



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

ИАТЭ НИЯУ МИФИ



**ЛАБОРАТОРИЯ
МАТЕРИАЛОВ ИАТЭ**

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

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

10 июня – 12 июня 2025 г.

ОБНИНСК

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

Тезисы докладов опубликованы в авторской редакции.

© ИАТЭ НИЯУ МИФИ, 2025г.

© Авторы, 2025г.

Дегтярева А.Г

**СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПОСЛЕ
ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЮЩИМ РЕЗАНИЕМ**

9

Лыкова К.Е., Исаев Е.И., Степанов В.А

**ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО
СОСТАВА ФТОРЦИРКОНАТНЫХ СТЕКОЛ ZBLAN В
ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА И РАСЧЕТ КИНЕТИЧЕСКИХ
ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ .**

12

Альжев В.М., Панченко И.А.

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ 7075 ПОСЛЕ
ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ**

13

Баклушина И.В., Романов Д.А., Громов В.Е

**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОСТАВА И СВОЙСТВ
БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ М9Ю**

15

**Воробьев В.Л., Гладышева В.С., Быстров С.Г., Аверкиев И.К.,
Быков П.В., Ульянов А.Л., Баянкин В.Я.**

**ОСОБЕННОСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ
СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО
РАЗРЯДА ИОНОВ N⁺**

17

Демидов, А.Б. Сивак Д.Н

**ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ ПОЛЕЙ ДИСЛОКАЦИЙ НА
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ РАДИАЦИОННОЙ
МИКРОСТРУКТУРЫ В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ И ВАНАДИИ ПОД
КАСКАДОБРАЗУЮЩИМ ОБЛУЧЕНИЕМ: ОКМК-
МОДЕЛИРОВАНИЕ.**

20

- Жуковская Я.Л., Мельников Д.А., Д.С. Рюмин, И.А. Антошина, П.А. Степанов, Р.А. Чирков**
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКИХ КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ШЛИКЕРНЫХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СВЯЗУЮЩИХ 23
- Георгиу Ю.Н., Георгиу И.Ф., Кордо М.Н., Миронов Р.А., . Антошина И.А, Забейайлов М.О.**
ТЕРМОЦЕМЕНТ НА ОСНОВЕ ФОСФАТА МАГНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ 24
- Панченко И.А., Черепанова Г.И., Лабунский Д.Н.**
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВА AA7075 27
- Клюшин И.И., Федотов И. В., Иванников А. А., Терехова С. М., Севрюков О. Н.**
СМАЧИВАЕМОСТЬ ПОВЕРХНОСТНО МОДИФИЦИРОВАННОЙ ЗТА-КЕРАМИКИ ПРИПОЯМИ СИСТЕМЫ Ti-Zr, СТРУТУРА И СВОЙСТВА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ИХ ОСНОВЕ 29
- Баянкин В.Я., Колотов А.А., Дроздов А.Ю., Тетельбаум Д.И.**
РОЛЬ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В МИГРАЦИИ ИМПЛАНТИРУЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ 32
- Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н.**
ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ГИБРИДНОГО ПЕРОВСКИТА $\text{HC}(\text{NH}_2)_2\text{SnI}_3$ 34

- Панченко И.А., Ломиворотов Н.П., Черепанова Г.И.**
ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ В ШИХТЕ
УГЛЕФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ НА ИЗНОСОСТОЙКИЕ
ХАРАКТЕРИСТИКИ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ 37
- Мажарин А.В., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В.**
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И НАНОТВЕРДОСТИ СЛОЯ,
НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ 35ВХЗСФ
С ДОБАВЛЕНИЕМ В НЕЕ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ
ДОБАВКИ 38
- Панченко И. А., Панова В. С., Кузнецова В. А., Коновалов С. В.**
РАЗРАБОТКА ВЗАИМОДОПОЛНЯЮЩИХ НЕЙРОСЕТЕВЫХ
МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СОСТАВА СПЛАВОВ
И ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ 41
- Пермякова И.Е., Дюжева-Мальцева Е.В.**
СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ
АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ
КОМПОЗИТОВ 43
- Печенкин В.А., Гусев Н.В., Фоломеев В.И., Гремячкин Д.Е.**
ИМИТАЦИОННОЕ ОБЛУЧЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ НА УСКОРИТЕЛЕ ИОНОВ 44
- Печенкин К.В., Антошина И.А., Забежайлов М.О.**
МОДЕЛЬ СПЕКАНИЯ КВАРЦЕВОЙ КЕРАМИКИ С УЧЕТОМ
УПРУГОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ 45

Понкратова Ю.Ю., Базалеева К.О., Бинков И.И., Атанова А.В

**ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЛП НА СТРУКТУРУ И
СВОЙСТВА СПЛАВА Al-CE-FE-NI-ZR**

48

Почетуха В.В., Романов Д.А., Ващук Е.С.

**СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ
Al₂O₃-Ag, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ 48 49 ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ
ЭРОЗИИ.. 49**

**Рогожкин С.В., Клауз А.В., . Хомич А.А, Богачев А.А.,
НикитинА.А., Горшкова Ю.Е., Богучава Г.Д., L. Almashi, Y.
Ke**

**АНАЛИЗ НАНОСТРУКТУРЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ
ОКСИДАМИ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ МАЛОУГЛОВОГО
РЕНТГЕНОВСКОГО И НЕЙТРОННОГО РАССЕЯНИЯ . 50**

Сивак А.Б., Чернов В.М.

**СТОКОВЫЕ СИЛЫ И ПРЕФЕРЕНСЫ ПОР
В ОЦК-МЕТАЛЛАХ ЖЕЛЕЗА И ВАНАДИЯ 52**

Запольская Е.М., Панченко И.А., Дробышев В.К.

**АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВОВ
СИСТЕМЫ Co – Cr – Fe – Mn – Ni В ЗАВИСИМОСТИ ОТ
СПОСОБА ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ 55**

**Базалеева К.О., Понкратова Ю.Ю., Сафарова Д.Э., Шипшев
Р.Б., Алексеев А.В**

**ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ
INCONEL 625/WC С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ
УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ 57**

Лубсанов А.Б., Исаев Е.И., Степанов В.А

ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ ZrO_2 И SiC
МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ В
ЖИДКОСТИ И ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ ПОЛУЧЕННЫХ ЧАСТИЦ
С ПОМОЩЬЮ ТЕОРИИ РАССЕЯНИЯ РЭЛЕЯ 58

Коновалов С.В., Панченко И.А., Запольская Е.М., Гостевская А.Н

ИЗУЧЕНИЕ НАПЛАВОЧНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО
СПЛАВА СИСТЕМЫ $CoCrFeMnNi$ 61

Овчаренко А.М.

РОСТ ПУЗЫРЬКОВ ГАЗА В Ni , Cu , W И СТАЛИ 316 В
УСЛОВИЯХ ОТЖИГА: ТЕОРИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ 63

Тыртышный М.Г., Чернов М.Е

ВЛИЯНИЕ СВИНЦОВОГО ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ НА ПАЯННОЕ
СОЕДИНЕНИЕ ДАТЧИКОВ АКТИВНОСТИ КИСЛОРОДА 66

Хомич А.А., Рогожкин С.В., Никитин А.А., Богачев А.А

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ
ДУО СТАЛЕЙ НА ИХ РАДИАЦИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ПРИ
УСКОРЕННЫХ ИСПЫТАНИЯХ 68

Чапайкин А.С., Романов Д.А., Громов В.Е

ПЛАЗМЕННАЯ НАПЛАВКА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ P18
НА СТАЛЬ 30ХГСА: ПЭМ-СТРУКТУРА 69

Шевченко В.Г., Киселев А.И., Попов Н.А., Акашев Л.А

ЭЛЕКТРОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДЕЛЬНЫХ
СПЕКТРОВ
ОПТИЧЕСКОЙ ПРОВОДИМОСТИ АЛЮМИНИЯ И ЕГО
СПЛАВА С ЕВРОПИЕМ 70

Шлярова Ю.А., Шляров В.В., Серебрякова А.А., Загуляев Д.В.
СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО -
ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МОДИФИЦИРОВАННОЙ
ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ AL-15%SI И AL-20%SI ПОСЛЕ
КОМПЛЕКСНОЙ ОБРАБОТКИ

73

Селищев П.А., С.С. Theron

КИНЕТИКА РОСТА СИЛИЦИДА ХРОМА В СЛОЕ ХРОМА НА
КРЕМНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ

76

**Басков П.Б., Глазюк Я.В., Намакшина А.А., Саламаха Б.С.,
Бондаренко С.А., Мушин И.М., Худин А.С., Степанов В.А.**
КОМПОНЕНТНО-СТРУКТУРИРОВАННЫЕ РАДИАТОРНЫЕ
ПОКРЫТИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ
ИОНИЗАЦИОННЫХ КАМЕР

77

**Басков П.Б., Басков С.П., Глазюк Я.В., Бондаренко С.А.,
Клочкова Н.В., Куржонков Р.В., Мушин И.М., Намакшина
А.А., Худин А.С.**

ХИМИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИ
РАЗРАБОТКЕ РАДИАТОРНЫХ НЕЙТРОН-
ДЕТЕКТИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫХ
ДЕТЕКТОРОВ

80

**Бондаренко С.А., Басков П.Б., Глазюк Я.В. Громушкин Д.М.,
Клочкова Н.В., Литвинцева А.С., Меньшиков А.А.,
Намакшина А.А., Петрухин А.А.**

КОНСТРУКТОРСКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИ
РАЗРАБОТКЕ ДЕТЕКТОРА ФОНОВОГО НЕЙТРОННОГО
ПОТОКА НА ОСНОВЕ КОМПОЗИТНЫХ
СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

82

Джуманиязов Х.Ш., Мезенин Е.И ГИДРОТЕРМАЛЬНЫЙ СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В КАЧЕСТВЕ ТЕРМОСТАБИЛИЗАТОРА ПВХ-ПЛАСТИКАТОВ	84
Мезенин Е.И. ОБРАБОТКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДУГОВОЙ ПЛАЗМОЙ ВО ВНЕШНИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	85
В.А.Жуков, А.С.Магрицкий И.В.Авцынова, Г.М.Разина Экспериментальное исследование влияния различных модифицирующих добавок на физико-механические характеристики сферопластика.	87
Лабунский Д.Н., Панченко И.А., Дробышев В.К. ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ 7075 ПОСЛЕ АЗОТИРОВАНИЯ	90
Широбокова А.С., Ипатов А.Г., Харанжевский Е.В. ВЛИЯНИЕ ГРАФИТА ПРИ КОРОТКОИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ЛЕГИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ОКСИДОМ ВИСМУТА НА АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА В УСЛОВИЯХ ГРАНИЧНОГО ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ	93
Д.Е. Чечин, Л.А. Плясункова, П.А. Степанов ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРЫ ПОЛИКАРБОНАТА В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МНОГОСЛОЙНЫХ ИЗДЕЛИЙ АВИАЦИОННОГО ОСТЕКЛЕНИЯ	94

**Степаненко А.А., Степанов П.А., Атрощенко И.Г., Чечин Д.Е.,
Сибэгатуллина Л.С.**

**ТЕРМОСТОЙКИЙ ПОЛИМЕРНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ
МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ФТАЛОНИТРИЛОВОЙ
МАТРИЦЫ**

96

И.Г. Атрощенко, П.А. Степанов, В.В. Антонов, И.И. Ключева
ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК
МОДИФИЦИРОВАННОГО ТЕРМОСТОЙКОГО
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ
АЛЮМОБОРФОСФАТНОГО СВЯЗУЮЩЕГО

97

Маричев Г.В., Попова Ю.А., Степанов В.А

**Определение квантового выхода пластикового сцинтиллятора на
основе полиметилметакрилата с добавлением 1,10-фенантролин
три-(бензоилфенилацетонат) европия под воздействием
рентгеновского излучения**

99

**А.А. Степаненко, В.А. Кулешова, В.В. Кирюшина, П.А.
Степанов**

МЕТОДОЛОГИЯ DMAIC В ОБЕСПЕЧЕНИИ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАДЕЖНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПКМ,
ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ МЕТОДОМ ППД
100

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЮЩИМ РЕЗАНИЕМ

Дегтярева А.Г.

Россия, Москва, МГТУ им. Н. Э. Баумана,

E-mail: dega_70@mail.ru

Технология деформирующего резания (ДР) основана на процессе частичного срезания припуска и целенаправленного пластического деформирования подрезанного поверхностного слоя. Образующаяся при ДР стружка не отделяется полностью от заготовки, сохраняя с ней связь по своей узкой стороне (рис. 1).

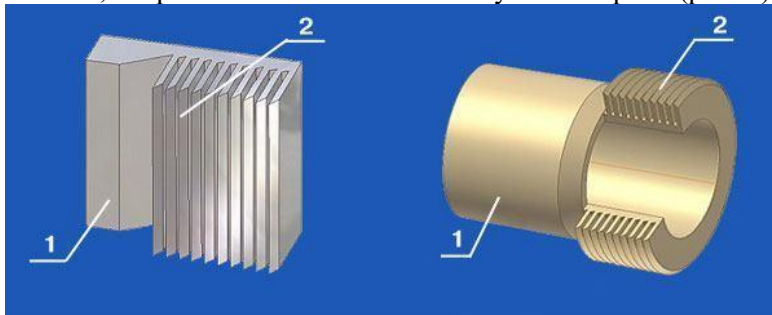


Рис.1. Схема получения макрорельефа поверхности обработкой ДР

1 - основной материал

2 – оребрение (стружка, не отделившаяся полностью от заготовки).

Деформационное упрочнение ДР по сравнению с другими методами поверхностного упрочнения, такими как накатывание, выглаживание, обжим, обдувка дробью и др. имеет ряд преимуществ. Обработка ДР может производиться на той же технологической операции, что и получение обрабатываемой поверхности. Формирование упрочненного макрорельефа (поверхностного слоя в виде наклонных ребер (рис.2)) осуществляется за один проход инструмента. Толщина упрочненного слоя (рис.3) легко прогнозируется, исходя из геометрических параметров инструментов и режимов резания.

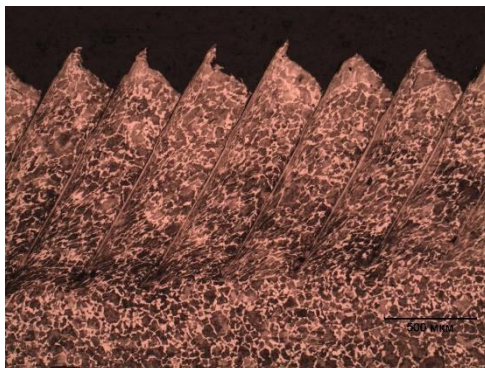


Рис.2. Типичная микроструктура поверхностного слоя (наклонные ребра) после деформационного упрочнения ДР (сталь 40X)

Причем, значения микротвердости по толщине слоя практически не изменяются. Микротвердость поверхностного слоя стали 40X после деформационного упрочнения составляет $\sim 450\text{HV}_{0,1}$, что в 2 раза выше необработанной сердцевины ($220\text{HV}_{0,1}$).

Закалка поверхностного слоя ДР (рис.3) осуществляется за счет целенаправленного использования тепловыделения в зоне резания и механического воздействия режущего инструмента на формируемый макрорельеф, что позволяет нагревать подрезаемые слои металла до температур закалки с одновременным их пластическим деформированием. Микротвердость закаленного поверхностного слоя составляет $650\text{HV}_{0,1}$ (в стали 35) и $750\text{HV}_{0,1}$ (в стали 40X).

Упрочнение поверхностного слоя сталей ДР также возможно за счет получения комбинированной структуры (так называемой «частичной закалки»). Микроструктура «частичной закалки» стали 35 (рис.4) имеет слоистое строение: в наклонных ребрах наблюдаются как закаленные слои с микротвердостью $630\text{HV}_{0,1}$, так и деформированные ($420\text{HV}_{0,1}$).

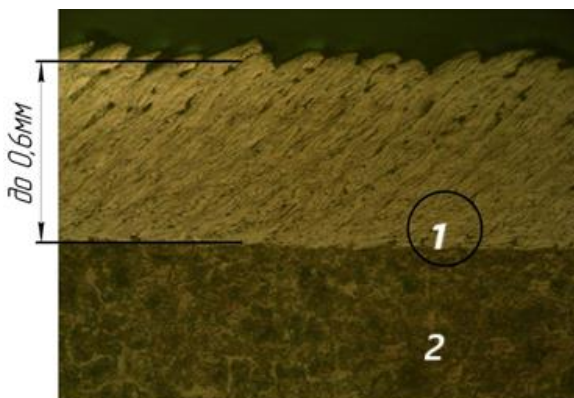


Рис.3. Типичная микроструктура после закалки ДР (сталь 35)
 1 - закаленный поверхностный слой
 2 - необработанная сердцевина

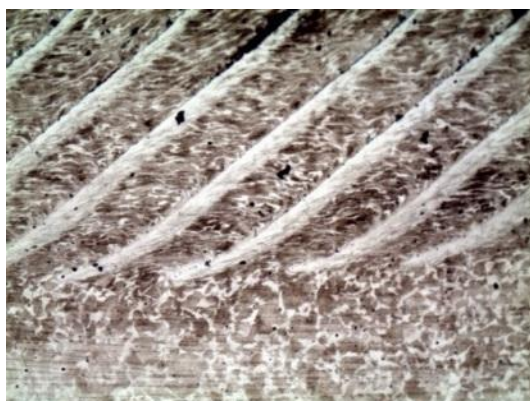


Рис.4 Микроструктура поверхностного слоя после «частичной закалки» ДР
 (сталь 35)

Светлые слои в ребрах - закаленная структура, между ними - области деформированной Ф-П структуры

Таким образом, за счет получения деформированной структуры, закаленной структуры, а также структур комбинированного типа («частичной закалки») происходит упрочнение поверхностного слоя стали ДР.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ФТОРЦИРКОНАТНЫХ СТЕКОЛ ZBLAN В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА И РАСЧЕТ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Лыкова К.Е., Исаев Е.И., Степанов В.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: e.isaev87@gmail.com

Фторцирконатные стекла, такие как ZBLAN (ZrF_4 - BaF_2 - LaF_3 - AlF_3 - NaF), представляют собой специальные оптические материалы, которые обладают уникальными свойствами. Они широко используются в различных областях благодаря своим характеристикам (высокая прозрачность, низкий коэффициент поглощения и т.д.). Данные стёкла активно применяются в лазерах, оптических волокнах и других оптических элементах.

Для получения готовых изделий из таких стекол очень важен температурный интервал, при котором происходит формирование конечного изделия. Фторцирконатные стекла обладают узким температурным интервалом формования (~ 50 °C), в котором проводится, например, вытяжка оптических волокон. Исследование фазовых изменений структуры стекол ZBLAN, особенно при температурах, близких к температуре кристаллизации, является важной задачей.

В данной работе была проведена дифференциальная сканирующая калориметрия компактных образцов фторцирконатных стёкол для различных скоростей нагрева (2, 5, 10 °C/мин). Из полученных термограмм были определены температуры стеклования и кристаллизации.

Для исследования структурных и фазовых изменений в стёклах ZBLAN были проведены изотермический ($t = 1 - 90$ мин, $T = 330$ °C) и изохронный ($T = 350 - 370$ °C, $t = 20$ мин) отжиги, а также рентгенофазовый анализ. Во всех исследуемых образцах была обнаружена фаза $BaZrF_6$, а при выдержке в 90 минут фаза $BaNi(Zr_2F_{11})$. Появление кристаллической фазы наблюдалось в образцах, отожжённых при температуре ниже температуры кристаллизации (рис. 1).

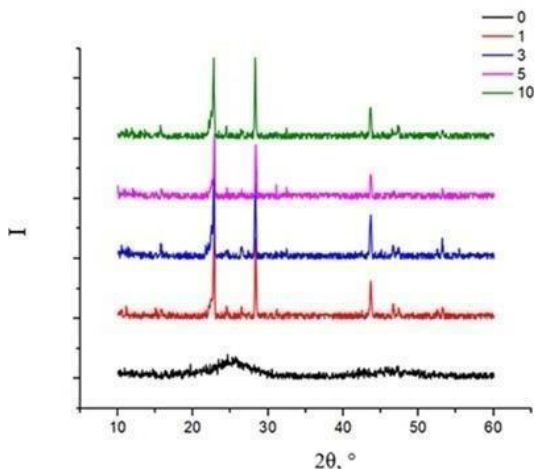


Рисунок 1. – Изменение фазового состава стекла *ZBLAN* после изотермического отжига ($t = 1 - 90$ мин, $T = 330$ °C)

Расчет энергии активации кристаллизации (E_a) проводился по методу Киссинджера. Полученное значение E_a составило 170-180 кДж/моль.

