неизменными.

Использование температуры как средства управления процессом роста кристаллов и для поиска оптимальных условий кристаллизации привлекательно по многим причинам, т.к. даёт возможность реализовать следующие сценарии:

- изменение температуры в процессе роста кристалла белка таким образом, что рост кристаллов происходит при постоянном пересыщении и, соответственно, с постоянной скоростью;

- поддержание стабильного градиента температуры во времени и в пространстве, т.е. во всём кристаллизационном объеме;

- активное управление процессом кристаллизации путем разделения фаз зародышеобразования и дальнейшего разрастания кристаллов для их осуществления в принципиально различных температурных условиях.

В рамках проведенных исследований и практических экспериментов реализован новый подход к решению проблемы кристаллизации белков с высоким совершенством их структуры. Он заключается в реализации метода управляемой кристаллизации белков, обеспечивающего отдельное управление их зародышеобразованием и процессом дальнейшего роста.

На основе проведенных исследований и экспериментов была разработана простая по конструкции маломассогабаритная установка для выращивания совершенных кристаллов белков из растворов, что позволяет оптимизировать весь процесс выращивания биокристаллов.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

СКОРОСТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ КРИТИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ TeO_2

Скворцова Н.П.

Россия, г. Москва,

Институт кристаллографии им.я.А.В. Шубникова ФНИЦ

«Кристаллография и фотоника» РАН

skvortsova49@mail.ru

Примерно четыре десятилетия тому назад в Институте кристаллографии РАН получен *нетривиальный* результат — обнаружена высокотемпературная суперлокализация пластической деформации в неметаллических кристаллах. Эффект проявляется в деформационном расслоении кристаллов на локальные зоны интенсивного сдвигообразования (полосы локализованного сдвига (ПЛС)) при температурах выше половины абсолютной температуры плавления. Настоящая работа является продолжением исследований высокотемпературной неустойчивости и локализации деформации кристаллов TeO_2 [1]. Целью данной работы является исследование физической природы и определение количественных активационных параметров локализованной деформации пьезоэлектрических кристаллов TeO_2 .

Исследования проводились на монокристаллах TeO_2 , выращенных методом Чохральского в направлении $\langle 110 \rangle$ на воздухе при атмосферном давлении в Институте кристаллографии РАН. Испытания проводились в интервале температур от 903 до 993 К. Заданная температура поддерживалась с точностью $\pm 3^\circ\text{C}$ и измерялась с помощью термопары, расположенной вблизи испытуемого образца. Для определения активационных параметров проведена серия испытаний образцов со скачкообразным возрастанием нагрузки при шестиразовом ступенчатом изменении скорости относительной деформации в интервале $\dot{\epsilon}$ от $1.05 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ до $4.2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ при различных температурах $T = 903, 943$ и 993 K .

Впервые систематически исследованы скоростные зависимости критических напряжений σ_{cr} неустойчивого пластического течения в

ПЛС кристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль кристаллографического направления $[110]$. Величина σ_{cr} обнаруживает устойчивую тенденцию к увеличению с повышением скорости деформирования в интервале температур от 903 до 993 К. С ростом $\dot{\epsilon}$ от $1.05 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ до $1.05 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ при температуре 903 К величина σ_{cr} монотонно увеличивается от ~ 70 до 180 МПа. На рисунке 1 приведены результаты обработки зависимостей $\sigma_{cr}(\dot{\epsilon})$ при разных температурах в двойных логарифмических координатах. Видно, что показатель степени при напряжении является постоянной, равной $n = 2.41 \pm 0.03$. Исследованы температурные зависимости скорости деформации $\dot{\epsilon}$ в аррениусовских координатах при различных напряжениях $\sigma = 55, 70, 90, 116$ и 150 МПа. Величина энергии активации формирования локальных сдвигов, определенная по наклону зависимости $\ln \dot{\epsilon} (1/T)$, равна $\sim 0.72 \text{ eV}$ для образцов, ориентированных вдоль $[110]$. Эта работа будет продолжена в кристаллах TeO_2 , ориентированных вдоль $[221]$.

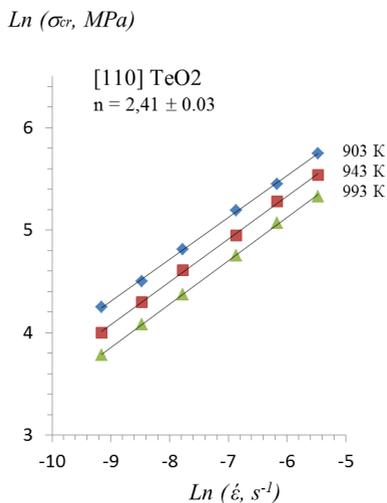


Рисунок 1.

Зависимости критических напряжений σ_{cr} неустойчивого пластического течения в ПЛС от скорости деформации $\dot{\epsilon}$ кристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль кристаллографического направления $[110]$ в двойных логарифмических координатах при разных температурах

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН.

Литература

1. Скворцова Н.П. Прочность, пластичность и “катастрофическое” разупрочнение пьезоэлектрических кристаллов TeO_2 . Структурные основы модифицирования материалов (МНТ — XV). Сборник научных трудов XV Международного Семинара. Обнинск, 18 — 20 июня 2019. С. 42—47 (192 с.)

ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОСТОЙКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

**Антошина И.А.¹, Исаев Е.И.¹, Романов М. А.¹,
Степанов П.А.², Никулина О.В.²**

¹ Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

² Россия, г. Обнинск, АО «ОНИП «Технология»
им. А.Г. Ромашина»

Эксплуатационные характеристики изделий из композиционных материалов главным образом определяются свойствами поверхности. Для получения высоких характеристик конструктивной прочности поверхностных слоев часто применяют различные методы нанесения покрытий, позволяющие защитить материал от внешних воздействий.

Методы лазерно-плазменной обработки являются наиболее перспективными в этом направлении. Такой способ обработки поверхности материала позволяет равномерно модифицировать его приповерхностный слой и при этом существенно повысить гидрофильность поверхности.

При нанесении защитного покрытия необходимо учитывать несколько параметров, включая выбор материала покрытия,

форму исходного материала, а также метод нанесения. Наиболее перспективным методом создания защитных покрытий на материалах различной природы является метод лазерно-плазменной обработки. Лазерная обработка способствует упрочнению покрытия, уменьшению пористости.