Авторы работы выражают благодарность АО «ВНИИХТ» за предоставленные стекла *ZBLAN*, используемые в работе.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ 7075 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Альжев В.М., Панченко И.А.

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

E-mail: vladimiralzev@gmail.com

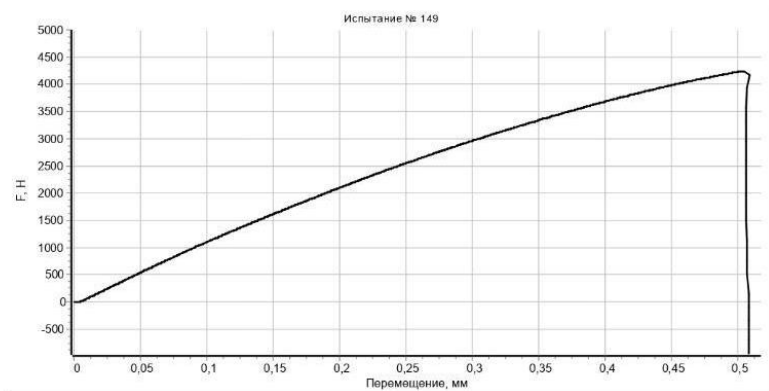
Алюминиевые сплавы востребованы в автомобилестроении, электронике, судостроении и оборонной промышленности благодаря сочетанию прочности, коррозионной стойкости, низкой плотности и технологичности. Сплав 7075 критически важен в авиации и ракетостроении, особенно для несущих конструкций (пилоны крыльев, планеры). Однако, несмотря на широкий спектр

применения, промышленные применения алюминиевых сплавов требуют еще более высокой прочности для удовлетворения своих конкретных требований. Электронно-пучковая обработка (ЭПО) актуальна для алюминиевого сплава 7075, так как позволяет модифицировать его поверхностный слой и микроструктуру, не нарушая базовых свойств материала особенно, для задач, где требуется сочетание легкости, прочности и долговечности, что соответствует требованиям современных высокотехнологичных отраслей [1].

В текущей работе образцы из сплава AA7075 изготавливали в условиях НПП «Сварочные процессы и технологии» с использованием 3D принтера, работающего по технологии моделирования методом послойного наплавления (FDM). Для испытаний на разрыв были получены лопатки с размерами $60 \times 14 \times 4$ мм³ с последующей модификацией поверхности электронно-пучковой обработкой.

Испытания проводились на станке SUBRAMAX PMBC-50 в режиме до разрыва, при скорости движения мотора, в первом случае 10 мм/мин, во втором испытании 0,5 мм/мин, в третьем испытании 0,25 мм/мин. Результаты проведенного испытания, представлены на рисунке 1. Из данных видно, что среднее значение деформации – 1,5 мм, среднее значение максимальной нагрузки – 5562,7 Н, среднее значение относительной деформации составило 6,2 мм, предел прочности составил 132,4 Н/мм².

Сравнивая с результатами работы [2] можно сделать выводы об увеличении прочности на 32% со 100 до 132 МПа, что связано как с локальным нагревом материала, так и поверхностным упрочнением с формированием интерметаллидных фаз $MgZn_2$, повышающих сопротивление к деформации.



Общие результаты по группе испытаний

№	Расчетная длина, мм	Пл. сеч., мм ²	Макс. деформация, мм	Макс. нагрузка, Н	Относительная деформация	Предел прочности, Н/мм ²
1	24	42,00000	2,01800	4080,00000	8,40833	97,14286
2	24	42,00000	1,94500	8372,00000	8,10417	199,33333
3	24	42,00000	0,50300	4236,00000	2,09583	100,85714
Среднее значение			1,5	5562,7	6,2	132,4

Рисунок 1 – Предел прочности образцов после испытания на растяжение

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

Литература

1. Effect of electron beam treatment on the microstructure and mechanical properties of Al 7075 alloy / G. Suresh, D. N. Labunskii, I. A. Panchenko [et al.] //, 11–14 сентября 2023 года, 2023. – P. 212–213.
2. Drobyshev V.K. Panchenko, I.A. Konovalov, S.V.&Labunsky, D.N. (2024). Study of mechanical properties of aa7075 alloy produced by additive method. Polzunovskiyvestnik. (4), 156-160. (InRuss). doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2024.04.023,

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОСТАВА И СВОЙСТВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ М9Ю

Баклушина И.В., Романов Д.А., Громов В.Е.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
E-mail: baklushina@rambler.ru*

Плазменной наплавкой в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой сплава типа М9Ю на стали 30ХГСА сформирован слой толщиной до 10 мм, имеющий поликристаллическую структуру дендритного типа. Показано, что основными фазами наплавленного слоя являются твердый раствор на основе α -железа (88 мас. %) и твердый раствор на основе γ -железа (12 мас. %). Присутствие на рентгенограмме дифракционных максимумов сравнительно низкой интенсивности позволяет предположить формирование в наплавленном слое частиц карбидной фазы. Осуществлены оценки и показано, что сформированный наплавленный слой стали типа М10 может быть отнесен к среднеэнтропийным сплавам. Выполнены расчеты термодинамических и механических (упругие модули) свойств наплавленного слоя на основе модельной быстрорежущей стали близкого состава. Показано, что в температурной области существования α -фазы в наплавленном слое возможно присутствие частиц карбидов типа $M_{23}C_6$, M_3C , M_2C и MC . **Увеличение температуры сопровождается $\alpha \rightarrow \gamma$ полиморфным превращением железа и снижением количества карбидных фаз. Наиболее тугоплавкими являются карбиды типа M_2C и MC .** Выявлено, что увеличение температуры сопровождается размягчением кристаллических решеток α - и γ -железа и монотонным снижением упругих модулей (модуля Юнга и модуля объемного сжатия) данных фаз. Наиболее чувствительным к изменению фазового состава исследуемой стали при нагревании является объемный модуль сжатия.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>».

ОСОБЕННОСТИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА ИОНОВ N⁺

**Воробьев В.Л., Гладышева В.С., Быстров С.Г.,
Аверкиев И.К., Быков П.В., Ульянов А.Л., Баянкин В.Я.**

*Россия, г. Ижевск, Удмуртский федеральный исследовательский
центр Уральского отделения РАН*

E-mail: vasily_1.84@udman.ru

Сплавы титана широко применяются в различных областях техники из-за их высокой прочности, пластичности и низкой биотоксичности. Актуальной является проблема разработки технологий модификации поверхности титановых сплавов для повышения их твердости, износостойкости, коррозионной стойкости и биосовместимости [1, 2]. Одним из широко применяемых методов модификации титановых сплавов является ионно-плазменная обработка их поверхности [3,4], а также облучение потоками ионов N⁺ [5].

В данной работе методами атомно-силовой микроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и рентгеноструктурного анализа исследованы особенности формирования морфологии поверхности, химического и фазового состава поверхностных слоев и атомно-кристаллической структуры при ионно-плазменной обработке сплава Ti-6Al-4V в плазме тлеющего разряда ионов N⁺ без нагрева и с нагревом образцов до температур 300 °С, 500 °С и 700 °С. Время обработки составляло 1 час.

Установлено, что поверхность титанового сплава ВТ6, обработанного в плазме ионов N⁺ с нагревом образцов до 500 °С и 700 °С, состоит из блоков округлой формы (рис.1). Предполагается, что данная морфология поверхности формируется в результате образования в поверхностных слоях образцов нитридов титана Ti₂N и TiN, синтез которых приводит к увеличению параметров шероховатости поверхности Ra и Rz.

Показано, что при азотировании сплава ВТ6 в плазме тлеющего разряда без нагрева и с нагревом образцов до 300 °С наблюдается незначительное (до ~ 15 ат.%) насыщение азотом поверхностных слоев, что обусловлено низкой диффузионной подвижностью

азота при данных температурах и процессами окисления компонентов сплава.

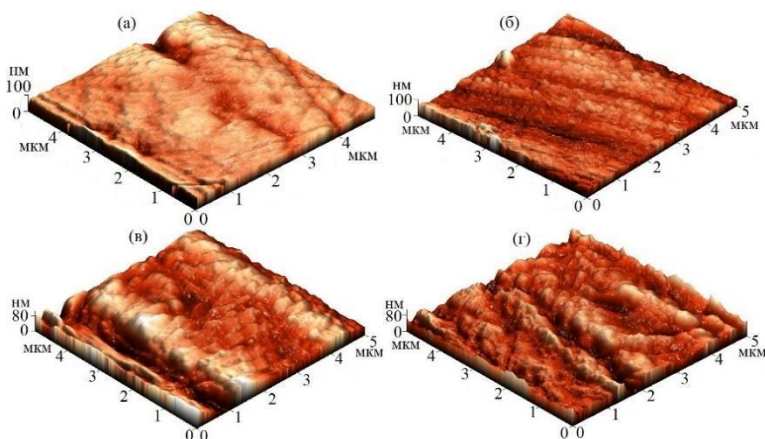


Рис. 1. АСМ изображения морфологии поверхности исследуемых образцов: (а) – исходный образец; (б) – плазма N^+ с нагревом образцов до 300 °С; (в) – плазма N^+ с нагревом образцов до 500 °С; (г) – плазма N^+ с нагревом образцов до 700 °С.

При более высоких температурах азотирования 500 °С и 700 °С происходит насыщение поверхности азотом до концентраций ~ 35 ат.%, сопровождающееся образованием нитридов титана Ti_2N и TiN , что обусловлено преобладающей ролью диффузионных процессов в формировании поверхностных слоев в данных условиях обработки.

Ионно-плазменное азотирование при наибольшей из выбранных температур обработки (700°С) приводит к увеличению микротвердости образцов в 1,7 раза (рис. 2).

На основании проведенных исследований предполагается, что формирование тонких приповерхностных слоев (~ 20 нм) при обработке в плазме азота без нагрева и с нагревом до 300 °С определяется процессами окисления компонентов сплава, а при обработке с нагревом до 500 °С и 700 °С – процессами диффузии азота.

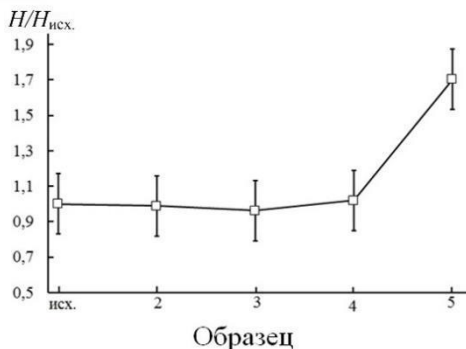


Рис. 2. Относительное изменение микротвердости образцов титанового сплава ВТ6 в результате обработки в плазме ионов N^+ без нагрева (2) и с нагревом образцов до температур 300 °С (3), 500 °С (4) и 700 °С (5).

Проведенные исследования показывают возможность целенаправленной модификации морфологии, механических свойств, химического и фазового состава поверхности и поверхностных слоев сплава ВТ6 путем обработки в плазме ионов N^+ в мягких условиях (при температурах до 700 °С).

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ № 124021900017-1.

Исследования выполнены 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. Bai H., Zhong L., Kang L., Liu J., Zhuang W., Lv Z., Xu Y. A review on wear-resistant coating with high hardness and high toughness on the surface of titanium alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2021. Vol. 882. P. 160645.
2. Liu X., Chu P., Ding C. Surface modification of titanium, titanium alloys, and related materials for biomedical applications // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2004. Vol. 47. P. 49–121.
3. Поболь И.Л., Олешук И.Г., Дробов А.Н., Фун С., Лиин В. Исследование формирования упрочненных слоев на титановых

сплавах методом ионноплазменного азотирования // Вестник Национальной академии наук Белоруссии. Серия физико-технических наук. 2019. Т. 64. №1. С. 25–34.

4. Zhevtun I.G., Gordienko P.S., Yarusova S.B., Silant'ev V.E., Yudakov A.A. Producing a microporous structure on titanium alloys by means of plasma surface treatment // Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2017. Vol. 53. P. 100–104.

5. Vorobyev V.L., Bykov P.V., Bystrov S.G., Kolotov A.A., Bayankin V. Ya. The effect of the chemical activity of the implanted element to metal alloy components on the formation of surface layers under ion irradiation // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2023. Vol. 3. P. 29–43.

**ВЛИЯНИЕ УПРУГИХ ПОЛЕЙ ДИСЛОКАЦИЙ НА
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ РАДИАЦИОННОЙ
МИКРОСТРУКТУРЫ В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ И ВАНАДИИ ПОД
КАСКАДООБРАЗУЮЩИМ ОБЛУЧЕНИЕМ: ОКМК-
МОДЕЛИРОВАНИЕ Д.Н.**

Демидов, А.Б. Сивак

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: Demidov_DN@nrcki.ru

В работе объектным кинетическим методом Монте-Карло (ОКМК) изучены зарождение и эволюция радиационной микроструктуры ОЦК кристаллов железа и ванадия. Рассматривалось два разных типа начальных микроструктур, сформированных из прямолинейных дислокаций в системе скольжения $\langle 111 \rangle \{110\}$:

- бесконечная сетка краевых дислокаций,
- две взаимно ортогональные бесконечные сетки краевых и винтовых дислокаций.

Моделирование выполнено для температур 600 и 900 К, дислокационной плотности $3 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, повреждающих энергий каскадов атомных столкновений $E^d = 1\text{—}50 \text{ кэВ}$ и повреждающих доз до $5 \cdot 10^{-3} \text{ сна}$ (скорость набора повреждающей дозы

10^{-7} сна/с). Также рассмотрен случай генерации отдельных пар Френкеля. Пространственные распределения первичных радиационных дефектов (РД) для ОКМК-расчетов настоящей работы взяты из работы [1], в которой они были получены путем ОКМК-моделирования старения каскадов, рассчитанных методом молекулярной динамики до времени (время старения 5 нс). Влияние упругого поля дислокаций на частоты реализующихся для РД событий учитывается с использованием дипольных тензоров седловых конфигураций РД в рамках анизотропной линейной теории упругости.

Для ускорения расчетов моделирование множества скачков РД в создаваемых дислокациями полевых ловушках [2] заменялось событиями выхода РД из них.

При 600 К упругие поля дислокаций создают пространственные корреляции элементов радиационной микроструктуры: вакансионные кластеры преимущественно формируются и растут в областях сжатия кристаллической решетки (рис 1, *а*), а дислокационные петли в окрестности краевых дислокаций ориентируются параллельно их вектору Бюргерса (рис. 2). Радиационное распухание в Fe в 1,5—2 раза превышает распухание в V из-за различий в преференсе краевых дислокаций в Fe и V. При интенсивном зарождении дислокационных петель, которые рассматривались как нейтральные стоки, общий дислокационный преференс снижается, что снижает максимальную скорость распухания для $E^d = 10\text{—}50$ кэВ в Fe (рис. 1, *б*). Кристаллы, содержащие сетки краевых и винтовых дислокаций, распухают меньше по сравнению с кристаллами, содержащими только сетку краевых дислокаций.

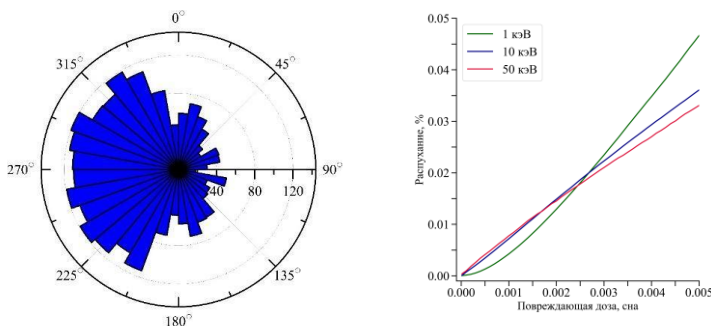


Рис. 1. а) Угловое распределение вакансионных кластеров около краевой дислокации в V (углы отсчитываются от плоскости скольжения дислокации). б) Дозовые зависимости набухания при различных E^d в Fe. $T = 600$ К, дислокационная микроструктура образована краевыми дислокациями

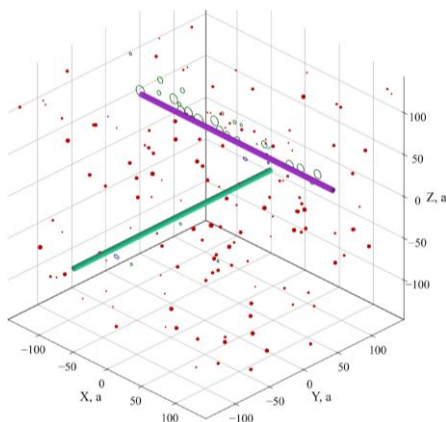


Рис. 2. Пространственные распределения радиационных дефектов в кристалле Fe, содержащем сетки краевых и винтовых дислокаций. $T = 600$ К. $E^d = 1$ кэВ. Повреждающая доза: $5 \cdot 10^{-3}$ сна.

Фиолетовый и светло-зеленый цилиндр — краевая и винтовая дислокации соответственно. Вектор Бюргерса краевой дислокации направлен вдоль оси X. Красные сферы — вакансионные поры, темно-зеленые диски — краевые дислокационные петли с вектором Бюргерса параллельным оси X

При 900 К поры не формируются из-за термической диссоциации их зародышей, а дислокационные петли поглощаются дислокациями до того, как успевают вырасти до значительных размеров.

В случае генерации отдельных пар Френкеля радиационная микроструктура не формируется в исследуемом диапазоне доз и температур.

Литература

1. Демидов Д.Н., Сивак А.Б. Моделирование старения каскадов атомных столкновений в ОЦК Fe и V объектным кинетическим методом Монте-Карло // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез. 2025. Т. 48 (в печати)
2. Демидов Д.Н., Сивак А.Б. Моделирование диффузии радиационных дефектов со смешанным 1D/3D механизмом в упругих полях на примере ОЦК-металлов Fe и V // ФММ. 2025. Т.2 (в печати)

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКИХ КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ШЛИКЕРНЫХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СВЯЗУЮЩИХ

Я.Л. Жуковская, Д.А. Мельников, Д.С. Рюмин,

И.А. Антошина, П.А. Степанов, Р.А. Чирков

АО «ОНПП «Технология», г. Обнинск, Россия

E-mail: info@technologiya.ru

В настоящее время актуальной является проблема разработки материалов для конструкций, эксплуатируемых в условиях высоких температур (более 1000 °С). К таким конструкциям могут быть отнесены, например, внутренние теплозащитные экраны, защитные крышки и люки радиоэлектронной аппаратуры.

Перспективным вариантом является разработка неорганических композиционных материалов на основе модифицированных керамических шликеров, используемых в качестве связующего. В зависимости от условий эксплуатации в качестве армирующего наполнителя для данного типа композиционных материалов могут быть применены кварцевые, кремнеземные, алюмооксидные ткани, маты, жгуты и ровинги.

Были подобраны составы неорганических связующих на основе кварцевого и алюмооксидного шликеров, модифицированных различными добавками. Проведены исследования по определению влияния различных температур термической обработки на структурные и теплофизические характеристики данных связующих, были определены оптимальные режимы и конечные температуры для формования и термообработки композиционных материалов на их основе. Определена предельная термостойкость данных связующих: для модифицированного кварцевого шликера до 1200°C, для модифицированного алюмооксидного шликера до 1600°C.

Целью данной работы является исследование структурных, теплофизических, механических и диэлектрических характеристик керамических композиционных материалов на основе модифицированных керамических шликеров с кварцевой и алюмооксидной стеклотканью в качестве армирующего наполнителя.

Методом вакуумного формования были изготовлены опытные образцы керамокомпозитных материалов на основе кварцевого и алюмооксидного шликера. Проведена термическая обработка, полученных образцов до температуры 1000°C. Было установлено, что микроструктура и структурные характеристики образцов всех составов после отжига изменяются незначительно.

Проведено исследование структурных, диэлектрических, механических и теплофизических характеристик образцов в широком температурном интервале (до 1200°C).

ТЕРМОЦЕМЕНТ НА ОСНОВЕ ФОСФАТА МАГНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

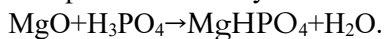
**Ю.Н. Георгиу, И.Ф. Георгиу, М.Н. Кордо, Р.А. Миронов,
И.А. Антошина, М.О. Забейайлов**

*Россия, Обнинск, АО «ОНИП «Технология» им. А.Г. Ромашина»
E-mail: info@technologiya.ru*

Термоцемент на основе фосфата магния используется во многих отраслях промышленности в качестве материала для оперативного ремонта бетонных и керамических конструкций [1,2], захоронения токсичных и ядерных отходов [3], изготовления биосовместимых

костных имплантов, а также 3D-печати [4]. Термоцемент на основе фосфата магния обладает такими свойствами как быстрое схватывание и затвердевание, хорошая прочность на сжатие (до 40 МПа), высокая прочность сцепления к бетону и керамике, низкая усадка, огнестойкость и низкий ТКЛР [5]. Благодаря своим свойствам этот материал может быть применен для герметизации отверстий, пазов для трассировки проводов, при фиксации термоэлектродов (термопар) для последующей работы в зоне высоких температур.