Для проведения модифицирования приповерхностного слоя композиционного материала был собран и введен в эксплуатацию стенд лазерно-плазменной обработки и модификации поверхности композиционного материала. Основным элементом стенда стал волоконный лазер с иттербиевым оптоволоконным источником RAYCUS с максимальной мощностью 20Вт.

Были определены и выбраны условия модифицирования поверхности композиционного материала на основе неорганического шликеркремнезольного и фосфатного связующего с использованием лазерно-плазменного воздействия.

По результатам рентгенофазового анализа образцы композиционного материала имеют аморфно-кристаллическую структуру. Фазовый состав экспериментальной партии образцов при термообработке в интервале температур 1000-1300°C не изменяется.

Модифицирование поверхности композиционных материалов на основе фосфатного связующего методом лазерно-плазменной обработки позволяет получать модифицированный приповерхностный слой, значение открытой пористости которого не превышает 0,5%.

Глубина модифицирования приповерхностного слоя при лазерно-плазменной обработке поверхности композиционных материалов составляет сотни микрон.

Модифицирование поверхности композиционных материалов на основе неорганического шликеркремнезольного связующего методом лазерно-плазменной обработки позволяет получать модифицированный приповерхностный слой, микротвердость которого превышает микротвердость исходных образцов на 160%.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТЕЛЛУРИДА ВИСМУТА

Антошина И.А., Степанов В.А.

Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

Материалы на основе теллурида висмута обладают высокими термоэлектрическими свойствами и широко используются при создании высокопроизводительных термоэлементов, работающих в области температур 200-500К.

Варьированием отклонения от стехиометрического состава Bi_2Te_3 и параметров технологии в ООО «Термоэлектрические инновационные технологии» получают образцы с разным типом проводимости как n -, так и p -типа. Технология получения направлена на то, чтобы фрагментировать систему, создать большое количество дефектов и обеспечить наличие различных структурных компонент в системе висмут-теллур. Образцы Bi_2Te_3 стехиометрического состава находятся в равновесии с расплавом, содержащим 63 ат.% Te , и имеют n -тип проводимости. Чтобы получить образцы p -типа, необходимо обеспечить избыток Bi .

В данной работе проведено исследование образцов системы $Bi - Te$ n - и p -типа проводимости, состав которых соответствует фазе Bi_2Te_3 . Образцы теллурида висмута, полученные методом экструзии, представляют собой слитки, образованные микрокристаллами Bi_2Te_3 , преимущественно ориентированными в направлении [110].

Показано, что интенсивная пластическая деформация может существенно влиять на фазовые равновесия в двухкомпонентной системе. В системе $Bi - Te$ интенсивная пластическая деформация приводит к смещению равновесия между компонентами микроструктуры: кристаллы Bi_2Te_3 и эвтектика ($Bi_2Te_3 + Te$).

Продемонстрирована возможность использования метода дифференциальной сканирующей калориметрии для определения избытка/недостатка компонентов Bi/Te в соединении Bi_2Te_3 ,

а следовательно для определения типа проводимости термоэлектрических материалов на основе Bi_2Te_3 .

Установлена корреляция термоэлектрических и прочностных характеристик теллурида висмута в различных структурных состояниях.

ТИПЫ ТЕПЛОЗАЩИТЫ В КОНСТРУКЦИИ АВАРИЙНЫХ БОРТОВЫХ УСТРОЙСТВ РЕГИСТРАЦИИ. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ Котов М.О.

*Россия, г. Обнинск, АО «ОНПП «Технология»
им. А.Г.Ромашина», nucleada@yandex.ru*

Бортовые устройства регистрации, они же черные ящики, – это устройства, которые обеспечивают прием, преобразование и регистрацию на носитель информационных сигналов для последующего многократного использования и хранения [1].

Создание теплозащиты для регистраторов полетных данных должно соответствовать современным требованиям международных стандартов (обеспечение сохранности данных при воздействии 1100°C в течение 1 ч и 260°C в течение 10 ч [2]).

Российскими предприятиями решение этих задач достигается путем использования в конструкции регистраторов полетных данных пассивной и активной теплозащиты в отдельных узлах, при этом в качестве пассивной теплозащиты используются исключительно волокнистые теплоизоляционные материалы.

Однако на отечественном рынке отсутствуют материалы комбинированной теплозащиты на основе микропористой теплоизоляции со сверхнизкой теплопроводностью.

Целью настоящей работы является создание комбинированной теплозащиты для бортовых регистраторов на основе микропористого теплоизоляционного материала со сверхнизкой теплопроводностью.

Литература

1. Сборник лекций Национального авиационного университета, г. Киев. Тема 5. Бортовые средства авиационных регистраторов, Киев, АЗКСКУ_2009 // <https://studfiles.net/download.php?id=7368291&code=5edb7b0e3f214bbcd1968d1b4686642&download-status=process0001>.

2. Minimum Operational Performance Specification For Crash Protected Airborne Recorder Systems ED-112 Ver 5.0.doc, EUROCAE Working Group 50, 21 October 2002.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ФТОРЦИРКОНАТНЫХ СТЕКОЛ В ПРОЦЕССЕ НАГРЕВА

**Клемазов К.В.¹⁾²⁾, Меньшиков А.А.¹⁾, Степаненко А.А.¹⁾,
Исаев Е.И.¹⁾, Степанов В.А.¹⁾**

Россия, г. Обнинск

¹⁾ИАТЭ НИЯУ МИФИ, klemazov_kirill@mail.ru

²⁾АО «ОНПП «Технология» им А.Г. Ромашина»

Фторцирконатные стекла находят применение как в качестве оптических волокон за счет широкого диапазона оптического пропускания [1], так и в качестве волоконных лазеров [2]. Технологический процесс производства волокон происходит в узком температурном диапазоне, который располагается выше температуры стеклования и ниже температуры начала кристаллизации. Для фторцирконатных стекол технологический температурный диапазон, определяемый методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), находится между 280-330 °С. Определение начала кристаллизации является важной задачей, в которой ДСК дает верхнюю оценку, так как появление первых зародышей кристаллизации из-за флуктуаций структуры возможно при меньшей температуре [3].