Фосфат магния получали по следующей химической реакции:



В качестве наполнителя для термоцемента использовали силикат циркония. Для этого полученный фосфат магния добавляли к силикату циркония и перемешивали в ступке до однородной консистенции. Дополнительно, для стабилизации свойств компонентов, добавляли оксид магния и оксид кремния. Для изготовления термоцемента полученный однородный порошок смешивали с дистиллированной водой и оставляли сушиться на воздухе в течение 24 часов.

Фазовые превращения полученного термоцемента исследовали с помощью рентгенофазового и синхронного термического анализов. Микроструктуру материала оценивали с помощью растровой электронной микроскопии.

Оценку эффективности применения термоцемента в качестве фиксатора высокотемпературных термопар проводили на керамических образцах реакционносвязанного нитрида кремния. На поверхности керамических образцов закрепляли металлические термопары с помощью полученного термоцемента, а также с помощью термоцемента DKS-8, американского производства (рис. 1, а). Затем образцы подвергали нагреву до температуры 1200 °С со скоростью 5 °С/мин. Результаты испытания представлены на рис. 1, б. Видно, что термопара, которая была зафиксирована с помощью полученного в данной работе термоцемента, после нагрева осталась прикрепленной к керамическому образцу в отличие от термопары, которая была зафиксирована при помощи импортного термоцемента.

Следует отметить, что значительное влияние на результат фиксации оказывает соотношение исходного порошка и дистиллированной воды. Так, при недостатке воды, зафиксировать термопару не удалось (рис. 1, б)

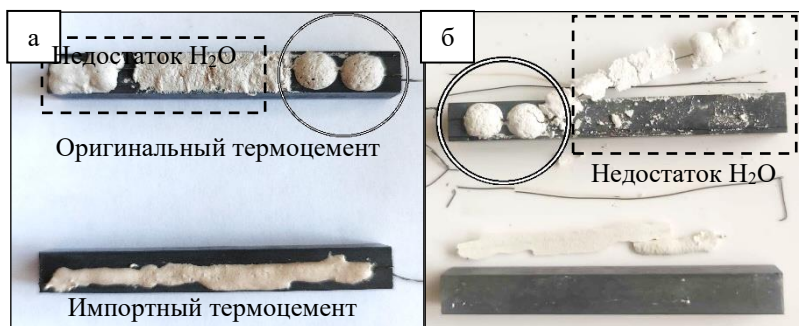


Рисунок 1 – Термопары, зафиксированные на термоцемент до (а) и после (б) высокотемпературного нагрева.

Таким образом, термоцемент на основе фосфата магния оригинального производства сохраняет свои физико-механические характеристики при нагреве до 1200 °С и может применяться в качестве фиксатора высокотемпературных термопар и для других высокотемпературных применений.

Литература

1. N. Liu, B. Chen / Experimental research on magnesium phosphate cements containing alumina // Constr. Build. Mater. 121, 2016 – p. 354-360.
2. X. Lu, B. Chen / Experimental study of magnesium phosphate cements modified by metakaolin // Constr. Build. Mater. 123, 2016 – p. 719-726.
3. I. Buj, J. Torras, D. Casellas, M. Rovira, J. de Pablo / Effect of heavy metals and water content on the strength of magnesium phosphate cements // J. Hazard. Mater. 170, 2009 – p. 345-350.
4. Zuev D.M., Klimashina E.S., Kikuchi M., Oshima Sh, Labuta J., Putlyaev V.I., Evdokimov P.V., Filippov Ya Yu, Safronova T.V. / Mixed Ca₂⁺/Na⁺(Mg₂⁺) polyphosphates for polymer matrix filling and

their solubility // Conference Series: Materials Science and Engineering, V. 447, 2018 – p. 1-4.

5. M. Aminul Hague, Bing Chen / Research progresses on magnesium phosphate cement // A review article Construction and Building Materials 21, 2019 – p. 885-898.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВА АА7075

Панченко И.А., Черепанова Г.И., Лабунский Д.Н.

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

E-mail: cherepanova25@mail.ru

В настоящей работе рассматривается эволюция наноразмерных частиц в алюминиевом сплаве АА7075, что способствует улучшению механических свойств материала. Исследование подтверждает значимость аддитивного производства для достижения высокой производительности и соблюдения механических стандартов для алюминиевых сплавов. Особое внимание уделяется структурно-фазовому состоянию материалов, что открывает новые горизонты для разработки современных технологий наплавки алюминиевых сплавов.

Твердотельное аддитивное производство признается перспективным технологическим подходом для создания сплавов сложной конфигурации, востребованных в аэрокосмической отрасли. Изготовление деталей аддитивным методом на основе алюминиевых сплавов обеспечивает высокую производительность [1].

В НПЦ «Сварочные процессы и технологии» был изготовлен образец из алюминиевого сплава марки АА7075 с использованием 3D-печати.

Наплавку осуществляли согласно десяти режимам обработки, при которых общий расход защитного газа аргона составлял приблизительно 10 л/мин, а скорость наплавления – 100 мл/мин [2]. Последующую обработку образца, полученного по режиму 5, проводили на электроэрозионном станке струйного типа для проведения дальнейших исследований. Структура и элементный

состав исследуемого образца были изучены с использованием метода сканирующей электронной микроскопии.

Для анализа микроструктуры средней области были сделаны изображения с использованием оптической и электронной микроскопии (рис. 1).

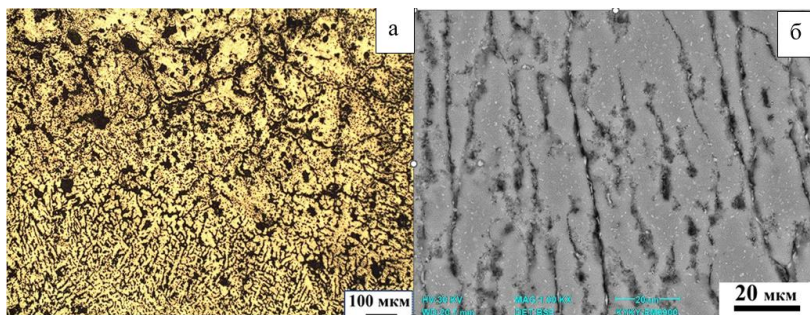


Рис. 1. Оптическое (а) и электронно-микроскопическое (б) изображения средней области AA7075

Вблизи промежуточной области наблюдается столбчатая структура зерен, что обусловлено пониженным тепловыделением в рассматриваемой зоне. При послойном формировании детали вблизи межслоевых границ попеременно образуются зерна столбчатой и равноосной структур. Средние размеры, которых составляют приблизительно 15,5 мкм. Зафиксирована благоприятная морфология зерен с незначительным уровнем пористости. Границы зерен, сформировавшихся в наплавленном слое, отчетливо выражены.

Результат химического анализа исследуемой области сплава марки AA7075 следующий: 0,2 % Fe; 0,6 % Mn; 0,80 % Cu; 3,10 % Mg; 0,2 % Cr; 3,3 % Zn; 0,1 % Ti; остальное Al.

В ходе исследования образцов сплава марки AA7075 методом рентгеноструктурного анализа были идентифицированы образующиеся фазы. Установлено, что доминирующими фазами в структуре материала являются алюминий, интерметаллиды алюминия Al_3Fe и Al_2Mn .

Результаты показывают, что выбранный режим наплавки обеспечивает наилучшие показатели качества и стабильности процесса. Материал характеризуется плотной структурой, в которой отсутствуют видимые трещины, а также демонстрирует пониженный уровень пористости. В ходе послойного анализа микроструктуры было выявлено присутствие упрочняющих фаз, преимущественно состоящих из магния и цинка ($MgZn_2$). Исследуемые фазы равномерно распределены по всему объему исследуемого сплава. Наличие таких фаз позволит повысить стойкость материала к образованию трещин при испытаниях на растяжение и усталость. Проведенное исследование демонстрирует перспективность использования режима наплавки 5 для производства качественных наплавочных материалов, что может оказать положительное влияние на развитие аддитивных технологий в металлургической отрасли.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

Литература

1. Effect of heat treatment on the mechanical properties of the aluminium alloys AA2024 with nanoparticles Mahan, H.M., Konovalov, S.V., Panchenko, I. // International Journal of Applied Science and Engineering. 2023. 20(2). P. 1-6.
2. Study of influence of additive wire-arc manufacturing modes on microstructure of AA7075 alloy / I. A. Panchenko, D. A. Bessonov, S. V. Konovalov, D. N. Labunsky // Non-Ferrous Metals. – 2024. – No. 2. – P. 84-89. – DOI 10.17580/nfm.2024.02.13.

**СМАЧИВАЕМОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО
МОДИФИЦИРОВАННОЙ ZTA-КЕРАМИКИ ПРИПОЯМИ
СИСТЕМЫ Ti-Zr, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПАЯНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ НА ИХ ОСНОВЕ**

**Клюшин И.И., Федотов И. В., Иванников А. А.,
Терехова С. М., Севрюков О. Н.**

*Россия, Москва, Национальный исследовательский ядерный
университет «МИФИ»
E-mail: i348hob2@yandex.ru*

В современном производстве имплантатов активно применяются титановые сплавы и керамические материалы на основе оксидов алюминия и циркония. Для создания высоконадежных протезов необходимо конструировать биосовместимые неразъемные соединения. Одним из наиболее распространенных и эффективных методов получения таких соединений типа «керамика/металл» является активная пайка.

Титан, цирконий и кобальт относятся к нетоксичным элементам и уже используются в качестве основы для металлических головок эндопротезов тазобедренного сустава. Перспективными для медицинского применения считаются сплавы систем Ti-Cu и Ti-Ni. Широко известны припои на основе системы Ti-Cu-Ni, а технология быстрой закалки расплава позволяет превращать хрупкие кристаллические заготовки в пластичные аморфные ленты, удобные для пайки. В то же время припои тройной системы Ti-Zr-Co изучены недостаточно и применяются редко. Кобальт имеет схожую с никелем структуру и полностью растворяется в нем. Его влияние в титановых припоях аналогично действию меди и никеля. Согласно литературным данным, небольшие добавки кобальта улучшают характеристики припоев и паяных соединений, измельчают структуру и повышают прочность шва без существенного снижения пластичности [1,2].

Припои систем Ti-Zr-Cu-Ni и Ti-Zr-Co ранее не применялись для создания биосовместимых паяных соединений. Цель данной работы — подбор оптимального состава быстрозакаленных припоев Ti-Zr-Cu-Ni и Ti-Zr-Co, а также соединение алюмооксидной керамики с титаном методом высокотемпературной пайки.

В ходе исследования были разработаны припойные сплавы составов Ti-12Zr-24Cu-12Ni и Zr-30Ti-20Co (мас. %). Дифференциальный термический анализ показал, что интервал плавления сплава Ti-12Zr-24Cu-12Ni составляет 830–900 °С, а сплава Zr-30Ti-20Co — 860–900 °С. Углы контакта расплавов этих припоев с подложкой из ZTA-керамики при 1000 °С составили 63° и 78° соответственно. При растекании по титану углы смачивания уменьшились до 30° и 33° для Ti-12Zr-24Cu-12Ni и Zr-30Ti-20Co. Для улучшения смачиваемости на поверхность керамики наносили рельеф и слой гидрида титана. Наличие

гидрида титана значительно снизило контактный угол: для Ti-12Zr-24Cu-12Ni он приблизился к 0° , а для Zr-30Ti-20Co составил 28° на подложке с насечками и 23° на гладкой поверхности. Однако само нанесение рельефа ухудшило смачиваемость, увеличив угол до 120° при 1000°C для обоих сплавов.

Микроструктура паяного соединения ZTA/Zr-30Ti-20Co/Ti (мас. %) различается в зависимости от конфигурации шва. В соединении с насечками наблюдается больше интерметаллида $(\text{Ti}, \text{Zr})_2\text{Co}$ из-за замедленной диффузии кобальта в титан. Коррозионные испытания выявили питтинговую коррозию отдельных структурных элементов соединения. В растворе обнаружилось повышенное содержание ионов кобальта по сравнению с исходным, что указывает на растворение кобальтсодержащих фаз. При этом в плоском образце выделение ионов кобальта было на порядок ниже ($0,22\text{ мкг/л}$), чем в образце с насечками ($2,1\text{ мкг/л}$). Концентрации ионов титана и циркония не превышали 2 мкг/л . Все полученные значения значительно ниже предельно допустимых концентраций (ПДК), составляющих 54 мкг/л для титана, 11 мкг/л для циркония и 40 мкг/л для кобальта [3].

Микроструктура соединения ZTA/Ti-24Cu-12Ni-12Zr/Ti (мас. %) содержит хрупкий слой оксида титана, образовавшийся на границе с керамикой из-за длительной выдержки при пайке. Шов состоит из эвтектики интерметаллида и эвтектоида, сформировавшегося из $\beta\text{-Ti}$. Коррозионные повреждения локализованы в областях с эвтектоидной структурой. Увеличение температуры пайки или времени выдержки для усиления диффузии легирующих элементов может привести к образованию толстого хрупкого реакционного слоя, снижающего прочность соединения. Таким образом, выбор режима пайки требует баланса между параметрами для достижения оптимальных характеристик.

Исследование проводилось за счет гранта, полученного от Российского Научного Фонда № 24-29-00720, <https://rscf.ru/project/24-29-00720/>

Литература

1. Chang C.T. et al. Infrared brazing of high-strength titanium alloys by Ti-15Cu-15Ni and Ti-15Cu-25Ni filler foils // Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – Vol. 420. – № 1. – P. 155–164.
2. Cao X. et al. A high-strength vacuum brazed TC4/316L joint with a Ti–Zr-based amorphous ribbon as the filler metal // Vacuum. Pergamon. – 2021. – Vol. 187. – 8 pp.
3. Л.В. Морозова, Химические элементы в организме человека: справочные материалы, Поморский государственный университет им. Ломоносова, 2001 г.

**РОЛЬ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В МИГРАЦИИ
ИМПЛАНТИРУЕМЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ИОННОМ
ОБЛУЧЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**
Баянкин В.Я.¹⁾, Колотов А.А.¹⁾, Дроздов А.Ю.¹⁾, Тетельбаум
Д.И.²⁾

*1) Россия, г. Ижевск, Федеральное государственное
бюджетное учреждение науки «Удмуртский федеральный
исследовательский центр Уральского отделения Российской
академии наук» (УдмФИЦ УрО РАН)
E-mail: less@udman.ru*

*2) Россия, г. Нижний Новгород, Федеральное государственное
автономное образовательное учреждение высшего образования
"Национальный исследовательский Нижегородский
государственный университет им. Н.И. Лобачевского" (ННГУ),
E-mail: tetelbaum@phys.unn.ru*

В работе приведены результаты серии экспериментов по исследованию процессов взаимодействия заряженных частиц (ионов) с металлическими материалами. Стоит отметить, что большинство подобных работ, относится к исследованию систем, находящихся в равновесном (или квазиравновесном) состоянии. Целью исследования в наших экспериментах ставилось сравнительные исследования облученных образцов находящихся изначально в неравновесном состоянии (прокатанном). В процессе облучения, в первую очередь, изменяется состав и структура поверхностных слоев, непосредственно взаимодействующих с потоком падающих ионов. Актуальность данных исследований диктуется необходимостью развития научных основ

определяющих понимание условий и способов формирования химического и структурно-фазового состояния материалов в неравновесных условиях ионного облучения, и развития на этой основе существующих, а также разработку новых технологий направленной модификации поверхности с целью достижения необходимых физико-химических и механических свойств. С точки зрения эффективности, метод ионной имплантации (ИИ) является перспективным современным способом модификации поверхности, т.к. дает практически неограниченные возможности энергетического воздействия на материал. Несмотря на кажущуюся, на первый взгляд, незначительную глубину проникновения имплантируемых ионов, толщина модифицированного слоя (изменение структуры, состава, свойств) существенно превышает глубину пробега ионов в материале (эффект дальнего действия).

Проведен ряд исследований, который позволил выделить несколько факторов, определяющих процессы при ионной имплантации:

- упруго напряженное состояние материала
- структура материала
- химический состав поверхности

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. 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 атом, является наличие сильноразвитой дефектной структуры. Сравнительный анализ отожженных образцов показывает, что дефектная структура является движущей силой миграции атомов под действием ионного облучения, но не является достаточным условием.

Предполагается, что при взаимодействии иона с матрицей, в области движения иона, возникает область локального перегрева, температура в которой может достигать нескольких тысяч

градусов. Такие существенные перегревы могут приводить к целому ряду процессов, таких как: образование дефектных областей, возникновение значительных полей механических напряжений, развитие пластической деформации в областях напряжения и, как следствие, протекание ускоренных диффузионных процессов, химических и структурных преобразований. Небольшая область радиационного воздействия (приповерхностный слой соизмеримый с глубиной пробега ионов), а также высокая скорость диссипации энергии ($\sim 10^{-12}$ с), вызывает в приповерхностной области генерацию напряжений в твердой матрице и формирование ударных волн. Формирование волнового фронта и его распространение является движущей силой протекающих процессов компонентного перемешивания и структурно-фазовых превращений

Из данных рентгеноструктурного анализа (РСА) видно, что по мере облучения изменяется угловое положение максимума аморфной фазы и уменьшается его полуширина по сравнению с исходным образцом. Это свидетельствует о протекании релаксационных процессов в аморфной фазе, предшествующих ее кристаллизации под влиянием воздействий. Изменение структурно фазового состояния сопровождается так же диффузионными процессами в облучаемом материале. При этом отмечено, что характер распределения компонентов на облученной стороне и стороне обратной облучению указывает на волновую природу движущей силы, а именно выход упругих волн к поверхности. 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.

Таким образом, результаты проведенной работы указывают, что основным механизмом диффузии в металлических материалах является миграция атомов по границам зерен. Движущей силой

диффузионных процессов является процесс распространение упругих волн.

ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ГИБРИДНОГО ПЕРОВСКИТА $\text{HC}(\text{NH}_2)_2\text{SnI}_3$

Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н.

Россия, Кемерово,

Кемеровский государственный университет

E-mail: dkorabelnikov@yandex.ru

Гибридные (органонеорганические) перовскиты в последнее время вызывают большой и растущий интерес, обусловленный их потенциальным применением в качестве фотовольтаических материалов [1-3]. Эффективность преобразования энергии солнечных батарей на основе гибридных галогенидных перовскитов достаточно велика, чтобы конкурировать с тонкопленочными и поликристаллическими кремниевыми устройствами.

Влияние давления на структурные параметры и ширину запрещенных зон (E_g) различных фаз фотовольтаического гибридного галогенидного перовскита $\text{HC}(\text{NH}_2)_2\text{SnI}_3$ изучено на основе теории функционала плотности с учетом дисперсионного взаимодействия Ван-дер-Ваальса. Первопринципные расчеты выполнены с помощью программы CRYSTAL [4]. Показано, что наименьшая сжимаемость $\text{HC}(\text{NH}_2)_2\text{SnI}_3$ имеет место вдоль связей C-H тетрагональной и орторомбической фазы. Кубическая фаза является более сжимаемой, чем тетрагональная и орторомбическая. На основе топологического анализа электронной плотности установлена частично ковалентная природа связей Sn-I и вычислены их энергии. С ростом давления электронная плотность и энергии для Sn-I связей возрастают. Ширина запрещенной зоны тетрагональной фазы меньше, чем для орторомбической и кубической. С ростом давления E_g значительно уменьшается (рис. 1) и достигает значений оптимальных для максимальной эффективности преобразования энергии солнечных батарей (пределы Шокли-Квиссера и Руле) при давлениях меньших 2 ГПа [5].

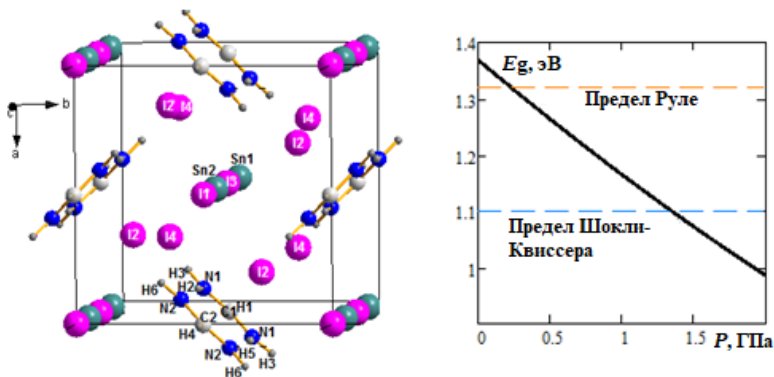


Рис. 1. Вычисленная барическая зависимость ширины запрещенной зоны E_g для тетрагональной фазы гибридного перовскита $\text{HC}(\text{NH}_2)_2\text{SnI}_3$ [5].