В данной работе проведено сравнение результатов определения температуры начала кристаллизации методами ДСК и спектрофотометрии фторцирконатного стекла, изготовленного

в АО «ВНИИХТ». На рисунке 1 показано, что температура начала кристаллизации по данным ДСК составляет 340°C. Однако, ранее, при температуре 315°C наблюдается увеличение интенсивности рассеяния света, что связано с образованием центров кристаллизации. При температуре, соответствующей окончанию процесса плавления, наблюдается снижение интенсивности до начальных значений.

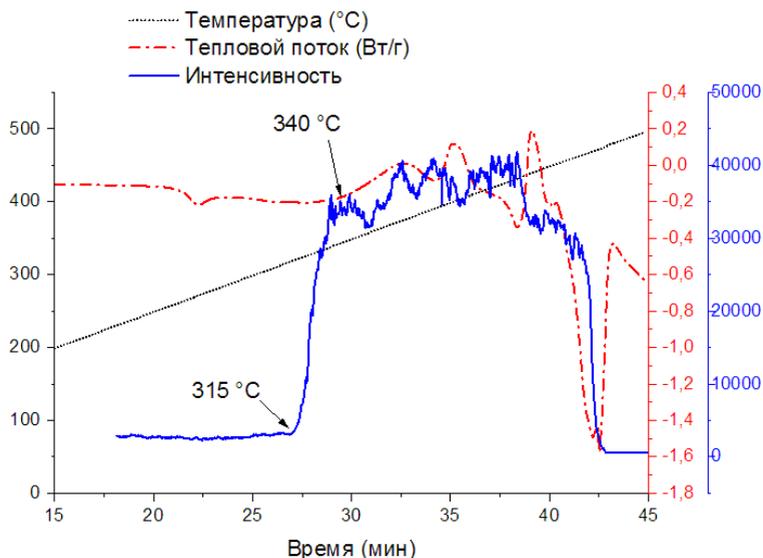


Рисунок 1 – Кривые ДСК и интенсивности рассеянного излучения (длина волны 632,8 нм) от образца фторцирконатного стекла в процессе нагрева

Литература

1. France, P. W., ed. Fluoride glass optical fibres/ France, P. W. – Springer Science & Business Media, 2012. – 276 p.
2. Doualan, J. L., et al. "Spectroscopic properties and laser emission of Tm doped ZBLAN glass at 1.8 μm ." Optical Materials 24.3 (2003): 563-574.
3. Павлушкин Н.М. Химическая технология стекла и ситаллов. – М.: Стройиздат, 1983. – 432 с.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
НЕОРГАНИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО
МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО
ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА**

**Клемазов К.В., Якушкин П.Ю.,
Мионов Р.А., Забейайлов М.О.**

*Россия, г. Обнинск, АО «ОНИИП «Технология» им. А.Г. Ромашина»
klemazov_kirill@mail.ru*

Разработка перспективных конструкций высокоскоростных летательных аппаратов связана с проблемой выбора конструкционных материалов, стойких к воздействию высоких температур [1], в широком диапазоне скоростей нагрева, сопряженного с силовым нагружением. Решение этой проблемы обуславливает необходимость проведения теплопрочностных испытаний материалов в целях определения физико-механических характеристик. Классические методы механических испытаний при повышенных температурах предполагают квазистационарный нагрев. При таких режимах нагрева механические свойства материала могут отличаться от свойств, которые наблюдаются в условиях реальной эксплуатации. Индукционный нагрев позволяет осуществлять высокоскоростной высокотемпературный нагрев материалов до высоких температур [2].

В данной работе приведены результаты испытания на растяжение с использованием бесконтактного датчика деформации при высокоскоростном индукционном нагреве композиционного материала на основе неорганического алюмохромфосфатного связующего [3]. Показано, что при температуре 1300°С наблюдается изменение характера разрушения материала. Наблюдается аномальный «зуб» на диаграмме растяжения (рисунок 1). Также увеличивается значение относительной деформации (порядка 1%) при температурах выше 1300 °, что может говорить о появлении пластической деформации в материале. Выдвигается предположение о микрофрагментации материала, сопровождающейся появлением сетки трещин на поверхности

материала (рисунок 2) в температурной области перехода в пластическое состояние.

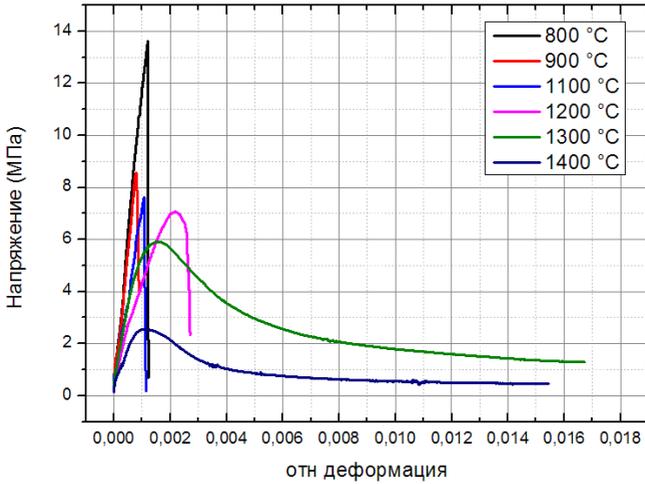


Рисунок 1. Диаграммы «относительная деформация- напряжение», полученные при различных температурах

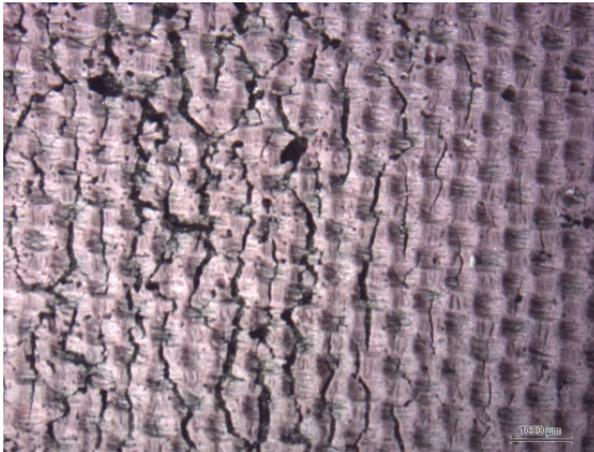


Рисунок 2. Пример сеточной структуры поверхности материала после испытаний при 1400 °C

Литература

1. Гуртовник, И.Г. Радиопрозрачные изделия из стеклопластиков/ И.Г. Гуртовник, В.И. Соколов, Н.Н. Трофимов [и др.]; под ред. В.И. Соколова. – М.: Мир, 2003. – 368 с.

2. Klemazov, K. V., et al. "High-speed induction heating during tensile strength testing of a composite material based on an inorganic binder at temperatures up to 1500° C." IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 934. No. 1. IOP Publishing, 2020.

3. Степанов П.А., Атрощенко И.Г., Стародубцева Н.И., Шуткина О.В., Мельников Д.А. Разработка высокотемпературных композиционных материалов теплозащитного и радиотехнического назначения. // Перспективные материалы, 2014 №10. С. 17-21.

ЗАЩИТА ЗЕРКАЛЬНЫХ ГРАНЕЙ МОЩНЫХ ДИОДНЫХ ЛАЗЕРОВ С НАНЕСЕНИЕМ НАНОСТРУКТУРНОЙ ПЛЁНКИ АКТИВНОГО МЕТАЛЛА

Н.С. Утков, Г.Т. Микаелян

*Россия, г. Обнинск
ИАТЭ НИЯУ МИФИ
ООО «Лассард»*

Основной причиной выхода из строя мощных полупроводниковых лазеров является катастрофическое оптическое повреждение одного из зеркал резонатора. Также это явление является лимитирующим фактором выходной мощности лазерных диодов. Повреждение происходит по причине интенсификации поглощения лазерного излучения зеркальной гранью, что, в свою очередь, вызвано тем, что после скола диодной пластины в атмосфере приповерхностные связи обрываются, грань становится активной и интенсивно окисляется.

Есть несколько основных способов пассивации зеркальной грани диодных лазеров: скалывание и последующее нанесение защитной плёнки в вакууме, сульфидная пассивация, нитрирование и нанесение тонкого слоя активного металла [1]. Активный металл подбирается таким образом, чтобы при взаимодействии с кислородом на поверхности излучающей грани образовать оксид, прозрачный для лазерного излучения диода.

В качестве активных металлов для пассивации зеркальных граней мощных полупроводниковых лазеров используются Al, Si, Ti, Ta, V, Sb, Mn и Cr [2]. Наиболее удобными элементами с точки зрения технологии изготовления диодных лазеров на базе предприятия ООО «Лассард» являются Si и Ti. Однако, из литературных данных известно, что кремний в высокомошных лазерах диффундирует по излучающей грани, что ведёт к быстрому выходу её из строя [3]. По этой причине был выбран Ti.

Нанесение плёнок реализуются на установке Atis-M методом магнетронного нанесения. Толщина плёнок подобрана таким образом, чтобы активный металл провзаимодействовал с максимальным количеством кислорода на поверхности скола и при этом полностью окислился. Полученные высокомошные полупроводниковые лазеры были протестированы в импульсном и непрерывном режимах, качество плёнки удовлетворяет техническим требованиям.

Литература

1. Epperlein P. W. Semiconductor laser engineering, reliability and diagnostics: a practical approach to high power and single mode devices. – John Wiley & Sons, 2013.
2. Tihanyi P., Bauer R. S. Passivation for surfaces and interfaces of semiconductor laser facets or the like : пат. 4656638 США. – 1987.
3. Gong X. et al. Degradation analysis of facet coating in GaAs-based high-power laser diodes //IEEE Transactions on Device and Materials Reliability. – 2015. – Т. 15. – №. 3. – С. 359-362.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПАКЕТА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА СТАДИИ ВЫКЛАДКИ НАПОЛНИТЕЛЯ

Синицын А.Ю.*, Авцынова И.В., Мазур В.В

Россия, г.Обнинск, АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина»

** artarea-web@yandex.ru*

Регулирование степени «конструкционной» анизотропии механических свойств полимерных композиционных материалов (ПКМ) возможно путем изменения схемы армирования материала, определяемой направлением укладки волокон в слоях [1].

Необходимо учитывать, что расположение волокон и нитей в готовом изделии из ПКМ обычно отклоняется от строго заданной схемы армирования не только при его эксплуатации под действием механических нагрузок, но и в процессе его производства. После технологической операции выкладки препрега на формообразующую поверхность оснастки фактическое направление нитей в некоторых зонах может не соответствовать заданной в расчетной системе координат схеме армирования. Чаще всего такие отклонения (перемещения) возникают на наиболее криволинейных участках формообразующей поверхности изделия.

В настоящей работе приведены результаты моделирования схемы укладки препрега на формообразующую поверхность оснастки сложной формы двойной кривизны, и анализа возникающих отклонений получаемой схемы армирования от заданной.

Моделирование выкладки наполнителя в ПО «FiberSim»

В работе проводили моделирование технологического процесса выкладки обшивки панели двигателя на основе препрега Hexply 914/33%/644 со схемой армирования $90^\circ/45^\circ/90^\circ/90^\circ/45^\circ/90^\circ$. Для этого в ПО «FiberSim» задавали параметры драпируемости препрега, и схему армирования материала в соответствии с выбранной системой координат.

На рисунке 1 представлены результаты моделирования выкладки препрега на формообразующую оснастку обшивки в соответствии с заданной схемой армирования, и обозначены участки с наибольшими отклонениями направления волокон от заданных значений.

Согласно полученным данным, в областях «1», «2», «5» наибольшее отклонение направления нитей от заданной схемы армирования составило 4° , а в областях «3», «4», «6» — -4° .

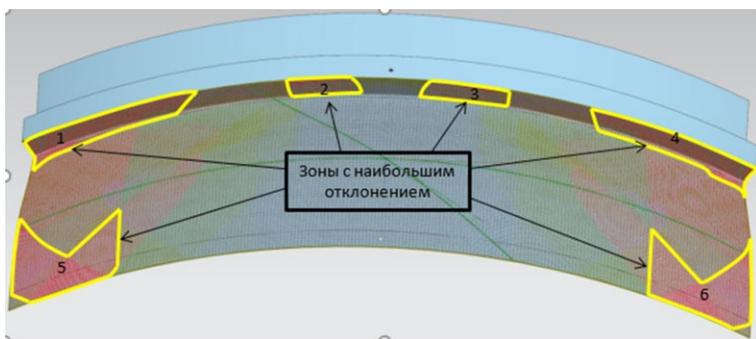


Рисунок 1 — Результаты моделирования выкладки наполнителя с указанием зон с наибольшим отклонением волокон от заданного направления слоя

Расчет деформационно-прочностных свойств

Для оценки возможных потерь прочности и жесткости ПКМ в зонах с наибольшим отклонением, провели расчет физико-механических характеристик (ФМХ) пластика по алгоритму последовательного нагружения в условиях плоского напряженно-деформированного состояния [2].