Так, пределы Шокли-Квиссера и Руле достигаются при давлениях 0.25 ГПа и 1.35 ГПа (тетрагональная фаза), 0.65 ГПа и 1.7 ГПа (орторомбическая фаза), 0.25 ГПа и 1.05 ГПа (кубическая фаза), соответственно [5]. Барические зависимости указывают на возможность металлизации $\text{HC}(\text{NH}_2)_2\text{SnI}_3$ при давлениях $\sim 5\text{--}7$ ГПа.

Литература

1. M. Wang, W. Wang, B. Ma, W. Shen, L. Liu, K. Cao, S. Chen, W. Huang // Nano-Micro Lett. (2021) V.13, P. 62.
2. P. Tonui, S.O. Oseni, J. Sharma, Q. Yan, G.T. Mola // Renew. and Sustain. Ener. Rev. (2018) V.91, P.1025.
3. G. Liu, L. Kong, W. Yang, H. Mao // Materials Today (2019) V. 27, P.91-106.
4. R. Dovesi, R. Orlando, B. Civalleri, C. Roetti, V. R. Saunders, C. M. Zicovich-Wilson // Z. Kristallogr. (2005) V. 220, P.571-573.
5. D.V. Korabel'nikov, Yu.N. Zhuravlev // Mater. Sci. Eng.: B. (2023) V. 293, P. 116468.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ В ШИХТЕ УГЛЕФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ НА ИЗНОСОСТОЙКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Панченко И.А., Ломиворотов Н.П., Черепанова Г.И.

Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный

индустриальный университет

E-mail: lomivorotov_np@sibsiu.ru

Получение высокой твердости и износостойкости наплавляемого металла является важной задачей в области машиностроения.

Для улучшения технологических характеристик наплавленных покрытий были изготовлены три варианта образцов на основе шихты для изготовления проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ, смешанной с пылью от газоочистки алюминиевого производства (содержание М углефторсодержащего материала составило 5, 3 и 1 %) [1, 2]. Химический состав пыли следующий: 3,27 Fe₂O₃; 0,07 MnO; 1,50 CaO; 2,48 SiO₂; 24,60 Al₂O₃; 0,27 MgO; 10,56 Na₂O; 27,06 F; 27,76 C; 4,76 S; 0,11. Проволоку изготавливали методом протяжки стальной ленты марки 08Ю с одновременным заполнением шихтовыми материалами.

Результаты исследования микротвердости (HV), нанотвердости (Н, ГПа) и испытания на износостойкость (Δn , г/об) представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты исследования микротвердости и износостойкости наплавленных образцов.

Образец	М, %	HV	Н, ГПа	Δn , г/об
1	5	600 – 731	$5,43 \pm 1,44$	$1,17 \cdot 10^{-5}$
2	3	573 – 697	$3,21 \pm 0,64$	$2,09 \cdot 10^{-5}$
3	1	547 – 605	$3,55 \pm 0,50$	$1,97 \cdot 10^{-5}$

Полученные данные по микротвердости, нанотвердости и износостойкости указывают на надежные эксплуатационные характеристики, которые необходимы для узлов и деталей тяжелонагруженных агрегатов и машин.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской

Федерации № 075-00087-2401.

Литература

1. Основы создания углеродсодержащих сварочных и наплавочных материалов: монография / Р. Е. Крюков, Н. А. Козырев // Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2019. – 359с.
2. Изучение влияния введения в состав порошковой проволоки марки 35В9ХЗСФ углеродфторсодержащей добавки / Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков, А. Р. Михно [и др.] // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2019. – № 4(30). – С. 16-20.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И НАНОТВЕРДОСТИ СЛОЯ, НАПЛАВЛЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ 35ВХЗСФ С ДОБАВЛЕНИЕМ В НЕЕ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩЕЙ ДОБАВКИ

Мажарин А.В., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В.

*Россия, г. Новокузнецк, ФГБОУ ВО «Сибирский государственный
индустриальный университет»*

E-mail: mazharin_av@sibsiu.ru

Прокатные валки являются ключевым элементом оборудования металлургических предприятий, от их состояния напрямую зависят эффективность прокатного процесса, качество и себестоимость продукции. В условиях интенсивных термомеханических нагрузок и циклического нагружения особенно актуален вопрос надежности восстановительных операций. Одним из эффективных методов является электродуговая наплавка с использованием порошковых проволок. Однако существующие составы не лишены недостатков, что требует дальнейшей оптимизации шихты и технологий наплавки. Использование углеродфторсодержащих добавок качество наплавленного металла для эксплуатации при высоких нагрузках [1-3].

Цель настоящего исследования: изучение процессов формирования упрочнённого слоя при наплавке порошковыми проволоками, в том числе с добавками на основе пыли газоочистки и углеродфторсодержащих компонентов.

Для достижения данной цели были выполнены следующие задачи:

1. Изготовлена порошковая проволока, состоящая из смеси шихты проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ и углеродфторсодержащей добавки в процентном соотношении 95 к 5 соответственно;
2. Путем наплавки изготовлен образец для исследования;
3. Проведен химический анализ наплавленного слоя и выполнены измерения его нанотвердости и модуля Юнга.

Микроструктура наплавленного слоя представлена на рисунке 1.

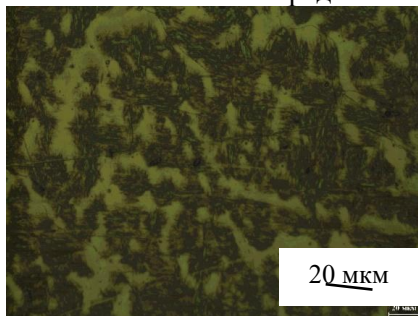


Рисунок 1 – Микроструктура наплавленного слоя

Из полученного снимка можно увидеть, что в наплавленном слое присутствуют участки крупно-игольчатого мартенсита, а также прослойки карбидных эвтектик на границах зерен. В целом структура наплавленного слоя имеет такое же строение, как и покрытия, получаемые проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ.

В таблице 1 указан суммарный спектр карты образца.

Таблица 1 – Суммарный спектр карты.

Элемент	Вес, %	Атом., %
Fe	86,59	86,73
W	7,11	2,16
Cr	2,44	2,63
O	1,62	5,68
Mn	1,02	1,04
Si	0,63	1,25
Cu	0,58	0,51
Всего	100,00	100,00

Как видно из таблицы легирующие элементы, находящиеся в составе порошковой проволоки, усвоились. Наплавленный слой состоит из железа, вольфрама, хрома, кислорода, марганца, кремния и меди.

Следующим этапом было проведение анализа на нанотвердость и модуль Юнга. Результаты приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Средние значения нанотвердости и модуля Юнга

Глубина погружения индентора, мН	Нанотвердость Н, ГПа	Модуль Юнга Е, ГПа
250,000	5,43±1,44	142,99±13,09

Результаты проведённых исследований подтвердили эффективность формирования покрытий с высокой твёрдостью, способствующих повышению ресурса работы узлов и деталей, работающих в условиях интенсивных нагрузок.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Литература

1. Effect of Carbon and Fluorine Added to Silicomanganese Slag Fluxes / R. E. Kryukov, N. A. Kozyrev, A. R. Mikhno [et al.] // Steel in Translation. – 2020. – Vol. 50, No. 1. – P. 11-15. – DOI 10.3103/S0967091220010064.
2. Патент № 2756550 С1 Российская Федерация, МПК В23К 35/368. Порошковая проволока : № 2021103616 : заявл. 12.02.2021 : опубл. 01.10.2021 / А. Б. Юрьев, Н. А. Козырев, А. Р. Михно [и др.] ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Сибирский государственный индустриальный университет", ФГБОУ ВО "СибГИУ"
3. Akhter R., Zhou Z., Xie Z., Munroe P. Enhancing the adhesion strength and wear resistance of nanostructured NiCrN coatings // Applied Surface Science. 2021. Vol. 541. Article 148533. DOI: 10.1016/j.apsusc.2020.148533.

РАЗРАБОТКА ВЗАИМОДОПОЛНЯЮЩИХ НЕЙРОСЕТЕВЫХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СОСТАВА СПЛАВОВ И ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Панченко И. А., Панова В. С., Кузнецова В. А., Коновалов С. В.

*Россия, Новокузнецк, ФГБОУ «Сибирский государственный
индустриальный университет»
E-mail: panova_vs@sibsiu.ru*

Одним из самых перспективных инструментов, которые вошли в набор инструментов материаловедения в последние годы, является машинное обучение [1]. В современных материаловедческих исследованиях особую важность приобретают методы, позволяющие не только предсказывать свойства сплавов по их составу, но и решать обратную задачу — определять оптимальный состав для достижения заданных характеристик [2]. Представленные в работе нейросетевые модели образуют комплексное решение: первая прогнозирует состав сплава на основе требуемого механического свойства, такого как микротвердость, модуль упругости, предел прочности на растяжение или предел текучести, вторая рассчитывает свойства материала по его химическому составу. Такой симбиоз методов открывает новые возможности для ускоренного проектирования материалов с целевыми параметрами

Обе модели построены на принципах глубокого обучения и используют обширные экспериментальные данные для тренировки. Прямая модель, предсказывающая свойства по составу, основана на регрессионном анализе с учётом сложных нелинейных зависимостей между компонентами сплава и его характеристиками. Обратная модель реализует детерминированный подход, выдавая единственный оптимальный состав сплава для заданных целевых свойств, что упрощает принятие решений при разработке новых материалов.

Для обеспечения согласованности результатов обе модели обучались на едином наборе данных, что позволило минимизировать системные погрешности. Процедура валидации включала тестирование на независимой выборке и контроль физической достоверности результатов, например, исключение

химически невозможных комбинаций или отрицательных концентраций компонентов.

Предложенный подход может позволить существенно ускорить процесс разработки новых сплавов, позволяя быстро определять перспективные составы для конкретных инженерных задач, таких как создание материалов для аэрокосмической отрасли. Возможность взаимной проверки результатов с помощью двух моделей повышает надёжность прогнозов. Последовательное применение моделей создаёт основу для итеративного процесса оптимизации, когда исследователь может постепенно уточнять параметры, например, находить состав с максимальной твёрдостью при заданном модуле упругости.

Разработанный дуальный подход наглядно демонстрирует потенциал интеграции методов машинного обучения в материаловедение, особенно в задачах, где традиционные подходы требуют значительных временных и материальных затрат. Перспективы развития системы связаны с расширением обучающей выборки и внедрением механизмов объяснимого искусственного интеллекта для повышения интерпретируемости получаемых результатов.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Литература

1. Schmidt J., Marques M.R.G., Botti S., Marques M.A.L. Recent advances and applications of machine learning in solid-state materials science // npj Computational Materials. 2019. Vol. 5. Art. No. 83. DOI: 10.1038/s41524-019-0221-0.
2. Hu M., Tan Q., Knibbe R., Xu M., Jiang B., Wang S., Li X., Zhang M.-X. Recent applications of machine learning in alloy design: A review // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2023. Vol. 155. P. 100746. DOI: 10.1016/j.mser.2023.100746.

**СТРУКТУРНЫЕ ОСНОВЫ МОДИФИЦИРОВАНИЯ
АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ АМОРФНО-
НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ**

Пермякова И.Е., Дюжева-Мальцева Е.В.

Россия, Москва, Институт металлургии и материаловедения им.

А.А. Байкова РАН

E-mail: inga_perm@mail.ru

Нынешние реалии развития техники диктуют сложные инженерные применения и возрастающий спрос на инновационные материалы с необычным сочетанием конструкционных и функциональных свойств. Ключом к новым характеристикам (в том числе к компромиссному балансу прочности и пластичности) является формирование необычных структурных состояний, в частности аморфно-нанокристаллических, с помощью экстремальных воздействий на твердое тело. В работе рассмотрены фундаментальные методологические подходы к созданию различных типов аморфно-нанокристаллических композитов (АНК) на базе многокомпонентных быстрозакаленных лент аморфных сплавов. Обсуждаются особенности их структурно-фазовых превращений и отклик физико-механических свойств при различных технологиях модификации: 1) отжиг при заданных температурно-временных диапазонах; 2) короткоимпульсное облучение УФ эксимерным KrF лазером; 3) кручение под высоким давлением в камере Бриджмена при варьировании степени интенсивной пластической деформации; 4) введение в аморфную матрицу энергии ультразвуковых колебаний с частотой ≥ 20 кГц.

В полученных композитах, сочетающих аморфную и нанокристаллическую составляющую, изучены механизмы пластической деформации, магнитное поведение, явления упрочнения и пластификации. Рассмотрены перспективы практического использования таких АНК, а также предложенных режимов их обработок.

Работа выполнена в рамках Государственного задания № 075-00319-25-00.

ИМИТАЦИОННОЕ ОБЛУЧЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА УСКОРИТЕЛЕ ИОНОВ

Печенкин В.А., Гусев Н.В., Фоломеев В.И., Гремячкин Д.Е.

Россия, Обнинск, АО «ГНЦ РФ – ФЭИ»

E-mail: vap@ippe.ru

Рассмотрены проблемы выбора радиационно-стойких конструкционных материалов (КМ) на основе результатов реакторного и ускорительного облучения. Проведены расчеты скоростей наработки гелия и водорода в различных КМ при облучении в действующих и проектируемых быстрых реакторах, для их учета при циклическом последовательном ускорительном облучении КМ ионами металла, He и H.

Разработаны методы и проведены расчеты распределения повреждающей дозы и концентрации имплантированных ионов металла, He и H по глубине образца, с учетом вакансионного набухания, для типичных условий облучения КМ на ускорителе в АО «ГНЦ РФ – ФЭИ». При облучении могут обеспечиваться отношения концентраций гелия и водорода к повреждающей дозе в зачетной зоне, соответствующие их наработке в активной зоне быстрого реактора.

Методом конечных элементов проведены расчеты напряжений в образцах из аустенитных (на примере ЧС68) и ферритно-мартенситных (на примере ЭП823) сталей при облучении ионами Ni^{3+} и Fe^{3+} соответственно с энергией 11,5 МэВ, вызванных температурными градиентами, накоплением имплантированных ионов и вакансионным набуханием. Вызванные градиентами температуры напряжения в образцах обеих сталей невелики и в области облучения не превышают нескольких МПа. Для обоих рассмотренных типов сталей связанные с имплантацией ионов напряжения могут быть велики, вплоть до предела текучести, но они локализованы в зоне накопления имплантированных ионов. Выбирая для облучения относительно высокую энергию ионов (5 – 12 МэВ), можно обеспечить достаточно широкую область (зачетную зону) для исследования микроструктуры облученных образцов КМ, удаленную как от поверхности образца, так и от области высоких напряжений в зоне накопления внедренных ионов. Напряжения в образце, вызванные вакансионным

распуханием при ионном облучении, сравнимы с напряжениями, возникающими в КМ оболочек твэлов при реакторном облучении вследствие градиентов скорости распухания по толщине оболочки. Получено аналитическое выражение для квазистационарного профиля интенсивности напряжений по глубине образца, которое хорошо согласуется с результатами расчетов.

Литература

1. Грудзевич О.Т., Печенкин В.А., Кобец У.А. и др. Исследования радиационной стойкости конструкционных материалов на ускорителях ионов // Вопросы атомной науки и техники. Серия: ядерно-реакторные константы, 2022, № 3, с. 127—145.
2. Грудзевич О.Т., Печенкин В.А., Шагинян Р.А. Расчеты производства водорода и гелия в конструкционных материалах ядерных реакторов на быстрых нейтронах // Вопросы атомной науки и техники. Серия: ядерно-реакторные константы, 2022, № 3, с. 146—177.
3. Кулешова Е. А., Мальцев Д. А., Фролов А. С. и др. Оценка профиля распухания аустенитной нержавеющей стали с различным содержанием никеля под действием ионного облучения // Вопросы материаловедения, 2022, № 2 (110), с. 171—184.
4. Гусев Н.В., Печенкин В.А., Фоломеев В.И. Расчет напряжений в образце при ионном облучении конструкционных материалов // Вопросы атомной науки и техники. Серия: ядерно-реакторные константы, 2024, № 2, с. 176—193.

МОДЕЛЬ СПЕКАНИЯ КВАРЦЕВОЙ КЕРАМИКИ С УЧЕТОМ УПРУГОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Печенкин К.В., Антошина И.А., Забежайлов М.О.

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

Испытания опытных образцов при разработке новых материалов и изделий требуют большого количества времени и ресурсов. Эта проблема может быть решена путем замены ряда реальных экспериментов на виртуальные, с помощью методов компьютерного моделирования. В настоящее время методы компьютерного моделирования активно разрабатываются и

используются для прогнозирования свойств материалов. В частности, различные методы предложены для воспроизведения процессов получения керамики [1].

Кварцевая керамика спекается по механизму вязкого течения. В литературе для описания механизма вязкого течения на микромеханическом уровне предлагается две группы моделей: в одной группе учитываются силы упругости между зернами керамики [2], а в другой не учитываются [3]. В данной работе рассматривается возможность внесения упругого взаимодействия в разработанную нами ранее микромеханическую модель спекания кварцевой керамики. Также в данной работе было проведено сравнение новой и предыдущей моделей по воспроизведению ими реальной усадки сырца кварцевой керамики при его обжиге.

Предыдущая модель спекания кварцевой керамики представляла зерна исходного сырца, взаимодействующие друг с другом посредством силы поверхностного натяжения и вязкости. Зерна сырца в модели имели сферическую форму, их распределение по размерам соответствовало реальному распределению, измеренному методом лазерной дифракции. Пористость модели сырца соответствовала реальной пористости сырца кварцевой керамики, измеренной путем сравнения его реальной и кажущейся плотностей. В модели требовалась калибровка параметров по реальному динамическому процессу, в качестве которого была выбрана усадка сырца кварцевой керамики при его обжиге. Соответственно, для разработки модели был проведен обжиг 5 сырцов по разным режимам, представленным на рисунке 1. Для калибровки был выбран режим со скоростью нагрева 0.25 К/мин, а по остальным осуществлялась верификация модели. В ходе верификации было обнаружено, что модель недостаточно точно воспроизводит усадку сырца при обжиге по режимам со скоростями нагрева 1 К/мин и 4 К/мин (таблица 1, «Модель-І»). Также было отмечено, что программа останавливает расчет при имитации классического режима обжига, ближе к концу режима.

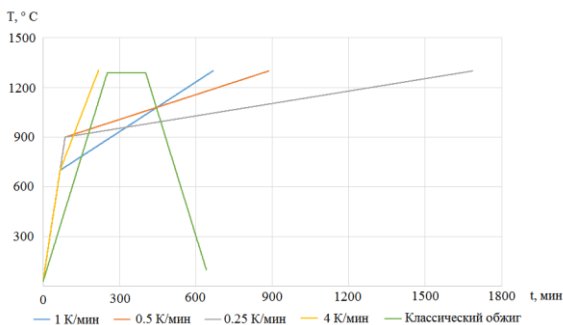


Рисунок 1 – Режимы обжига сырцов кварцевой керамики

Было высказано предположение, что остановка расчета вызвана отсутствием сил упругости. Это привело к совпадению центров некоторых частиц в модели и, как следствие, к возникновению деления на ноль в уравнениях движения при расчете.

Таким образом, было принято решение ввести в правила взаимодействия между зернами силу упругости.

В новой модели параметры силы упругости тоже были откалиброваны. Таким образом, для калибровки новой модели уже были выбраны два режима обжига – со скоростями нагрева 0.5 К/мин и 4 К/мин. По остальным трем режимам проводилась верификация модели. Результаты верификации представлены в таблице 1 («Модель-II»). По полученным результатам видно, что модифицированная модель значительно лучше описывает процесс спекания кварцевой керамики: в ней среднее относительное отклонение расчетных значений усадки от экспериментальных составляет 7.6 %, в то время как в предыдущей модели среднее отклонение составляло 24.1 %.

Таблица 1 – Сравнение экспериментальных значений усадок сырцов с теоретическими, полученными после расчета по разным моделям

Режим обжига	Экспериментальная усадка, %	Модель-I, усадка, %	Модель-II, усадка, %
4 К/мин	0.87	0.18	0.83
1 К/мин	1.79	1.27	2.08
0.5 К/мин	2.67	2.49	2.77
0.25 К/мин	3.63	3.77	3.33
Классический	3.18	3.22	3.02

По полученным в ходе данного исследования результатам можно сделать вывод, что учет силы упругости в микромеханической модели спекания кварцевой керамики, основанной на механизме вязкого течения, значительно улучшает предсказательную способность данной модели.