Расчет проводили для трех схем армирования: заданной и полученными в результате моделирования:

1. $(90^\circ/45^\circ/90^\circ/90^\circ/45^\circ/90^\circ)$
2. $(94^\circ/49^\circ/94^\circ/94^\circ/49^\circ/94^\circ)$
3. $(86^\circ/41^\circ/86^\circ/41^\circ/41^\circ/86^\circ)$.

Результаты проведенного расчета показали различие величин основных ФМХ (предел прочности и модуль упругости в направлениях 0° и 90° при растяжении и сжатии) в пределах 2 %.

Экспериментальные исследования

Для оценки полученных расчетных значений из препрега Hexply 914/33%/644 методом автоклавного формования был изготовлен стеклокомпозит со схемой армирования обшивки ($90^\circ/45^\circ/90^\circ/90^\circ/45^\circ/90^\circ$), и проведены его испытания.

Сравнительная оценка расчетных и экспериментальных значений физико-механических характеристик приведена на рисунке 2.

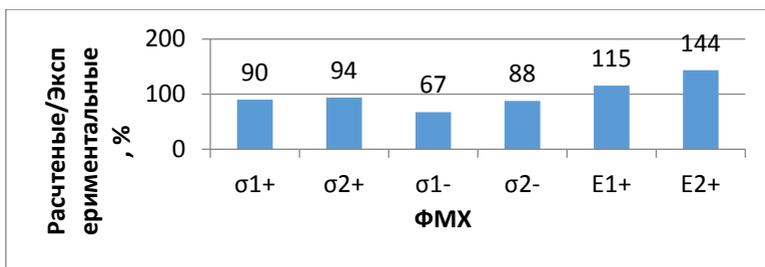


Рисунок 2. Отношение расчетных данных к экспериментальным

Выводы

Полученные в работе результаты моделирования свидетельствуют об отклонении (максимум 4°) направления нитей наполнителя от заданного направления выкладки в некоторых зонах поверхности обшивки панели двигателя.

Смещение волокон наполнителя наблюдается на $\approx 8\%$ площади обшивки, но по данным проведенного в работе расчета, это не окажет значительного влияния на снижение прочности и жесткости композиционного материала. При этом необходимо учитывать, что результаты проведенных экспериментальных испытаний показали высокое соответствие (до 10 %) с расчетными значениями в отношении модуля упругости и предела прочности при растяжении в направлении 0° , однако в перпендикулярном направлении при растяжении и в обоих направлениях при сжатии результаты испытаний противоречат расчетным данным.

Литература

1. Ю.А.Михайлин. Конструкционные полимерные композиционные материалы.-СПб.:НОТ, 2008.822с.

2. Алфутов Н.А. Основы расчета на устойчивость упругих систем. М.: Машиностроение, 1978. 312 с.

ФОРМИРОВАНИЕ СПЕЦИАЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХРЯЩЕВЫХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЯХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИК-ИЗЛУЧЕНИЯ

Шах А.С.¹, Исаев Е.И.¹, Барановский Д.С.², Клабуков И.Д.²

¹Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ, shakhlina2@gmail.com

²Россия, г. Обнинск, ФГБУ «НМИЦ Радиологии» Минздрава России

В настоящее время к исследованиям процессов лазерного воздействия на различные биологические ткани сохраняется большой интерес. Это связано с широким применением лазеров в отоларингологии, стоматологии, хирургии и других областях медицины.

Хрящевая ткань является перспективным материалом при изготовлении биоимплантатов для закрытия дефектов трахеи в операциях по лечению стеноза гортани. В литературе имеются данные по воздействию лазерного излучения ($\lambda = 1,56$ мкм) на хрящевую ткань для изменения формы хрящевой ткани, модификации ее поверхности с целью получения матрикса-носителя и активации клеточной регенерации хряща.

Известно, что использование низкоэнергетического ИК-лазерного излучения ($\lambda = 10,6$ мкм) позволяет проводить сквозную перфорацию, а также создавать «слепые» (несквозные) лунки в хрящевой ткани, тем самым увеличивая ее удельную поверхность для фиксации хондроцитов, вследствие чего повышается биодоступность объема материала и стимулируется миграция заселяемых клеток.

В данной работе исследовалось воздействие ИК-лазерного излучения с длиной волны $\lambda = 1,06$ мкм на хрящевую ткань ушной раковины кролика.

Показана принципиальная возможность использования Yb:YAG лазера для формирования пористости при создании тканеинженерной конструкции хрящевой ткани ушной раковины кролика.

**ОРТОТОПИЧЕСКАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ
ТКАНЕИНЖЕНЕРНОЙ КОНСТРУКЦИИ ХРЯЩА ТРАХЕИ
НА ОСНОВЕ ДЕВИТАЛИЗОВАННЫХ ТКАНЕЙ,
ПОДВЕРГНУТЫХ ЛАЗЕРНОЙ ПЕРФОРАЦИИ: *in vivo*
ИССЛЕДОВАНИЕ**

**Барановский Д.С.^{1,2,3}, Клабуков И.Д.¹, Красильникова О.А.¹,
Балясин М.В.² Крашенинников М.Е.², Люндуп А.В.²**

¹*Россия, г. Обнинск, ФГБУ “НМИЦ радиологии”
Минздрава России*

²*Россия, г. Москва, ФГАОУ ВО «Российский университет
дружбы народов» (РУДН)*

³*Швейцария, г. Базель, Университетский госпиталь Базеля*

Цель: изучить биосовместимость и эффективность применения тканеинженерной конструкции на основе девитализированного хрящевого матрикса, подвергнутого несквозной лазерной перфорации и заселенного назальными хондроцитами, для восстановления дефекта стенки трахеи в эксперименте на кроликах.

Из биоптата носовой раковины выделялись назальные хондроциты кролика. Фрагменты хрящевой ткани трахеи человека выделяли из кадаверного материала, девитализация тканей проводилась пятью последовательными циклами замораживания-оттаивания. Матрикс-носители получали методом несквозной лазерной перфорации детализированной хрящевой ткани на СО₂-лазере на базе Медицинского Университета Вены (Австрия). Заселение подготовленного матрикса-носителя клетками выполняли в условиях статического культивирования на полупроницаемой мембране. Дефект переднебоковой стенки трахеи кролика формировали посредством резекции 4 колец трахеи. Закрытие дефекта стенки трахеи выполнялось одномоментно путем ортотопической имплантации ревитализированных тканеинженерных конструкций (n=4) и не ревитализированных матрикс-носителей (n=4). Оценка результатов выполнялась методами мультиспиральной компьютерной томографии, компьютерной микротомографии и при морфологическом исследовании.

Получена тканеинженерная конструкция хрящевой ткани трахеи на основе кадаверного хряща человека, подвергнутого лазерной перфорации и заселению культурами назальных хондроцитов кролика. Через 4 недели после имплантации отмечалось приживание конструкции, стенозирования стенки трахеи не наблюдалось. Через 8 недель после имплантации биосовместимость тканеинженерной конструкции подтверждалась компьютерной микротомографией и гистологическим методом. Показана эпителизация, отсутствие признаков миграции или деформации конструкции.

Разработанная тканеинженерная конструкция хрящевой ткани трахеи на основе кадаверного хряща человека, подвергнутого лазерной перфорации и заселению культурами назальных хондроцитов кролика, была успешно использована для реконструкции непротяженных дефектов трахеи в хроническом эксперименте *in vivo*. Показана биосовместимость как матрикса-носителя созданной конструкции, так и тканеинженерной хрящевой ткани.

Настоящая работа выполнена при поддержке соглашения о субсидии Минобрнауки РФ № 14.614.21.0001 (RFMEFI61417X0001).

РАЗРАБОТКА ГИБРИДНОЙ ИОНИЗАЦИОННОЙ КАМЕРЫ ДЕЛЕНИЯ

Маричев Г.В., Степанов В.А

*Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ
glebmarichev@gmail.com*

Проблема создания сцинтилляционных нейтронных детекторов для систем управления и защиты эксплуатируемых и новых реакторов связана с работой в условиях до 600 °С при потоках до 10^{17} нейтр/(см²·с), и гамма-потоках до 10^{13} см⁻²·с⁻¹. Нейтрон-детектирующие материалы и устройства на основе полимеров и кристаллических сцинтилляторов в условиях высоких потоков нейтронов и температур неработоспособны. Радиационно-люминесцентный принцип предложено

использовать в камерах деления, в которых обычно измеряются токи через ионизируемый продуктами деления газ. Была предложена система детектирования (ВНИИХТ, ИАТЭ), в которой помимо электрических импульсов (электрического тока) измеряется сопровождающее ионизацию рабочего газа свечение.

Для детектирования нейтронов используются электроды с содержащим бор покрытием, получаемым методом химико-термической обработки (ХТО). ХТО стали 12Х18Н10Т после нанесения пасты состава 84%В₄С+16% Na₂В₄О₇ при температуре 1000⁰С приводит к образованию на поверхности сплошного слоя боридов железа толщиной более 40 мкм, в котором преобладает фаза FeB. При взаимодействии нейтронов с ¹⁰В покрытия происходит свечение газа от возбуждения α-частицами и ионами ⁷Li. Показано, что в камере деления с FeB-электродами можно достичь светового выхода от тепловых нейтронов 100-200 кЭВ/нейтрон.

ВЛИЯНИЕ ГАММА-ОБЛУЧЕНИЯ НА ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ РАДИАЦИОННЫХ ДЕТЕКТОРОВ

Ибрагим Х.М., Степанов В.А

*Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ
mkebrahiem@gmail.com*

Разработка сцинтилляционных пластиковых материалов для детектирования радиационных полей основана на разработках радиационно-стойких термопластичных полимеров. Используемые пластины и волокна должны быть структурно устойчивы и оптически прозрачны в видимом и БИК-диапазонах. Структурная устойчивость полимеров должна сохраняться при введении в них примесей, активных к нейтронам, а также люминесцентных примесей до поглощенных доз 0,1 МГр.

В работе исследовали влияние гамма-облучения источника Cs¹³⁷ на структуру и калориметрические свойства полистирола (ПС) и полиметилметакрилата (ПММА) с температурами стеклования около 100⁰С и 120⁰С. Измерены спектры оптического

пропускания в диапазоне 250-1100 нм, показана связь радиационных изменений оптических свойств с изменениями температуры особенностей на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ ФАЗОВОЙ ПАМЯТИ ПРИ ФЕМТОСЕКУНДНОМ ЛАЗЕРНОМ ОБЛУЧЕНИИ

**Козюхин С.А.¹, Кункель Т.С.², Воробьев Ю.В.³,
Лазаренко П.И.⁴, Смаев М.П.⁵**

¹ *Россия, г. Москва, Институт общей и неорганической химии
им. Н.С. Курнакова Российской академии наук*

² *Россия, г. Долгопрудный, Национальный исследовательский
университет МФТИ*

³ *Россия, г. Рязань*

Рязанский государственный радиотехнический университет

⁴ *Россия, г. Зеленоград,*

Национальный исследовательский университет МИЭТ

⁵ *Россия, г. Москва, Физический институт им. П.Н. Лебедева
Российской академии наук, Москва, Россия*

sergkoz@igic.ras.ru

Материалы фазовой памяти (ФП) на основе сложных халькогенидных полупроводников типа GST (соединения системы Ge-Sb-Te) успешно применяются в качестве функциональных материалов активной области в современных устройствах: перезаписываемых оптических дисках различных форматов (BluRay и DVD-RW), матрицах электрической памяти формата PC-RAM (3D XPoint Optane), в качестве компонента в устройствах нанофотоники (резонаторы, планарные волноводы с поверхностными плазмонами, интерферометр Маха-Цендера). Одно из фундаментальных достоинств данных материалов – способность к стабильному и реверсивному переключению между аморфной и кристаллической фазами под действием низкоэнергетического воздействия (электрический импульс, свет). Несмотря на очевидные коммерческие успехи GST

материалов, в настоящее время ряд фундаментальных вопросов еще не до конца поняты и, соответственно, являются предметом дискуссий. В данном исследовании обсуждаются экспериментальные и теоретические аспекты кристаллизации в аморфных тонких пленках состава $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ (GST225) при воздействии импульсного лазерного излучения фемтосекундной длительности. Также будет рассмотрено явление формирования в аморфных пленках GST225 лазерно-индуцированных периодических поверхностных структур (риплов), представляющих из себя чередующиеся аморфные и кристаллические полосы, обладающие существенно разными значениями показателя преломления, с периодом равным длине волны лазерного излучения [1,2]. Создание протяженных структур микронных структур из риплов открывает перспективы сверхбыстрого создания дифракционных решеток с помощью фемтосекундных лазеров.