Литература

1. B. Chen, X. Ren, Q. Diao, H. Zou, X. Shi, T. Sui, B. Lin, S. Yan, J. Mater. Sci. 59, 13393 (2024)
2. S. Nosewicz, J. Rojek, K. Wawrzyk, P. Kowalczyk, G. Maciejewski, M. Mazdziarz, Comp. Mat. Sci. 156, 385 (2019)
3. J. Rojek, S. Nosewicz, M. Mazdziarz, P. Kowalczyk, K. Wawrzyk, D. Lumelskyj, Proc. Eng. 177, 263 (2017)

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СЛП НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-CE-FE-NI-ZR **Понкратова Ю.Ю., Базалеева К.О., Бинков И.И., Атанова А.В.**

*Россия, Москва, РУДН
E-mail: ponkratova-yuyu@pfur.ru*

Методом СЛП получены образцы сплава Al-Ce-Fe-Ni-Zr при скоростях сканирования 700 – 1900 мм/с. Мощность лазера – 375 Вт, среда – атмосферная (Ar), стратегия печати шахматная. Полученные образцы не имели трещин, пористость не превышала 1,2 %.

Микроструктура образцов состоит из вытянутых полуэллиптических треков, образующихся в результате непрерывного движения лазерного луча и плавления порошка. Через ванны расплава проходят столбчатые зерна, вытянутые в направлении температурного градиента. Структура внутри зерен – эвтектическая, границы ячеек обогащены Fe, Ni и Ce, Zr растворен в твердом растворе. Вероятно, на границах ячеек выделяются интерметаллиды Al_9FeNi и $Al_{11}Ce_3$.

Методом рентгеноструктурного анализа показано, что в образцах имеются термические напряжения <250 МПа. Увеличение относительной энергии лазера способствует увеличению термических напряжений.

Показано, что при увеличении плотности лазера P/V энергии увеличивается параметр решетки и уменьшается уширение линии <422> твердого раствора.

Также при увеличении P/V наблюдается увеличение прочностных характеристик (предела прочности, микротвердости) и уменьшение пластичности. Вероятно, упрочнение связано с выделением большего количества интерметаллидной фазы Al_9FeNi .

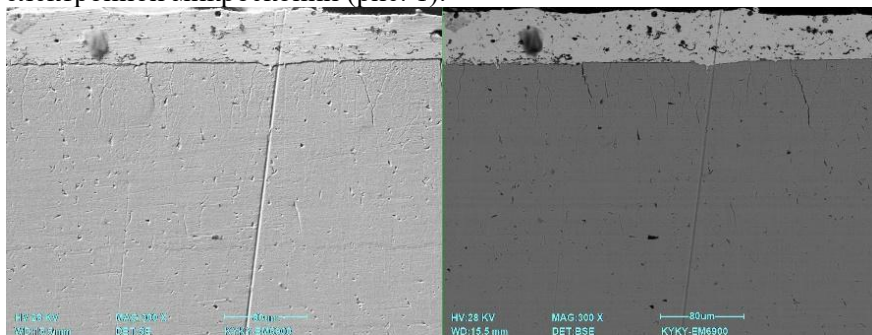
СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Ag}$, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ДУГОВОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ЭРОЗИИ

Почетуха В.В., Романов Д.А., Ващук Е.С.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

В настоящем материале сообщается о получении на поверхности медной подложки покрытий системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Ag}$ методом электровзрывного напыления. Исследования структуры покрытий проведены взаимодополняющими методами световой микроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, рентгенофазового анализа. В качестве подтверждения приведем результат исследования указанных покрытий методом сканирующей электронной микроскопии (рис. 1).



a

б

Рис. 1. Структура покрытия системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Ag}$, полученного методом электровзрывного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф. Изображение (а) получено во вторичных электронах SE, изображение (б) получено в обратно отраженных электронах BSE «Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10012, <https://rscf.ru/project/22-79-10012/>».

АНАЛИЗ НАНОСТРУКТУРЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ОКСИДАМИ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ МАЛОУГЛОВОГО РЕНТГЕНОВСКОГО И НЕЙТРОННОГО РАССЕЯНИЯ

**С.В. Рогожкин^{1,2}, А.В. Клауз^{1,2}, А.А. Хомич^{1,2}, А.А. Богачев^{1,2},
А.А. Никитин^{1,2}, Ю.Е. Горшкова³, Г.Д. Богучава³, L. Almashi⁴,
Y. Ke⁵**

¹Россия, г. Москва, НИЦ "Курчатовский институт",

²Россия, г. Москва, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

³Россия, г. Дубна, Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия,

⁴Венгрия, Будапешт, Institute for Energy Security and Environmental Safety, Budapest,

⁵Китай, Пекин, Institute of high energy physics, Chinese academy of science

E-mail: Sergey.Rogozhkin@itep.ru; SVRogozhkin@mephi.ru

Дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО) стали (ODS steels - oxide dispersion strengthened steels) обладают заметно более высокой жаропрочностью чем традиционные стали за счет значительного числа равномерно распределенных оксидов. Такие материалы разрабатываются также и для ядерных приложений конструкционных материалов первой стенки будущих термоядерных реакторов, материалов оболочек топливных элементов в реакторах на быстрых нейтронах и для ряда конструкций в различных реакторных установках IV поколения. Материалы этого класса могут выдерживать температуры до 700 °С, и ожидается их устойчивость к радиационному набуханию до 200 сн. Механические свойства ДУО сталей существенно зависят

от характеристик наноструктуры: размера и пространственного распределения дисперсных включений (частиц и кластеров оксида). Следует отметить, что небольшое количество некоторых легирующих элементов (Ti, Zr, V, Al...) значительно уменьшает размер частиц оксида и увеличивает плотность оксидов и нанокластеров в ДУО сталях. Эти структурные изменения обеспечивают значительное повышение предела ползучести в ДУО сталях по сравнению с неупрочненными сталями [1, 2]. Наноразмерные оксидные включения являются точками закрепления дислокаций и обеспечивают захват гелия, образующегося в трансмутациях при воздействии реакторных нейтронов, и радиационных дефектов.

В настоящей работе рассматриваются особенности применения методов малоуглового рентгеновского и нейтронного рассеяния (МУРР и МУРН) для анализа наноструктуры ДУО сталей. Методы локального анализа ПЭМ и АЗТ выявили значительное количество наноразмерных оксидных частиц и кластеров. Определены их размеры, объемные плотности и составы.

Использование МУРН позволило учесть как ядерный, так и магнитный контраст различных включений (оксидов и кластеров) различных размеров в исследуемых материалах [3]. Показано, что учет магнитного рассеяния позволяет лучше идентифицировать диффузные наноразмерные включения, обнаруживаемые методом просвечивающей электронной микроскопии и атомно-зондовой томографии [4-6]. Применение методов малоуглового рентгеновского рассеяния имеет большие ограничения, поскольку контраст кластеров незначителен в сравнении с контрастом оксидов.

Томографический атомно-зондовый анализ выполнен на оборудовании Центра коллективного пользования КАМИКС (<http://kamiks.itep.ru/>) НИЦ “Курчатовский институт”. Исследования в мезоскопическом масштабе выполнены методом МУРН на малоугловом дифрактометре “Yellow submarine” (реактор BNC, Будапешт, Венгрия, <https://www.bnc.hu/?q=ys-sans>) и методом МУРН в магнитном поле на оборудовании CSNS (China Spallation Neutron Source, Китай, <http://english.ihep.cas.cn/csns/>). Для исследований методом МУРР применялась рентгеновская станция SAXS/WAXS Xeuss 3.0 (Xenocs, Франция) в ЛНФ ОИЯИ.

Литература

1. S. Ukai, M. Fujiwara, Journ. Nucl. Mat. 307–311 (2002) 749–757
2. Lindau R., Möslang A., et al., Fusion Engineering and Design 75–79 (2005) 989–996
3. S.V. Rogozhkin, A.V. Klauz, Yu. Ke, et al., Nanomaterials 14 (2024) 194
4. M. Klimiankou, R. Lindau, A. Möslang, Journ. Nucl. Mat 329–333 (2004) 347–351
5. A.A. Aleev, N.A. Iskandarov, M. Klimenkov, et al., Journ. Nucl. Mat. 409 (2011) 65–71.

СТОКОВЫЕ СИЛЫ И ПРЕФЕРЕНСЫ ПОР В ОЦК-МЕТАЛЛАХ ЖЕЛЕЗА И ВАНАДИЯ

Сивак А.Б., Чернов В.М.

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: Sivak_AB@nrcki.ru

Для ОЦК металлов Fe и V определена наиболее энергетически выгодная огранка пор. Рассчитаны их стоковые силы для собственных точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов) и преференсы (относительные разности стоковых сил для межузельных атомов и вакансий).

1. Энергии образования пор размером $2\text{--}100a$ (a — параметр решетки) с разной огранкой (кубы с гранями $\{100\}$ — S_{100} , октаэдры с гранями $\{110\}$ — O_{110} , ромбододекаэдры с гранями $\{110\}$ — R_{110} , правильные октаэдры с гранями $\{111\}$ — O_{111} , дельтоидальные икоситетраэдры с гранями $\{211\}$ — D_{211} , сферы — S) рассчитаны методом молекулярной статики (МС) для ОЦК-металлов Fe и V. Расчетные данные (точки на рис. 1) для пор с огранкой хорошо аппроксимируются полиномиальной зависимостью

$$E^F(n)/n^{2/3} = \gamma_{hkl} S(n)/n^{2/3} + \sum_{i=1}^m a_i n^{-i/3} \quad (1)$$

Здесь n — количество вакантных узлов решетки в поре, $S(n)$ — площадь поверхности поры; γ_{hkl} — поверхностная энергия бесконечной плоской поверхности $\{hkl\}$; параметры γ_{hkl} и a_i —

подгоночные; $m = 2$ для всех рассмотренных типов огранок пор в Fe и V за исключением огранок O_{110} ($m = 3$) и R_{110} ($m = 5$) в V. Полученные значения γ_{hkl} сведены в табл. 1. При размере пор больше $2.4a$ наиболее энергетически выгодным типом огранки пор является R_{110} (рис. 2).

Таблица 1. Поверхностные энергии γ_{hkl} (в J/m²) в Fe и V.

Материал	γ_{100}	γ_{110}	γ_{111}	γ_{211}	$\gamma_{сф}$
Fe	2.037	1.869	2.319	2.188	2.144
V	2.120	1.821	2.290	2.087	2.090

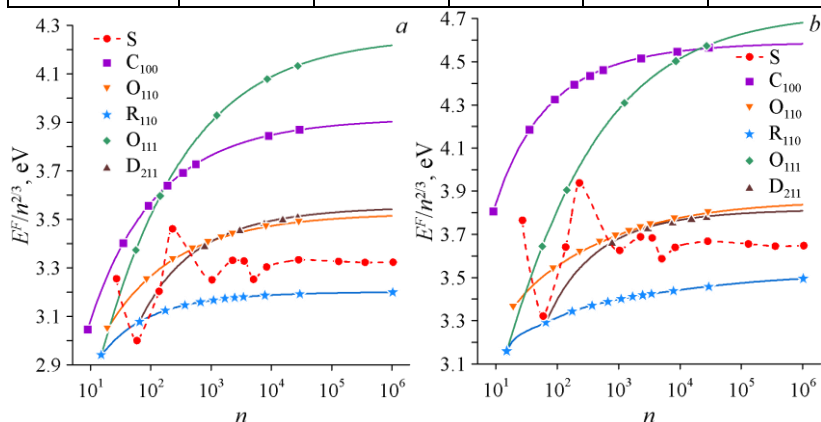


Рис. 1. Размерные зависимости нормированной энергии образования пор разных типов $E^F(n)/n^{2/3}$ в Fe (a) и V (b). Сплошные линии — аппроксимация (1).

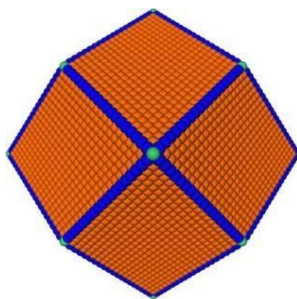


Рис. 2. Вид на поверхностные атомы R_{110} -поры размером $\sim 30a$

2. Для R_{110} -пор в Fe и V рассчитаны их стоковые силы для собственных точечных дефектов (СТД) и преференс (диапазоны размеров пор 2.4—99 a , температур 293—1200 K) с использованием многоуровневого подхода. В рамках него анизотропная диффузия СТД в упругих полях пор, определенных МС-методом, моделируется объектным кинетическим методом Монте-Карло.

2.1. Объемные и сдвиговые упругие деформации, создаваемые порами, сравнимы между собой по величине, в отличие от часто используемого при определении преференса пор решения Эшелби для сферического включения в изотропной среде, в котором объемные деформации отсутствуют. Объемные деформации вносят заметный, а иногда и основной вклад в формирование стоковых сил и преференсов пор в Fe и V.

2.2. Преференс пор ($D = (k_+^2 - k_-^2) / (k_+^2 + k_-^2)$), где k^2 — стоковые силы пор, индексы + и – используются для СМА и вакансий соответственно) снижается с ростом температуры. Размерная зависимость D немонотонна (рис. 3). В области малых размеров пор (от 2.4 a) D растет с увеличением размера пор, достигая максимальных значений при размере 5.5 a в Fe и 10—20 a в V (для V указан диапазон значений, т.к. этот размер меняется от температуры к температуре). Затем значения D снижаются, стремясь к нулю. Преференс пор может принимать значения, сравнимые по величине с преференсом винтовых дислокаций, для пор с размерами меньшими нескольких десятков a

3. В рамках традиционной теории радиационных повреждений с параметрами, определенными в настоящей работе, рассмотрены особенности роста пор под нейтронным повреждающим облучением в Fe и V с разными исходными дислокационными микроструктурами. Расчетно-теоретические результаты работы объясняют экспериментально наблюдаемые особенности радиационного набухания чистых железа и ванадия, облученных нейтронами в быстрых реакторах.

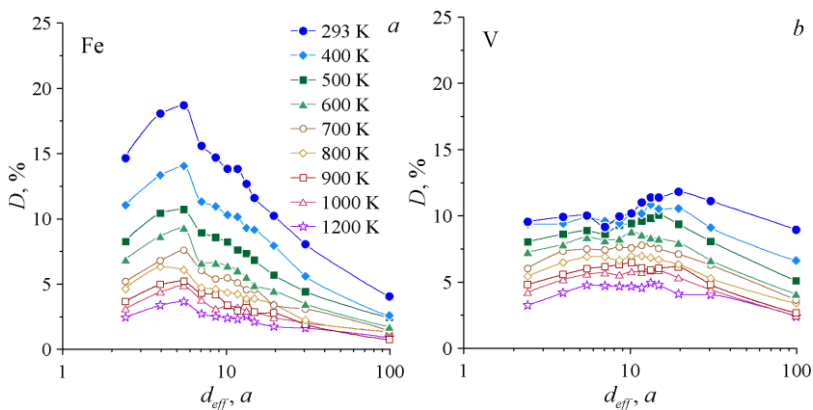


Рис. 3. Размерная зависимость предпочтения R_{110} -пор в Fe (a) и V (b).

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co – Cr – Fe – Mn – Ni В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СПОСОБА ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Запольская Е.М., Панченко И.А., Дробышев В.К.

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
E-mail: drobyshev_v.k@mail.ru*

В настоящей работе проведена наплавка разработанных порошковых проволок системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni методом автоматической дуговой сваркой под слоем флюса. Исследован сплав Co – Cr – Fe – Mn – Ni с эквиатомным содержанием элементов, изготовленного в вакуумно-индукционной печи (ВИП) [1]. Химический состав полученных образцов определяли атомно-эмиссионным (спектрометр ДФС-71) и рентгенофлуоресцентным методами (спектрометр XRF-1800). Полученные результаты исследований наплавленных покрытий порошковыми проволоками системы Co – Cr – Fe – Mn – Ni указывают на возможность получения сплава, состоящего из 60 – 70 % железа и 30 – 40 % легирующих элементов. Выявлено, что в наплавленных образцах встречаются точечные оксиды балла 2а, недеформирующиеся силикаты балла 4а, 4б. Микроструктура наплавленного слоя представлена столбчатыми зёрнами, что подтверждено результатами исследований микротвёрдости.

Измерение микротвердости низколегированной стали марки 09Г2С проводили послойно каждый 1 мм от подложки. Установлено, что среднее значение микротвердости наплавленного металла составляет 130 HV. При этом в структуре наплавленного материала, обнаружены области повышенной твердости. Рассматриваемые области преимущественно сконцентрированы в приграничных к подложке слоях.

Высокоэнтропийный эквиатомный сплав, полученный методом ВИП, имеет дендритную структуру. В сплаве $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ присутствуют оси дендрита первого, второго и третьего порядков, микротвердость эквиатомного сплава составила 146 HV. Результаты исследований свидетельствуют о том, что ВЭС системы $\text{Co} - \text{Cr} - \text{Fe} - \text{Mn} - \text{Ni}$ обладает свойствами, сопоставимыми со свойствами сплавов, полученных по общепринятым технологиям [2]. Методами СЭМ выявлено наличие вторичных фаз, которые содержали в основном хром и марганец. Микроструктура спеченного образца выглядит преимущественно однородной.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Литература

1. Zavdoveev, A. V. (2023). Non-equimolar Cantor high entropy alloy fabrication using metal powder cored wire arc additive manufacturing. Additive Manufacturing Letters, 6, 100124. <https://doi.org/10.1016/j.addlet.2023.100124>
2. Дробышев, В. К. Механические свойства и микроструктура сплавов системы CoCrFeMnNi / В. К. Дробышев, И. А. Панченко, С. В. Коновалов // Ползуновский вестник. – 2024. – № 2. – С. 249-254. – DOI 10.25712/ASTU.2072-8921.2024.02.033.

ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ INCONEL 625/WC С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ

**Базалеева К.О., Понкратова Ю.Ю., Сафарова Д.Э., Шипшев
Р.Б., Алексеев А.В.**

*Россия, Москва, Российский университет дружбы народов имени
Патриса Лумумбы*

Композиционные покрытия, представляющие собой никелевую матрицу, армированную упрочняющими фазами внедрения, используют для нанесения на стальные детали с целью повышения их износостойкости и коррозионной стойкости. Перспективным методом нанесения композиционных металломатричных покрытий является лазерная наплавка. Функциональные свойства покрытий определяются их структурным состоянием. В данной работе исследованы особенности структурного состояния покрытий Inconel 625/WC, синтезированные с использованием различных режимов лазерной наплавкой, с содержанием упрочняющей фазы от 10 до 50 %.

При лазерной наплавке мощность лазера составляла 800 и 1000 Вт, а скорость сканирования лазера – 600 и 800 мм/мин. Порошки никелевого сплава Inconel 625 (Ni-21%Cr-10%Mo-4%Nb) и карбида вольфрама подавались из разных питателей, но общая скорость подачи порошка составляла около 30 г/мин. Структурное состояние композиционных покрытий анализировалось методами металлографического и рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии, микроспектрального рентгеновского анализа. Было проведено определение параметра решетки никелевого твердого раствора и микротвердости матрицы.

В работе показано, что в структуре покрытий присутствуют сферические частицы исходного карбида вольфрама, вокруг сферических частиц формируется «ореол», обогащенный карбидообразующими элементами матрицы, сама матрица имеет дендритное строение. Фазовый состав покрытий представлен никелевым твердым раствором, исходными карбидами WC и W₂C, а также синтезированным в процессе лазерной наплавки карбидом Γ_1 (Ni₃Mo₃C). С ростом содержания Γ_1 -фазы наблюдается увеличение микротвердости никелевой матрицы. Установлено, что параметр решетки никелевого твердого раствора возрастает при увеличении содержания карбида вольфрама в покрытии до 30 %, дальнейшее увеличение доли карбида приводит к уменьшению периода решетки.

ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ ZrO_2 И SiC МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ В ЖИДКОСТИ И ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ ПОЛУЧЕННЫХ ЧАСТИЦ С ПОМОЩЬЮ ТЕОРИИ РАССЕЯНИЯ РЭЛЕЯ

Лубсанов А.Б., Исаев Е.И., Степанов В.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ.

E-mail: slubsanov@gmail.com

Импульсная лазерная абляция в жидкости представляет собой один из немногих видов производства наночастиц различных материалов с контролируемыми параметрами частиц и их высокой химической чистотой.