Впервые обоснованы условия формирования кристаллической фазы при облучении единичным фемтосекундным импульсом. Показано, что полученные экспериментальные результаты можно объяснить на основе разработанной модели распределения теплового потока в тонкой пленке с учетом физико-химических характеристик соединения GST225 и используемого интерфейса «подложка – тонкая пленка». Используя рассчитанные *TTT* – диаграммы и принимая во внимание, что движущей силой процесса кристаллизации является степень переохлаждения расплавленной фазы, нами получены аналитические выражения, позволяющие рассчитать пороговые энергетические параметры лазерного импульса (т.н. TFN и TFC – критерии), приводящие к формированию кристаллической фазы.

Работа выполнена за счет средств гранта РФФИ (20-03-00379).

Литература

1. S. Kozyukhin, P. Lazarenko et al. *Optics and Laser Technology*, 2019, 113, 87-94.
2. S. Kozyukhin, M. Smaev et al. *Phys. Status Solidi B*, 2020

**HYBRID STRUCTURES
SUPERCONDUCTOR/TOPOLOGICAL INSULATOR
Golubov A.A.**

*Netherlands, University of Twente, and Russia, Moscow
Institute of Physics and Technology,
a.a.golubov@utwente.nl*

This contribution provides an overview of electronic transport phenomena in hybrid structures superconductor/topological insulator. We will focus on possible manifestations of unconventional pairing symmetry of superconducting order parameter in these materials. Of particular interest is the concept of p-wave superconductivity and its relation with the so-called Majorana fermions. Recent proposals of inducing p-wave superconductivity by sandwiching a trivial s-wave superconductor (S) with a topological insulator (TI) will be critically reviewed. Next, we will discuss recent experiments which demonstrate new type of critical current oscillations in magnetic field in S-TI-S Josephson junctions based on Nb-BiTeSe-Nb material combination. We will present theoretical model which shows that these oscillations can be interpreted in terms of the Andreev bound states forming at the S-TI interfaces, characterized by the ultra-fine $\sim 1 \mu\text{eV}$ interlevel spacing. We will argue that the resonant transmission via these bound states results in a novel type of small-scale oscillations of the Josephson current in magnetic field. Our analysis provides an evidence that the observed oscillations originate from p-wave type superconductivity in S-TI-S Josephson junctions.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФЕНОМЕНА ПОТЕМНЕНИЯ
ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ПРИ ДРОБЕСТРУЙНОЙ
ОБРАБОТКЕ СФЕРОИДИЗИРОВАННОЙ В
ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАЗМЕ КЕРАМИЧЕСКОЙ ДРОБЬЮ
Мезенин Е.И., Лисафин А.Б.**

Россия, г. Обнинск, ООО Технокерамика

Нами изучен процесс синтеза сфероидизированной керамической дроби на основе оксида циркония в индукционной плазме (1 МВт плазматрон ООО «Технокерамика»),

используемой в дробеструйной обработке стальных изделий. Этот способ состоит в вводе частиц оксида циркония в воздушную плазму с их последующим расплавлением и приобретением формы шара за счёт поверхностного натяжения. Аналогом является материал производства Saint-Gobain, получаемый раздувкой расплава оксидных материалов воздухом. В настоящее время мы столкнулись с проблемой – дробь, получаемая в индукционной плазме, при обработке стальных изделий приводит к сильному их потемнению, в то время как материал, полученный раздувкой расплава, даёт серебристо-матовую поверхность (рис. 1)

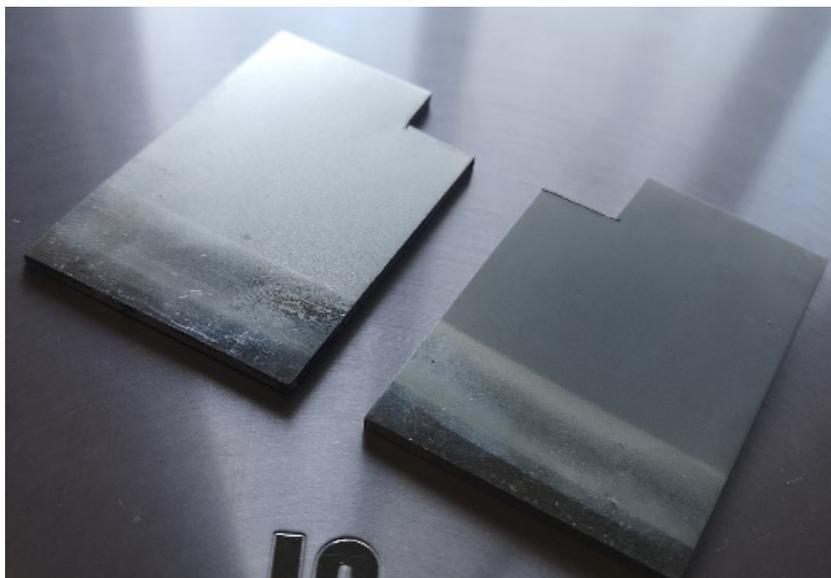


Рис. 1.

Сравнение образцов стали, подвергнутой дробеструйной обработке керамической дробью Saint-Gobain (слева) и ООО «Технокерамика» (справа)

Для исследования природы окраски было проведено исследование с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) образцов, подвергнутых дробеструйной обработке в равных условиях, но с материалами ООО «Технокерамика» и

Saint-Gobain (рис. 2). Детальное исследование структуры выявило дифракционную природу окраски (рис. 3).

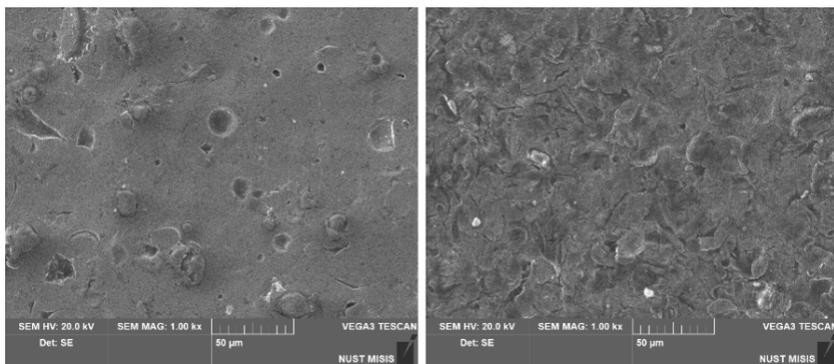


Рис. 2.

Изображения поверхности, полученные с помощью СЭМ, стальных образцов, подвергнутых дробеструйной обработке керамической дробью Saint-Gobain (слева) и ООО «Технокерамика» (справа), масштабная шкала 50 мкм

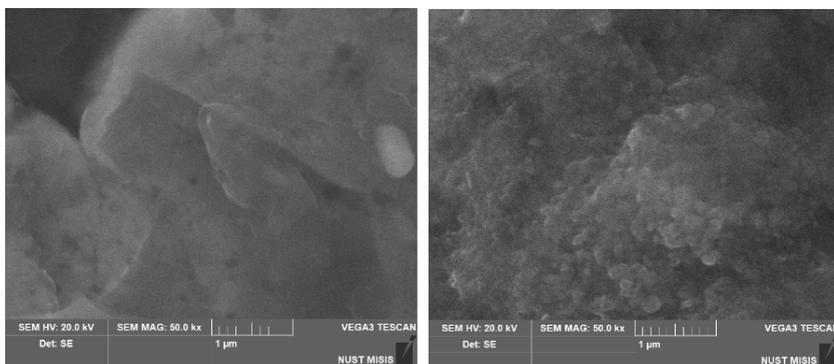


Рис. 3.

Изображения поверхности, полученные с помощью СЭМ, стальных образцов, подвергнутых дробеструйной обработке керамической дробью Saint-Gobain (слева) и ООО «Технокерамика» (справа), масштабная шкала 1 мкм

Для выяснения причин также было проведено исследование сфероидизированного оксида циркония, полученных вышеописанными способами (рис. 4, 5).

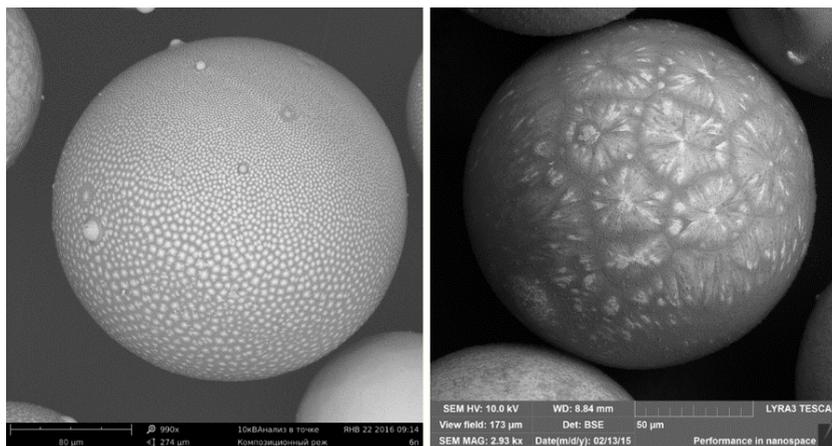


Рис. 4.

Сфероидизированная керамическая дробь производства Saint-Gobain (слева) и ООО «Технокерамика» (справа)

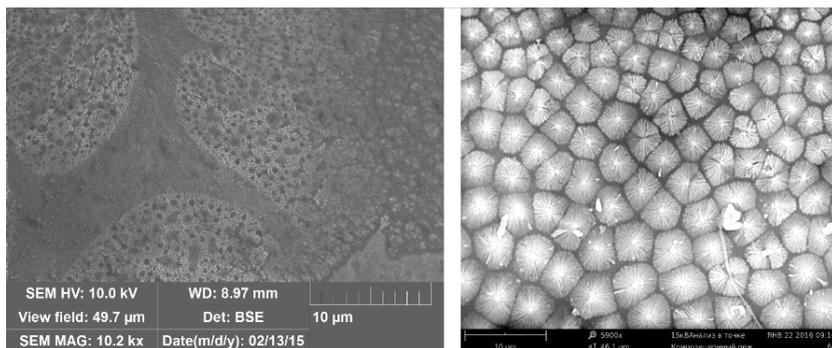


Рис. 5.

Поверхность сфероидизированной керамической дроби производства Saint-Gobain (слева) и ООО «Технокерамика» (справа)

Морфология поверхности разная. Приведён химический анализ материалов (таблица 1) и значения микротвёрдости образцов стальных пластин (таблица 2), подвергнутых дробеструйной обработке.

Таблица 1. Химический состав керамической дроби

Элемент	«Saint-Gobain»	«Технокерамика»
ZrO ₂ +HfO ₂	61%	66%
SiO ₂	28%	32%
Al ₂ O ₃	10%	1 %
другие	<2%	<1%

Таблица 2. Значения микротвёрдости, полученные на стальных образцах после дробеструйной обработки

Образец нержавеющей пластины	Среднее значение, HV
Пластина после дроби «Технокерамика»	992
Пластина после дроби «Saint-Gobain»	664
Исходная поверхность пластины	245

Материал производства Saint Gobain, подвергнутый обработке в плазматроне ООО «Технокерамика», также демонстрирует потемнение поверхности при дробеструйной обработке.

Заключение: механизм изменения морфологии поверхности керамической дроби после обработки в индукционной плазме являются, предположительно, избыточные температура нагрева и скорость охлаждения, что приводит к образованию дендритной наноструктурированной структуры, обеднённой оксидом кремния, выполняющего роль связки (в связи с его испарением), что при столкновении таких частиц приводит к нанострукту-

рированию поверхности в т.ч. с избыточным разрушением частиц по типу хрупкого разрушения. Дальнейшие исследования керамической дроби (морфологии образцов Saint-Gobain до и после обработки в плазме) даст возможное подтверждение этого механизма изменения структуры поверхности и позволит начать работы по изменению условий сфероизации материала в индукционной плазме для получения годного к использованию материала (серебристое матирование поверхности стальных изделий).