Технология лазерной абляции позволяет регулировать множество параметров обработки, таких как: используемый тип лазера, длина волны излучения, мощность, фокусировка, частота импульсов, скорость сканирования. Меняя эти параметры, можно контролировать размер частиц и их форму.

На данный момент хорошо известны условия получения субмикро- и наночастиц металлов методом лазерной абляции в жидкости. Такие наночастицы находят широкое применение в медицине, фармацевтике, электронике. В свою очередь синтез наночастиц (НЧ) керамических материалов, а также контроль параметров этих НЧ, исследованы менее подробно.

В данной работе была предпринята попытка подбора параметров лазерного источника для синтеза наночастиц керамик ZrO_2 и SiC методом лазерной абляции в воде ($\lambda = 1064$ нм, таблица 1), а также предложен способ экспресс-оценки параметров синтезируемых наночастиц, полученных в результате абляции.

Таблица 1 – Параметры лазерного источника

Параметр	Значение
Плотность потока, кВт/см ²	600 - 900
Скорость сканирования, мм/с	100 - 1500

Частота, кГц	30 - 50
--------------	---------

Суспензии НЧ керамик ZrO_2 и SiC являются неоднородными двухфазными средами, в которых взвешенные в объеме жидкости наночастицы представляют собой оптические неоднородности, способные рассеивать падающее на них электромагнитное излучение. Если размер частиц много меньше, чем длина волны падающего электромагнитного излучения ($r \ll \lambda$), то для определения размеров частиц можно использовать теорию рассеяния Рэлея (1):

$$\alpha = \frac{\frac{4}{3} \pi r_e^2 n_e^2 \lambda_0^4 r^3}{(\lambda^2 - \lambda_0^2)^2} \quad (1)$$

В ходе работы были измерены спектры пропускания суспензий синтезированных наночастиц (рисунок 1) и сделана оценка размера оптических неоднородностей в суспензии (рисунок 2). Стоит отметить, что для верификации способа оценки размеров оптических неоднородностей, использованного в данной работе, необходимо использовать более сложные методы, такие как сканирующая электронная микроскопия или диффузное рассеяние света.

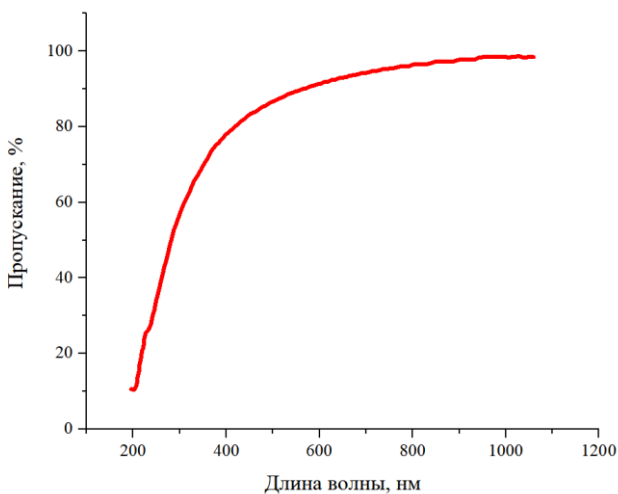


Рисунок 1 – Спектр пропускания суспензии SiC, полученной методом лазерной абляции в воде

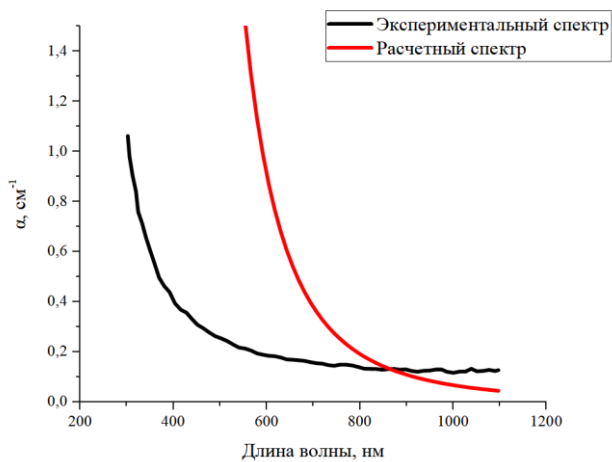


Рисунок 2 – Зависимость коэффициента поглощения от длины волны для суспензии SiC (черный – экспериментальный спектр, красный – расчет по уравнению (1))

ИЗУЧЕНИЕ НАПЛАВОЧНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ CoCrFeMnNi

**Коновалов С.В., Панченко И.А., Запольская Е.М., Гостевская
А.Н.**

*Россия, Новокузнецк, ФГБОУ ВО «Сибирский государственный
индустриальный университет
E-mail: gostevskaya_an@sibsiu.ru*

Высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) представляют собой новый класс материалов, содержащие не менее пяти основных элементов. Исследования микроструктуры и механических свойств выявили хорошие прочность, износостойкость, пластичность и коррозионную стойкость. Традиционные технологии производства ВЭС (литье и дуговая плавка) сопровождаются рядом технологических сложностей и требуют строгого контроля качества. В настоящей работе предлагается альтернативный метод получения ВЭС посредством порошковых аддитивных технологий. Рассматриваемый метод предусматривает использование порошковых аддитивных технологий, где в качестве исходного сырья используется специально разработанная металлическая порошковая проволока. Настоящее исследование посвящено изучению элементного состава и микроструктуры высокоэнтропийного сплава CoCrFeCoNi, полученного методом наплавки порошковой проволоки на металлическую подложку. Многослойное наплавление образцов проводили методом экструзии через фильеры. В качестве подложки использовали стальную пластину марки 09Г2С размером 20×70×500 мм. Для получения высококачественной поверхности, необходимой для последующего анализа методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), процесс шлифования осуществляли ступенчато, с переходом на абразивную наждачную бумагу различной зернистости. Завершающим этапом была полировка образца с использованием специального сукна и пасты. Структура и элементный состав полученных образцов были исследованы при помощи сканирующей электронной микроскопии КУКУ ЕМ-6900.

Изучение микроструктуры исследуемого образца выявило наличие пор в структуре наплавленного слоя, особенно заметных в зоне сплавления основного металла и наплавленного слоя. Микроструктура наплавленного металла (рис. 1) характеризуется ветвями дендритов, что типично для дуговой сварки.

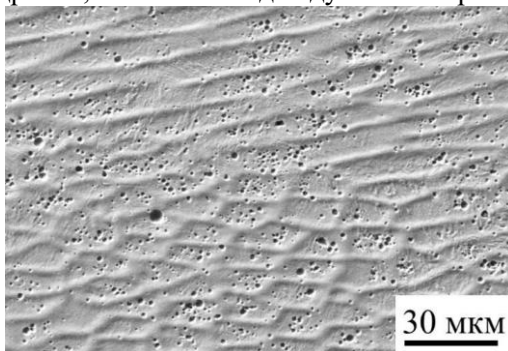


Рисунок 1 – Микроструктура высокоэнтروпийного сплава, полученного методом проволоочно-дуговой наплавки

При изучении приповерхностного слоя наплавленного материала методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) получили следующий химический состав высокоэнтропийного сплава: 32,17 % (здесь и далее ат.) O; 0,55 % Al; 8,58 % Si; 0,25 % S; 5,37 % Cr; 8,50 % Mn; 37,84 % Fe; 3,96 % Co; 2,77 % Ni. Данные ЭДС-анализа подтверждены результатами сканирующей электронной микроскопии, позволившей визуализировать неметаллические включения в виде темных частиц на контрастных изображениях (рис. 1). Таким образом, проведенное исследование микроструктуры наплавленного слоя выявило наличие пор в структуре материала и определило состав включений, присутствующих в сплаве.

В ходе исследования был получен высокоэнтропийный сплав системы CoCrFeMnNi методом проволоочно-дуговой аддитивной технологии. Показано, что полученный высокоэнтропийный сплав имеет неэквимоного состава. Такой эффект обусловлен тем, что исходное сырье, используемое в процессе, на 70 % состоит из стальной оболочки. Установлено, что включения состоят из кислорода, алюминия, кремния, серы, хрома, марганца, железа,

кобальта, никеля. Проведенное исследование позволяет показать важность выбора сырья и технологии аддитивной наплавки для достижения необходимой структуры наплавочного ВЭС.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

РОСТ ПУЗЫРЬКОВ ГАЗА В Ni, Cu, W И СТАЛИ 316 В УСЛОВИЯХ ОТЖИГА: ТЕОРИЯ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Овчаренко А.М.

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: ovcharenko_am@nrcki.ru

1. Гелий и водород влияют на зарождение и рост пор в металлах и сплавах под облучением в диапазоне гомологических температур от $0.3T_m$ до $0.5T_m$, где T_m — температура плавления. В условиях высоких температур, $>0.5T_m$, количество термических вакансий в объеме металла, за счет переползания краевых дислокаций и влияния границ зерен, может быть значительным и вместе с переносом атомов газа обеспечивать рост пузырьков. Это приводит к изменению физических и механических свойств материалов конструкций ядерных и термоядерных реакторов, что представляет большой научный и практический интерес.

В настоящем докладе представлены результаты теоретического исследования роста пузырьков газа, заполненных либо одноатомным газом (гелием), либо двухатомным (водородом). Их эволюция протекает по механизму оствальдовского созревания (ОС) в металлах и сплавах при отжиге. Временные и температурные зависимости для среднего радиуса R и суммарной концентрации N пузырьков формулируются на основе подхода, предложенного нами в работе [1]. Установленные температурные зависимости сравниваются с результатами известных экспериментальных исследований [2—5].

Выбор металлов для изучения объясняется следующими причинами. Никель — хорошо изученный модельный материал, который входит в состав аустенитных нержавеющей сталей. Аустенитная нержавеющая сталь 316L используется в качестве

конструкционного материала для тепловых и быстрых реакторов. Также, сталь 316L(N) является основным конструкционным материалом для перспективного термоядерного реактора проекта ITER. Вольфрам — материал-кандидат для изготовления компонентов защитных блоков (тайлов) первой стенки термоядерных реакторов. Медь — материал с высокой теплопроводностью, входящий в состав связующих конструкций между тайлом и первой стенкой термоядерного реактора из жаропрочной хромистоциркониевой бронзы.

2. Асимптотический подход теории Лифшица-Слезова (ЛС) используется для теоретического описания эволюции двухкомпонентных — газо-вакансионных кластеров (пузырьков) в металлах при отжиге. Применяются следующие модельные предположения: (1) число атомов газа, имплантируемых в металл, предполагается конечным и неизменным во время отжига; (2) количество термических вакансий неограничено; (3) концентрация вакансий находится в тепловом равновесии и считается величиной постоянной; (4) все пузырьки рассматриваются как неподвижные дефекты; (5) доля атомов газа, запасенных в решетке, значительно меньше в сравнении с их долей внутри пузырьков; (6) междоузельный механизм миграции атомов газа между пузырьками в решетке является предпочтительным.

Используя эти модельные предположения, проводится общий теоретический анализ, предлагающий новый подход к изучению эволюции пузырьков по механизму ОС. Его обоснованность подтверждается путем сравнения результатов теории и эксперимента.

3. Полученные аналитические температурные закономерности эволюции пузырьков гелия сопоставляются с данными экспериментальных наблюдений для никеля, стали 316, меди и вольфрама. Проведённый сравнительный анализ теории и эксперимента показал следующее.

3.1. Эволюция пузырьков газа различается на ранних и поздних стадиях коалесценции. Пузырьки малых и более крупных размеров растут с разными скоростями. Полученное асимптотическое решение задачи распада раствора газа и вакансий оказалось подобным известному асимптотическому решению из теории ЛС.

3.2. Температурные зависимости R и N для пузырьков относительно небольшого размера ($R < 20\text{--}40$ nm), в целом, хорошо согласуются с данными экспериментальных измерений для всех рассмотренных металлов. Исключение составляют мелкие пузырьки в диапазоне $R < 1\text{--}3$ nm из-за ограничений разрешающей способности ПЭМ.

3.3. Для стали 316 и меди, полученные температурные зависимости для R и N хорошо описывают наблюдаемую эволюцию пузырьков, как на ранних, так и на более поздних этапах коалесценции ($R > 20\text{--}40$ nm). Таким образом, эти теоретические зависимости позволяют объяснить данные эксперимента в широком интервале гомологических температур.

3.4. Сопоставление теоретических результатов и экспериментальных данных показало, что наиболее вероятным механизмом роста пузырьков при отжиге металлов с предварительной имплантацией гелия является механизм ОС. Это справедливо, как для металлов с атомной структурой ГЦК (Ni, Cu, сталь 316), так и, предположительно, для металлов с решеткой ОЦК (W).

Литература

1. Ovcharenko A.M., Chernov I.I. On the theory of bubble coarsening in metals. — J. Nucl. Mater., 528 (2020) 151824
2. Chernikov V.N., Trinkaus H., Jung P. and Ullmaier H. The formation of helium bubbles near the surface and in the bulk in nickel during post-implantation annealing. — J. Nucl. Mater., 170 (1990) 31—38
3. Villacampa I., Chen J.C., Spätig P., Seifert H.P., Duval F. Helium bubble evolution and hardening in 316L by post-implantation annealing. — J. Nucl. Mater., 500 (2018) 389—402
4. Chernikov V.N. Gas-induced swelling in helium-implanted copper during annealing. — J. Nucl. Mater., 195 (1992) 29—36.
5. Chernikov V.N., Lakhotkin Ju.V., Ullmaier H., Trinkaus H., Jung P., Bierfeld H.J. Helium-induced swelling in tungsten during postimplantation annealing. — J. Nucl. Mater., 212—215 (1994) 375—381

ВЛИЯНИЕ СВИНЦОВОГО ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ НА ПАЯННОЕ СОЕДИНЕНИЕ ДАТЧИКОВ АКТИВНОСТИ КИСЛОРОДА

Тыртышный М.Г., Чернов М.Е.

Россия, Обнинск, АО «ЭКОН»

E-mail: tyrtshnyimg23@oiate.ru

Современные ядерные энергетические установки, использующие тяжелые жидкометаллические теплоносители, сталкиваются с рядом технологических ограничений, среди которых особое место занимает вопрос долговечности конструкционных материалов. Одной из ключевых проблем является применение паяных соединений, чья надежность в агрессивных средах до сих пор остается недостаточно изученной. Основная сложность заключается в отсутствии обширных экспериментальных данных, подтверждающих коррозионную стабильность таких соединений при длительном воздействии высоких температур и химически активных расплавов. Тяжелые металлы способны вызывать интенсивную деградацию паяных швов, что в перспективе может привести к потере герметичности и механической прочности критических узлов реакторных систем.

В данной работе были применены припои марки СТЕМЕТ 1203 и СТЕМЕТ 1204, элементный состав и условия эксплуатации приведены в таблице 1.

Таблица 1

Марка припоя	Номинальный состав, мас. %	Температура пайки, °С	Условия пайки
Стемет 1203	50,0 Ti 50,0 Cu	1000-1050	Вакуум не хуже 1.4×10^{-8} кгс/см ²
Стемет 1204	28,0 Ti 72,0 Cu	1000-1100	Вакуум не хуже 1.4×10^{-8} кгс/см ²

Были проведены коррозионные испытания образцов паянных соединений датчиков активности кислорода свыше 1000 часов, в температурном диапазоне от 360°C до 620°C.

По окончании коррозионных испытаний были проведены исследования, при помощи рентгеноскопии с функцией компьютерной томографии (рисунок 1-2).

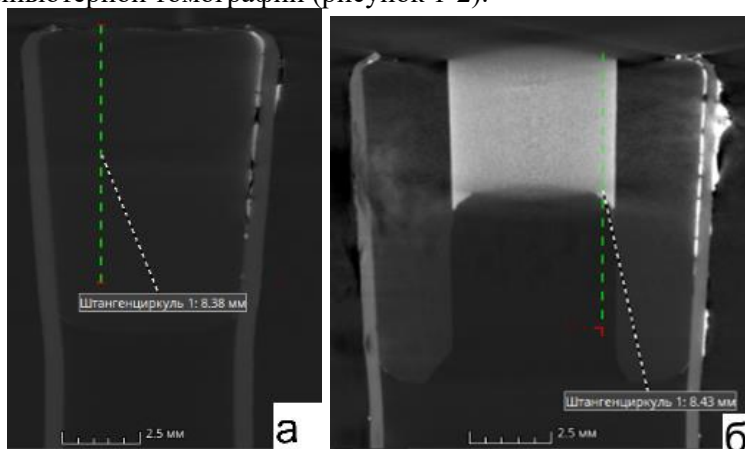


Рисунок 1 – Компьютерная томография датчиков активности кислорода с припоем марки СТЕМЕТ 1203 после коррозионных испытаний 50 часов(а) и 500 часов(б)

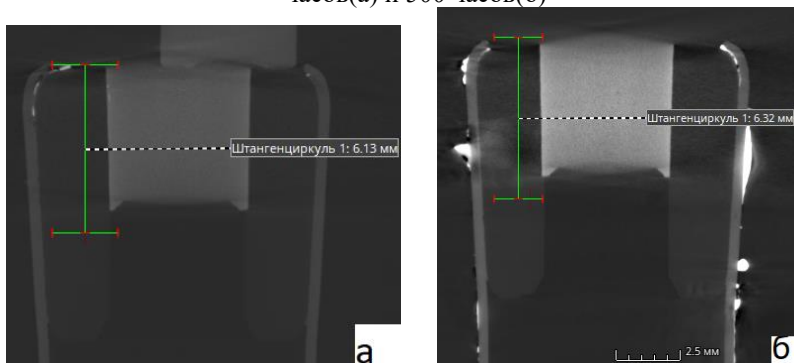


Рисунок 2 – Компьютерная томография датчиков активности кислорода с припоем марки СТЕМЕТ 1204 после коррозионных испытаний 50 часов(а) и 500 часов(б)

Проведенные исследования демонстрируют четкую тенденцию к увеличению глубины проникновения свинцового теплоносителя в структуру паяного соединения по мере наработки экспозиции.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ ДУО СТАЛЕЙ НА ИХ РАДИАЦИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ПРИ УСКОРЕННЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Хомич А.А., Рогожкин С.В., Никитин А.А., Богачев А.А

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: artem.khomich@gmail.com

Дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО) обладают заметно более высокой жаропрочностью, чем традиционные ферритно-мартенситные стали за счет значительного числа равномерно распределенных оксидов. Такие материалы разрабатываются для ряда ядерных приложений: первой стенки будущих термоядерных реакторов, материалов оболочек топливных элементов в реакторах на быстрых нейтронах и для применения в других реакторных установках IV поколения [1-2]. Эти материалы могут выдерживать температуры до 700 °С, и ожидается их устойчивость к радиационному распуханию до 200 сн [3]. Их механические свойства преимущественно определены их наноструктурой: размером и пространственным распределением дисперсных включений. В свою очередь выбор легирующих добавок и режимов термомеханической обработки оказывают прямое влияние на данные характеристики. Количественный анализ оксидных включений в ДУО сталях требует применения нескольких дополняющих друг друга методов микроскопического анализа, таких как просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) и атомно-зондовая томография (АЗТ). Поскольку повышенные эксплуатационные свойства ДУО сталей существенно зависят от оксидных нано-включений (частиц и кластеров), равномерно распределенных в матрице, изучению стабильности наноструктуры ДУО сталей в том числе и под облучением уделяется пристальное внимание [3, 4]. Целью настоящей работы является систематическое комплексное исследование радиационно-индуцированных изменений после

имитационных воздействий ДУО сталей, относящимся к разным классам и имеющих существенные отличия исходных структур (9Cr ODS, 10Cr ODS, 13Cr ODS, ЭП450 ДУО, ЭП823 ДУО) в области низкотемпературного радиационного охрупчивания при температуре 350° дозе 30 сна.

Литература

1. Carlan Y. // J. Nucl. Mater. 2009. V. 386–388. P. 430.
2. Jeong Y.H., Kim W.J. // Proc. Eng. 2014. V. 86. P. 1.
3. Wharry J.P. // J. Nucl. Mater. 2017. V. 486. P. 11.
4. Liu X., Miao Y. // Scripta Mater. 2017. V. 138. P. 57.

ПЛАЗМЕННАЯ НАПЛАВКА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ P18 НА СТАЛЬ 30ХГСА: ПЭМ-СТРУКТУРА

Чапайкин А.С., Романов Д.А., Громов В.Е.

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
E-mail: tchapajkin.s@yandex.ru*

В настоящем материале сообщается о достигнутых исследованиях тонкой структуры покрытия из быстрорежущей стали P18, полученного на поверхности стали 30ХГСА методом плазменной наплавки в среде азота. Тонкая структура покрытия исследована с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии.

Микроструктура зоны наплавки. В области наплавки наблюдается ОЦК матрица с большой объемной долей карбидов $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ (M_6C). Карбиды намного толще по сравнению с ОЦК матрицей (электронный пучок дает слабые рефлексы) и судя по изображениям составляют около 50 % объема исследованных участков фольг. Объемная доля карбидов на изображениях зачастую больше, чем матрицы, поскольку электролитически ОЦК матрица быстрее полируется. В результате остается остов («скелет») из карбидов различной морфологии. На дифракционных картинах принадлежность карбидов к фазе M_6C определяется однозначно (совмещенный шаблон электронограммы ОЦК-Fe + $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$). Во многих случаях рефлексов от матрицы практически не видно (только рефлексы от карбида быстрорежущей стали). В тех случаях, когда видно

матрицу, можно отметить, что она представляет собой феррит (ОЦК) с довольно высокой локальной плотностью дислокаций ($10^{10} - 10^{11} \text{ см}^{-2}$, оценочно). Карбиды M_6C , которые встречаются в исследуемой фольге имеют различные размеры и морфологию. Это удлиненные толстые пластины (в несколько микрон длиной), квадратные, округлые, либо неправильной формы частицы. «Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>».

ЭЛЕКТРОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДЕЛЬНЫХ СПЕКТРОВ ОПТИЧЕСКОЙ ПРОВОДИМОСТИ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА С ЕВРОПИЕМ

Шевченко В.Г., Киселев А.И., Попов Н.А., Акашев Л.А.

*Россия, г. Екатеринбург, Институт химии твердого тела УрО
РАН,*

E-mail: shevchenko@ihim.uran.ru

В работе [1] большое внимание уделено изучению влияния легирования редкоземельными металлами алюминия на свойства межфазной границы металл–газ. В ней отмечается, что, несмотря на высокий уровень энергоемкости энергетических конденсированных систем (ЭКС) на основе алюминия, до сих пор не удастся полностью реализовать их потенциальные возможности в процессе горения. Это во многом определяется недостатком информации о динамике окислительных реакции реальных ЭКС при возрастании температуры и, в частности, о начальных стадиях окисления чистой поверхности.

Определение характеристик электронных состояний, определяющих вид спектров оптической проводимости производилось с помощью процедуры минимизации. При построении модельного спектра, каждый вклад от процесса поглощения фотонов учитывается в графическом представлении с помощью значений положения пика поглощения фотонов (энергии фотона $E = \Delta_j = \hbar\omega_j$), высоты пика (совпадающей с частотой плазменных колебаний ω_{pj}) и его полуширины (т.е. частоты релаксации $\omega_{\theta j}$). Здесь j – номер вклада. Из правила сумм для частот плазменных колебаний оценивается статистическое

среднее количества электронов z_j , принимающих участие в формировании вкладов в оптическую проводимость.

Вклады в оптическую проводимость от электронов, находящихся в различном энергетическом состоянии, аддитивны [2].

При варьировании параметров оптической проводимости – для каждого значения параметра определялась сумма квадратов отклонений из разностей величин экспериментальной и модельной оптической проводимости для значений энергии фотона во всем экспериментальном диапазоне. В дальнейшем определялось положение минимума этих сумм, которое и назначалось результирующим значением параметра. Результаты использования процедуры минимизации для экспериментальной оптической проводимости массива алюминия с чистой и окисленной поверхностью показали, что полоса проводимости расщеплена. Распределение электронов при расщеплении полосы проводимости отражается в поведении частот плазменных колебаний.. Предположение о том, что внутри полосы проводимости может находиться участок запрещенных состояний впервые высказал Н. Мотт [3], при анализе отклонения экспериментальных значений проводимости ртути от представлений модели П. Друде. Причину существенной расхожести экспериментальных данных по электропроводности с модельными оценками подхода П. Друде он объяснял наличием существенного понижения плотности состояний в области поверхности Ферми в энергетическом спектре электронов ртути. В работе были измерены оптические постоянные n и k поликристаллической пленки сплава алюминия и 2.25 ат.% европия при комнатной температуре. На основе этих данных получены спектры оптической проводимости для чистой и окисленной поверхности. При анализе результатов сравнения этих спектров с модельными, получены электронные характеристики оптических переходов, в том числе характеристики поверхностных состояний электронов.

Для пленок алюминия и сплава Al – 2.25 ат.% Eu наблюдается неоднократное расщепление полосы проводимости, т.е. внутри их полосы проводимости находится несколько участков запрещенных состояний. Этот процесс влияет на характеристики распределения поверхностных состояний. Центр тяжести вклада

в спектр оптической проводимости от поверхностных состояний электронов для пленки сплава Al – 2.25 at.% Eu сдвинут в сторону меньших значений энергии, по сравнению с положением центра тяжести подобного вклада для пленки алюминия.

Влияние окисла на поверхность сплава алюминия привело к тому, что максимальные значения высоты вклада от поверхностных состояний практически в полтора раза ниже, чем подобная высота для алюминия. Отсюда можно сделать вывод, что частоты плазменных колебаний, а также количество электронов в поверхностных состояниях алюминия с чистой поверхностью выше, чем алюминия с окисленной поверхностью. Таким образом, количество центров активации окислительных процессов для алюминия с открытой поверхностью существенно больше, чем для окисленной поверхности.

Положение равновесия процессов адсорбции-десорбции для пленки алюминия и пленки сплава Al – 2.25 at. % Eu сдвинуто в сторону десорбции. При этом теплота десорбции пленки сплава существенно ниже, чем теплота десорбции пленки алюминия.

Показано, что центр тяжести вклада в спектр оптической проводимости от поверхностных состояний электронов для сплава сдвинут в сторону меньших значений энергии, по сравнению с подобным вкладом для пленки алюминия

Работа выполнена в соответствии с гос. заданием Института химии твердого тела УрО РАН № 124020600007-8 блок2.

Литература

1. Кононенко В.И., Шевченко В.Г. Физикохимия активации дисперсных систем на основе алюминия. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 238 С.
2. Коваленко Н.П., Красный Ю.П., Тригер С.А. Статистическая теория жидких металлов. М.: Наука, 1990. 204 с.
3. Mott N.F. // Phil. Mag. 1966. vol.13. №.125. p.989.

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ AL-15%SI И AL-20%SI ПОСЛЕ КОМПЛЕКСНОЙ ОБРАБОТКИ

**Шлярова Ю.А., Шляров В.В., Серебрякова А.А.,
Загуляев Д.В.**

*Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет
E-mail: rubannikova96@mail.ru*

Алюминиево-кремниевые заэвтектические сплавы широко применяются в промышленности благодаря прочности, износостойкости, коррозионной стойкости и хорошим литейным свойствам.

Однако их эксплуатационные характеристики ограничиваются хрупкостью, вызванной наличием крупных частиц кремния, и недостаточной коррозионной стойкостью. Для повышения этих характеристик активно разрабатываются методы модификации поверхностного слоя, направленные на улучшение структуры и эксплуатационных свойств материалов.

Перспективным методом является комплексная обработка, включающая электровзрывное легирование (ЭВЛ) и облучение импульсным электронным пучком.

ЭВЛ позволяет нанести на поверхность тонкие слои легирующих элементов, формируя новые фазовые и структурные состояния. Облучение электронным пучком обеспечивает локальное плавление, способствуя формированию мелкозернистой или нанокристаллической структуры, что значительно повышает износостойкость и твердость материала.

Целью настоящей работы является анализ структурно-фазовых изменений в сплавах Al-15%Si и Al-20%Si после комплексной обработки с использованием ЭВЛ и облучения электронным пучком.

Для исследования использовались заэвтектические алюминиево-кремниевые сплавы Al-15%Si и Al-20%Si, которые были изготовлены в закрытой печи сопротивления СШОЛ (Сибирский государственный индустриальный университет). Образцы имели размеры $20 \times 20 \times 10$ мм³, их химический состав был определен

методом рентгенофлуоресцентного анализа на приборе Shimadzu XRF-1800.

Образцы подвергались комплексной обработке, включающей два этапа. Электровзрывное легирование (ЭВЛ): обработка проводилась на установке ЭВУ 60/10 с использованием алюминиевой фольги и порошка Y_2O_3 при следующих параметрах: масса фольги – 0,0589 г, масса Y_2O_3 – 0,0589 г, напряжение – 2,8 кВ.

Облучение импульсным электронным пучком: проводилось на установке «СОЛО» при энергиях электронов 18 кэВ, плотности энергии пучка 25–35 Дж/см², длительности импульса 150 мкс и количестве импульсов 3.

Исследование структуры модифицированного слоя проводилось с помощью сканирующей (Philips SEM-515) и просвечивающей электронной микроскопии (JEOL JEM-2100F). Элементный состав определялся методом микрорентгеноспектрального анализа (EDAX ECON IV).

Фазовый состав изучен с использованием рентгенофазового анализа (Shimadzu XRD 6000).

В литом состоянии структура силумина Al–15%Si содержит зерна эвтектики, кристаллиты первичного кремния и включения пластинчатой формы, обогащенные атомами железа.

Для силумина Al–20%Si в литом состоянии характерны ограненные включения кремния, а также сложные соединения алюминия, железа, меди, марганца и кремния.

Комплексная обработка силумина Al–15%Si приводит к формированию рельефной многослойной структуры. Поверхностный слой состоит из зерен размером 0,4–0,7 мкм и сферических частиц с диаметром 0,6–9 мкм, предположительно образованных из порошка Y_2O_3 . Элементный состав модифицированного слоя становится многоэлементным, включая алюминий, кремний, кислород, титаны и итрий.

Выявлены зерна твердого раствора на основе алюминия размером 400–500 нм, частицы $Ti_4Al_{43}Y_6$ и наночастицы оксидов титана, алюминия и иттрия размером 20–45 нм. Включения кремния приобретают микродвойниковую структуру, сохраняя ограненную форму.

Комплексная обработка силумина Al–20%Si приводит к образованию многослойной структуры. Поверхностный слой толщиной около 1 мкм состоит из наночастиц оксида иттрия размером 10–20 нм.

Промежуточный слой толщиной 30–40 мкм имеет ячеистую структуру с глобулярными включениями наночастиц. Метод «картирования» показал, что вдоль границ ячеек наблюдается концентрация атомов кремния и иттрия.

Характерной особенностью структуры заэвтектического силумина Al–20%Si, подвергнутого комплексной модификации, является наличие в поверхностном слое включений кремния, которые не растворились в процессе высокоэнергетической обработки. Облучение поверхности, модифицированной электровзрывным методом, импульсным электронным пучком приводит к формированию в включениях кремния микродвойниковой структуры.

При этом сами включения кремния сохраняют ограниченную форму, характерную для литого силумина. Кроме того, вдоль границ ячеек кристаллизации алюминия формируются прослойки силумина с нанокристаллической структурой (размер зерен 10–15 нм), а также наблюдаются частицы оксисилицидов иттрия.

Комплексная обработка заэвтектических сплавов Al–15%Si и Al–20%Si, включающая ЭВЛ и облучение импульсным электронным пучком, приводит к существенным изменениям элементного состава и микроструктуры материалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00665, <https://rscf.ru/project/24-29-00665/>»

КИНЕТИКА РОСТА СИЛИЦИДА ХРОМА В СЛОЕ ХРОМА НА КРЕМНИЕВОЙ ПОДЛОЖКЕ

Селищев П.А., С.С. Theron

ЮАР, Университет Претории

selyshchev@gmail.com

Экспериментально установлено, что при повышении температуры кремниевой пластинки с напылённым слоем хрома на границе кремния с хромом образуется и растёт слой силицида хрома. Рост толщины этого слоя включает 3 стадии. Первые описываются линейными зависимостями, но с разной скоростью роста, последняя – параболической. Также на свободной поверхности хрома наблюдается рост оксидной пленки. Момент начала ее роста совпадает с окончанием первой стадии роста слоя силицида хрома. Построена теоретическая модель этого явления. Показано, что оно обусловлено нестационарной диффузией атомов кремния в слое силицида хрома, фазово-структурными модификациями силицида хрома и диффузионно-лимитируемой скоростью химической реакции хрома с кремнием. Повышение температуры стимулирует диффузию кремния и образование силицида хрома. Сначала образуется Cr_3Si , в который Cr является кристаллообразующим элементом. В дальнейшем начинает образовываться $CrSi_2$ и инициируется переход к этой структуре во всем слое. Затем достигается стехиометрически равновесная концентрация Si , происходит изменение скорости производства силицида хрома и соответственно скорости роста его слоя (наступает диффузионно-лимитированная стадия).

Таким образом, скорость производства $Si-Cr$ описывается следующими стадиями: переходной, установившейся линейной 1 (аморфная или кристаллическая Cr_3Si), установившейся линейной 2 (кристаллическая $CrSi_2$), параболической.

Скорость роста слоя оксида определяется концентрацией кислорода на границе с окислом. Время появления оксида равно времени диффузии кислорода через слой хрома.

**КОМПОНЕНТНО-СТРУКТУРИРОВАННЫЕ
РАДИАТОРНЫЕ ПОКРЫТИЯ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ИОНИЗАЦИОННЫХ КАМЕР**
**Басков П.Б.¹, Глазюк Я.В.¹, Намакшина А.А.¹, Саламаха
Б.С.¹, Бондаренко С.А.¹, Мушин И.М.¹, Худин А.С.¹, Степанов
В.А.²**

¹*Россия, Москва, АО «НИКИЭТ»*

E-mail: baskov_pb@nikiet.ru

²*Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ.*

E-mail: slubsanov@gmail.com

Разработаны радиационно-стойкие, механически прочные, способные к эксплуатации при температурах до 600 °С радиаторные покрытия ионизационных камер (ИК). Радиатор конвертирует нейтронный поток в поток высокоэнергетических продуктов ядерных реакций ионизирующий рабочий газ. Заряд ионизации газа попадает на электроды ИК и передается во внешнюю электрическую цепь [1].

Предлагаемый материаловедческий подход при получении радиаторных покрытий ИК основано на формировании двухслойного компонентно-структурированного радиаторного покрытия [2], состоящего из адгезионного силикатного слоя и функционального нейтрон-чувствительного слоя, на основе термостойких соединений, содержащих изотопы ${}^6\text{Li}$ и ${}^{10}\text{B}$.

Применение изотопа ${}^6\text{Li}$ в качестве элемента радиаторного покрытия датчиков нейтронного потока перспективно в ядерном приборостроении, которые будут характеризоваться меньшим «выгоранием» по сравнению с существующими борными и актиноидными покрытиями [3]. Отсутствие информации в открытых источниках о радиаторных материалах на основе изотопа ${}^6\text{Li}$ и его соединений связано в первую очередь с высокой реакционной способностью материала и его летучестью.

Формирование литийсодержащих компонентно-структурированных покрытий основано на последовательных процессах нанесения адгезионного слоя силикатного связующего и нейтрон-чувствительного слоя фторида лития. Связующее на основе силиката натрия с наполнителем (α -кварц) в пластичном

состоянии механически наносится на поверхность электрода (сталь 12Х18Н10Т), проникая в микронеровности и углубления поверхности. Тиксотропно затвердевающая силикатная основа обладает развитой поверхностью, что способствует адгезии тонкодисперсного порошка фторида лития. В процессе сушки происходит окончательное формирование двухслойного покрытия. Величина удельной нейтронной чувствительности покрытия при облучении потоком тепловых нейтронов $\Phi = 10^4$ нейтрон/(см²·с) от Pu-Be источника составила $2,0 \cdot 10^{-17}$ Кл/нейтрон.

Продемонстрированы возможности применения литиевого радиатора в экспериментальном макете ИК. Чувствительность макета камеры с площадью литийсодержащего компонентно-структурированного радиаторного покрытия 56 см² при облучении потоком тепловых нейтронов $\Phi = 6 \cdot 10^3$ нейтрон/(см²·с) составила 10^{-15} А·с·см²/нейтрон.

Формирование борных компонентно-структурированных радиаторного покрытия происходит при последовательных процессах нанесения адгезионного слоя диоксида кремния и нейтрон-чувствительного слоя борного ангидрида. Адгезионный слой наносится термодеструкционным методом с применением в качестве прекурсора полисилоксана (ПЭС-5). В процессе термодеструкции органические радикалы улетучиваются, а кремнекислородный каркас полимера сохраняется, образуя покрытие с высокими адгезионными свойствами [4]. Нейтрон-чувствительный слой на основе борного ангидрида сформирован осаждением из раствора борной кислоты (обогащение по изотопу ¹⁰B – 19%) с последующей термообработкой. Установлено, что на поверхности подложки сформирован слой кремнезема цепочечной структуры толщиной около 2 мкм и нейтрон-чувствительный слой борного ангидрида. Определена оптимальная поверхностная плотность слоя борного ангидрида. Контроль радиационно-физических параметров проводился на альфа-спектрометрической установке при облучении образцов нейтронным потоком $\Phi = 10^4$ нейтрон/(см²·с) от Pu-Be источника. Максимальная величина удельной нейтронной чувствительности для серии образцов составила $3,4 \cdot 10^{-18}$ Кл/нейтрон.

Образцы электродов с радиаторными покрытиями, содержащими изотопы ^{10}B и ^6Li , прошли испытания по устойчивости к механическим перегрузкам при воздействии вибраций на стенде ВЭДС-1500. Образцы последовательно подвергались воздействию высокочастотных (200 Гц) вибраций с различной амплитудой ускорения (от 1 до 8g), при этом установлено, что радиаторные покрытия электрода сохраняют свою целостность.

При проведении серии термоциклических испытаний от 20 до 600 °С установлено, что значение нейтронной чувствительности радиаторных покрытий остается стабильным при последующих отжигах.

Результаты проведенных исследований показывают, что применение компонентно-структурированных высокотемпературных покрытий, содержащие изотопы ^{10}B и ^6Li , является перспективным материаловедческим решением в области радиационного прибороостроения.

Литература

1. Малышев Е.К., Засадыч Ю.Б., Стабровский С.А. Газоразрядные детекторы для контроля ядерных реакторов. М.: ЭнергATOMиздат, 1991. – 160 с.
2. Сахаров В.В., Мосягина И.В., Басков П.Б., Степанов В.А. Физико-материаловедческая комбинаторика пленочно-стекловолоконных материалов для радиационно-люминесцентного детектирования нейтронных потоков // Вопросы радиационной безопасности. – 2016. – № 2. – С. 55-63.
3. Басков П.Б., Саламаха Б.С., Глазюк Я.В., Намакшина А.А., Бондаренко С.А., Мушин И.М., Худин А.С. Литийсодержащие радиаторные материалы для нейтронных ионизационных камер. // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2024. – № 4. – С. 56-68.
4. Басков П.Б., Саламаха Б.С., Глазюк Я.В., Намакшина А.А., Бондаренко С.А., Мушин И.М., Худин А.С. Борсодержащие радиаторные покрытия ионизационных камер датчиков регистрации нейтронного потока // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2025. – № 1. – С. 51-64.

**ХИМИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИ
РАЗРАБОТКЕ РАДИАТОРНЫХ НЕЙТРОН-
ДЕТЕКТИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ
СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫХ ДЕТЕКТОРОВ**

**Басков П.Б., Басков С.П., Глазюк Я.В., Бондаренко С.А.,
Клочкова Н.В., Куржонков Р.В., Мушин И.М., Намакшина
А.А., Худин А.С.**

Российская Федерация, Москва, АО «НИКИЭТ»

E-mail: baskov_pb@nikiet.ru

Среди химических методов получения ультратонких радиаторных покрытий ионизационных камер деления особое место занимает «карбоксилатная» технология [1]. В основе которой лежит химико-структурная функционализация неорганических поверхностей радиаторных покрытий через низкотемпературное окислирование. Это обусловлено прежде всего возможностью получения пленочных покрытий различного компонентного и стехиометрического состава. Метод был успешно использован для получения высокотемпературных сверхпроводников, магнитных материалов, сегнетоэлектриков различного состава, активных материалов для литиевых источников тока, твердых электролитов, пленок диоксида олова для газовых сенсоров [2]. Основополагающими факторами использования «карбоксилатной» технологии для получения конденсированных сред радиационно-чувствительных элементов являются не только совмещение в ней всех преимуществ «химических» технологий модифицирования поверхности конструкционных материалов (простота технологических процессов, возможность нанесения на сложнопрофильные изделия и др.), но и возможность широкого варьирования составов при формировании многослойных структур.

В качестве нейтронного конвертера на поверхности электрода формируется оксидная пленка на основе нейтрон-чувствительных элементов, например, Li, B, Hf, Gd, U, Th, имеющих высокие сечения захвата нейтронов. Далее для получения информативного оптического сигнала при регистрации нейтронных потоков на поверхности конвертера формируется оксидная пленка в виде

матрицы (например, ZrO_2) легированной люминесцирующими ионами (Ce^{3+} , Eu^{3+} , Nd^{3+} и др.).

Механизм физического процесса, происходящего в радиаторном покрытии, заключается в том, что нейтрон, взаимодействуя с нейтрон-чувствительным элементом материала конвертора, образует частицу, которая возбуждает ионы РЗЭ, с последующей релаксацией и выделением люминесцентных фотонов в УФ видимой или ИК областях спектра. Фотонный поток транслируется по оптическому волокну к фоточувствительным элементам (например, фотоэлектронному умножителю) и преобразуется в электрические сигналы в устройстве обработки и вывода информации.

Предложенные химико-технологические решения при формировании радиаторных нейтрончувствительных материалов позволят создать новый класс сцинтилляционных детекторов, работающих на принципе конверсии нейтронного излучения в фотонный поток.

Литература

1. Сахаров В.В., Мосягина И.В., Басков П.Б., Степанов В.А. Физико-материаловедческая комбинаторика пленочно-стекловолоконных материалов для радиационно-люминесцентного детектирования нейтронных потоков // Вопросы радиационной безопасности. 2016. - № 2(82). - С.55-63.
2. Холькин А.И., Патрушева Т.Н. Экстракционно-пиролитический метод: получение функциональных оксидных материалов. М.: КомКнига. 2006. С.288.

КОНСТРУКТОРСКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ ДЕТЕКТОРА ФОНОВОГО НЕЙТРОННОГО ПОТОКА НА ОСНОВЕ КОМПОЗИТНЫХ СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

¹Бондаренко С.А., ¹Басков П.Б., ¹Глазюк Я.В. ²Громушкин Д.М., ¹Клочкова Н.В., ¹Литвинцева А.С., ¹Меньшиков А.А.,
¹Намакшина А.А., ²Петрухин А.А.,

¹Российская Федерация, г. Москва, АО «НИКИЭТ»

E-mail: nikiet@nikiet.ru

Атомная энергетика является наиболее развитым направлением электрогенерации, в котором с высокой тщательностью проработан весь производственный цикл атомных станций и ядерного топлива. При этом в мире наблюдается тенденция на повышение требований к безопасности объектов атомной промышленности, в том числе на усиление мер контроля фона тепловых нейтронов. Измерение величины потока тепловых нейтронов на уровне естественного фона (от 10^{-3} до 10 н/см²·с и более) является наиболее сложной задачей. Нейтроны не имеют электрического заряда, а для регистрации их потока на уровне естественного фона необходимы детекторы, обладающие большой площадью и высокой чувствительностью.

Наиболее перспективными детекторами тепловых нейтронов с точки зрения эффективности регистрации являются сцинтилляционные детекторы на основе композитных материалов, содержащих кристаллофосфоры ZnS(Ag) с различными нейтрон чувствительными добавками, содержащими, например, соединения ⁶Li. Продуктами распада последнего при захвате нейтронов являются заряженные частицы (альфа-частицы и тритоны). Заряженные частицы приводят к локальным энерговыделениям, в результате чего в сцинтилляторе возбуждаются уровни с большим временем высвечивания.

В работе разработаны конструкторско-технологического решения детектора фоновый нейтронный поток на основе композитных сцинтилляционных материалов с волоконно-оптическими каналами сбора, передачи и преобразования фотонного излучения с использованием отечественной компонентной базы.

В ходе проведения исследований были решены следующие задачи:

- синтезирован люминесцентный порошок на основе ZnS(Ag) со средним размером частиц 5 мкм, излучающий в синей области спектра (452 нм) и обладающий быстрым световыходом порядка 10^{-6} сек;
- синтезирован нейтрон-чувствительный порошковый материал на основе ⁶LiF (обогащение по изотопу ⁶Li до 70%) со средним размером частиц 5 мкм;

- получены композитные сцинтилляционные составы, содержащие ${}^6\text{Li}$ и ZnS(Ag) в определенном стехиометрическом соотношении;
- сформированы оптимальные многослойные структуры с большой площадью регистрации ($500 \times 400 \text{ см}^2$), оснащенные волоконно-оптической системой сбора для передачи фотонного излучения к регистрирующему модулю и проведены их исследования в низкоинтенсивных потоках нейтронов;

Ядерно-оптические исследования материалов проводились с использованием источника ${}^{252}\text{Cf}$ с потоком быстрых нейтронов в телесный угол 4π , порядка 700 с^{-1} , помещенного в центр куба из пластикового замедлителя размерами $20 \times 20 \times 20 \text{ см}^3$. Показано, что наибольшей чувствительностью обладают материалы, содержащие от 2,5 - 3 г/100 см^2 ${}^6\text{LiF}$ и 3 г/100 см^2 ZnS(Ag) .

На основе созданного волоконно-оптического детектирующего блока был изготовлен макет детектора для регистрации фонового нейтронного потока со следующими характеристиками:

- габаритные размеры детектирующего модуля $1000 \times 460 \times 70 \text{ мм}^3$;
- масса детектирующего модуля 13 кг;
- детектирующая область 2000 см^2 ;
- отбор нейтронных сигналов по форме импульса;
- эффективность регистрации тепловых нейтронов 10%;
- диапазон измерений потока тепловых нейтронов от 10^{-3} до $10 \text{ н/см}^2 \cdot \text{с}$.

Дальнейшие исследования направлены на повышение эффективности регистрации тепловых нейтронов за счет корректировки технологии синтеза люминесцентных кристаллофосфоров с лимитированной областью оптического спектра для определения зависимости величины световыхода от времени и температуры термической обработки кристаллофосфоров, разработку программы и проведение испытаний макета детектора в условиях воздействия потока нейтронов (до $10^4 \text{ н/см}^2 \cdot \text{с}$) и в условиях воздействия потока гамма-квантов.

ГИДРОТЕРМАЛЬНЫЙ СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В КАЧЕСТВЕ ТЕРМОСТАБИЛИЗАТОРА ПВХ-ПЛАСТИКАТОВ

Джуманиязов Х.Ш.¹, Мезенин Е.И.²

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

1. mrorlian777@mail.com

2. spw.rch@gmail.com

В ходе работы проводится синтез слоистых двойных гидроксидов (СДГ) на основе $Mg-Al$ и $Zn-Al$ с различным молярным соотношением металлов (от 1:1 до 4:1) в условиях автоклавной гидротермальной обработки. Исследование структурных параметров проводится с использованием рентгенофазового анализа (определение межплоскостного расстояния, размеров кристаллитов), сканирующей электронной и оптической микроскопии, элементного анализа и лазерной гранулометрии. Типичный спектр получаемых СДГ на примере гидротальцита представлен на рис. 1.

Для оценки стабилизирующего действия полученных СДГ синтезируются пластикаты на основе поливинилхлорида (ПВХ) с добавлением диизононилфталата и введением разработанных стабилизаторов. Для мониторинга термодеструкции используется лабораторная установка с кондуктометрическим контролем выделения HCl . Образцы пластикатов подвергаются контролируемому нагреву, и время начала деструкции сравнивается для образцов с различным составом СДГ. Предварительные результаты работы подтверждают наличие зависимости между межплоскостным расстоянием и эффективностью термостабилизации ПВХ.

Ожидается, что оптимальные соотношения $Mg-Al$ и $Zn-Al$ обеспечивали наибольшее замедление деградации, что связано с повышенной сорбционной активностью таких структур по отношению к HCl . Практическая значимость работы заключается в разработке безопасных и эффективных термостабилизаторов, применимых в производстве ПВХ-материалов строительного, кабельного и упаковочного назначения.

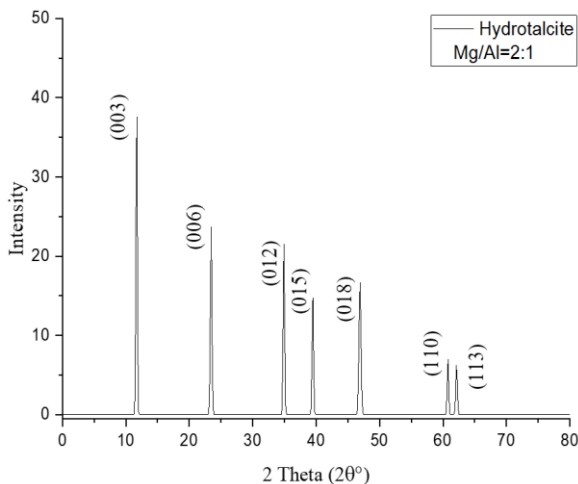


Рисунок 1. Рентгенограмма СДГ (гидротальцита) Mg–Al (2:1), полученного гидротермальным методом.

ОБРАБОТКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ДУГОВОЙ ПЛАЗМОЙ ВО ВНЕШНИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Мезенин Е.И.

Российская Федерация, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: spw.rch@gmail.com

В работе исследуется использование дуговой плазмы во внешних магнитных полях для обработки высокотемпературных керамических материалов (Al_2O_3 , Y_2O_3 , ZrO_2). Особенность такой обработки заключается в том, что используется возникающая высокотемпературная проводимость огнеупорного материала, которая частично проводит электрический ток, а также стабилизирует горение дуговой плазмы над поверхностью материала, сам дуговой разряд постоянного тока направляется внешним постоянным магнитным полем в зону обработки. Такая дуговая плазма позволяет гибко менять температурные режимы обработки, позволяя не только расплавлять обрабатываемый материал, но и спекать его без расплавления, образуя структуру с отпущенными остаточными механическими напряжениями после прекращения обработки.

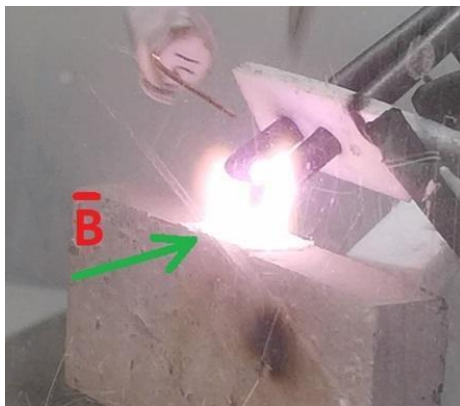


Рисунок 1 – управляемая внешним магнитным полем дуговая плазма на поверхности керамики на основе ZrO_2 .

Экспериментально показано, что возможно использовать дополнительную лазерную обработку материала, чтобы использовать дуговую плазму только для отпуска механических напряжений, используя лазерное излучение для спекания или расплавления материала в зоне обработки. Исследованы изменения морфологии и фазового состава высокотемпературных керамик на основе Al_2O_3 , Y_2O_3 , ZrO_2 после совместной обработки лазерным излучением и дуговой плазмой, установлена возможность подбора режимов обработки с целью снижения трещиноватости поверхности обрабатываемого материала.

Экспериментальное исследование влияния различных модифицирующих добавок на физико-механические характеристики сферопластика.

В.А.Жуков, А.С.Магрицкий И.В.Авцынова, Г.М.Разина

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

Государственный научный центр РФ (г. Обнинск)

К материалам и конструктивно-технологическим решениям для авиационно-космической техники предъявляются жесткие требования с целью создания легких и прочных конструкций. Помимо преимущественно углепластиковых обшивок и сотового заполнителя в таких конструкциях используются полимерные

композиции, заполняющие сотовую структуру в локальных зонах для передачи сосредоточенных нагрузок на изделия. В зависимости от конструктивных особенностей изделий массовая доля полимерного заполнителя может составлять до 30% общей массы конструкции.

Полимерный заполнитель представляет собой композицию, состоящую из полимерной матрицы и стеклянных полых микросфер, выступающих в роли основного наполнителя; такие композиции также называют сферопластиками.

Целью нашей работы являлись выбор модификаторов полимерных заполнителей для оптимизации весовых характеристик конструкции в целом и определение влияния модифицирующих добавок на плотность и механическую прочность полимерного сферопластика, используемого в композитных сотовых конструкциях.

В качестве исходной полимерной композиции нами был выбран полимерный заполнитель (сферопластик), состоящий из двух компонентов: связующее ЭДТ-10 и микросферы стеклянные полые марки МС-ВП-А9 группа 2Л.

Состав сферопластика в соответствии с техническими условиями представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Содержание компонентов в полимерном заполнителе

Наименование компонента	Содержание компонента, % масс.
Связующее ЭДТ-10	71,0
Микросферы	29,0

Для получения состава полимерной композиции с минимальной плотностью была изготовлена серия образцов с увеличенным содержанием полых стеклянных микросфер (таблица 2).

Таблица 2 – Содержание компонентов в модифицированных образцах

№ композиции	Содержание связующего, %	Содержание микросфер, %
1	68	32
2	65	35
3	62	38

Для дальнейших исследований были выбраны композиции № 1 и 2, тогда как в процессе изготовления композиция №3 оказалась непригодной к использованию в следствие переполненности смолы микросферами.

Плотность образцов, изготовленных из модифицированных сферопластиков определяли методом обмера и взвешивания (ГОСТ 15139-69, п.2). Плотность композиции №1 составила 417,3 г/см³, плотность композиции №2 составила 390,4 г/см³, поэтому дальнейшие исследования проводились с составом №2, содержащим 65% связующего и 35% полых стеклянных микросфер.

Испытания на определение предела прочности при сжатии исследуемых материалов проводили по ГОСТ 4651-2014 на брусках 10x10x15 мм, со скоростью нагружения 1 мм/мин. Результат по данному показателю составил (11,1±0,8) МПа, что не соответствует требованиям технических условий.

Для увеличения предела прочности при сжатии до уровня, требуемого в ТУ (>15 МПа), в состав №2 вводили модификаторы: фуллерен, диоксид титана и электрокорунд в количестве 0,5%, 1,0%, 1,5%, 2,0%, 3,0%.

Сводные данные по модифицированию полимерного заполнителя и результаты испытаний представлены в таблицах 11 – 12 и рисунках 9 – 12.

Таблица 10 – Результаты испытаний сферопластика с различным содержанием C₆₀.

Масс. доля C ₆₀ , %	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0
Сжатие, МПа	18,7 ± 0,8	19,8 ± 0,4	21,4 ± 0,5	22,5 ± 0,8	23,6 ± 0,6
Плотность, кг/м ³	426,3 ± 3,2	429,2 ± 2,8	430,8 ± 3,1	431,7 ± 3,4	432,9 ± 3,3
Удельная прочность, кПа/(кг/м ³)	43,9 ± 0,1	46,2 ± 0,1	49,7 ± 0,0	52,0 ± 0,1	54,4 ± 0,1

Таблица 11 – Результаты испытаний сферопластика с различным содержанием TiO₂.

Масс. доля TiO_2 , %	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0
Сжатие, МПа	18,1 ± 0,8	19,4 ± 0,7	20,2 ± 1,6	20,7 ± 1,1	21,5 ± 1,2
Плотность, кг/м ³	409,8 ± 2,9	423,3 ± 2,8	432,1 ± 3,4	437,0 ± 3,2	445,9 ± 3,8
Удельная прочность, кПа/(кг/м ³)	44,3 ± 0,1	45,6 ± 0,1	46,7 ± 0,1	47,4 ± 0,1	48,3 ± 0,1

Таблица 12 – Результаты испытаний сферопластика с различным содержанием Al_2O_3 .

Масс. доля Al_2O_3 , %	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0
Сжатие, МПа	18,5 ± 1,0	18,5 ± 1,0	19,8 ± 0,8	21,5 ± 1,1	22,2 ± 1,3
Плотность, кг/м ³	414,8 ± 2,8	422,0 ± 2,9	432,0 ± 1,5	436,9 ± 1,7	438,1 ± 1,0
Удельная прочность, кПа/(кг/м ³)	44,5 ± 0,1	43,8 ± 0,1	45,8 ± 0,1	49,3 ± 0,1	50,7 ± 0,1

Для всех композиций было отмечено увеличение прочностных свойств и плотности при повышении содержания модифицирующей добавки. Это указывает на эффективность использования модифицирующих добавок для улучшения характеристик материалов. При этом состав, содержащий 0,5% диоксида титана, обладает минимальной плотностью, а его прочность при сжатии соответствует требованиям технических условий. Удельная прочность этого состава составляет $(44,3 \pm 0,1)$ кПа/(кг/м³), что значительно выше, чем удельная прочность исходной композиции, равной $(33,3 \pm 0,1)$ кПа/(кг/м³).

В результате проведенных исследований был определен оптимальный состав полимерного заполнителя, содержащий 35 % полых стеклянных микросфер и 0,5 % диоксида титана в качестве модификатора. Такой сферопластик имеет плотность на 9% ниже указанной в технических условиях, при этом предел прочности при сжатии полученного материала полностью соответствует требованиям технических условий.

Показана эффективность варьирования состава полимерного заполнителя (сферопластика) на эпоксидной основе в сочетании с использованием модифицирующей добавки с целью снижения массы авиационных сотовых конструкций.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ 7075 ПОСЛЕ АЗОТИРОВАНИЯ

Лабунский Д.Н., Панченко И.А., Дробышев В.К.

*Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный
индустриальный университет*

E-mail: drobyshev_v.k@mail.ru

Исследование по наплавке сплава марки 7075 проводили с использованием 3D принтера Anycubic Chiron, работающего по технологии моделирования методом послойного наплавления (FDM). Изготовление исследуемого сплава осуществляли на алюминиевую подложку толщиной не менее 10 мм. В качестве защитного газа использовали аргон. Режимы наплавки и маркировка исследуемых образцов представлены в таблице 1 (скорость наплавки составляла 100 мм/мин; расход аргона – 10 л/мин).

Начальным режимом для проведения исследования был ранее используемый режим 1. Внешний вид наплавленного образца представлен на рисунке 1. Проведение эксперимента сопровождалось достаточно большим разбрызгиванием металла, обильным выделением газа [1]. При этом стоит отметить, что при визуальном измерительном контроле наблюдается небольшая пористость металла (поры менее 1 мм).

Таблица 1 – Параметры режимов наплавки сплава марки 7075

Образец (режим)	Сила тока, А	Напряжение , В	Скорость подачи проволоки, м/мин
1	90 – 100	16,8	5,2
2	70 – 80	16,8	4,5
3	50 – 60	16,8	4,0
4	50 – 60	20	4,0
5	70 – 80	15,8	4,5

6	80 – 90	15,8	5,0
7	70 – 80	14,8	4,5
8	80 – 90	14,8	5,0
9	70 – 80	13,8	4,5
10	80 – 90	13,8	5,0



Рисунок 1 – Внешний вид образца, изготовленного по режиму 1

Азотирование алюминия – технологический процесс химико-термической обработки, при которой поверхность алюминия насыщают азотом в специальной азотирующей среде. Различные методы азотирования алюминия используют для адаптации свойств материала к конкретным промышленным требованиям [2]. Для изучения микроструктуры модифицированных образцов, были выполнены электронно-микроскопические изображения с использованием энергодисперсионного спектрометра. При изучении морфологии поверхности образца из сплава AA7075 на сканирующем электронном микроскопе получили, что после обработки в дуговом разряде при помощи плазменного источника накалившимся катодом на поверхности обнаружена направленная зеренная структура с увеличением размера зерна до 200 мкм. На границах зерна отмечены выделения фаз Al и Al_3Fe , Al_2Mn , что подтверждено данными микрорентгеноспектрального анализа. Таким образом, морфология сплава марки 7075 после азотирования была неоднородной и имела поликристаллическую структуру. Размер зерен в образовавшемся слое, составляет от шестидесяти до двухсот микрон. В поперечном сечении

исследуемого слоя методом элементного картирования были выявлены включения, обогащенные атомами кислорода и марганца.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

Литература

1. Исследование механических свойств сплава AA7075, полученного аддитивным способом / В. К. Дробышев, И. А. Панченко, С. В. Коновалов, Д. Н. Лабунский // Ползуновский вестник. – 2024. – № 4. – С. 156-160. – DOI 10.25712/ASTU.2072-8921.2024.04.023.
2. Effect of Nitriding on the Microstructure and Mechanical Properties of AA7075 Alloy / I. A. Panchenko, S. V. Konovalov, V. K. Drobyshev [et al.] // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2024. – Vol. 65, No. 3. – P. 162-169. – DOI 10.1134/S1067821225600048.

ВЛИЯНИЕ ГРАФИТА ПРИ КОРОТКОИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ЛЕГИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ ОКСИДОМ ВИСМУТА НА АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА В УСЛОВИЯХ ГРАНИЧНОГО ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Широбокова А.С., Ипатов А.Г., Харанжевский Е.В.

Россия, Ижевск, УдГУ, УдГАУ

E-mail:anna362100@gmail.com

В результате короткоимпульсной лазерной обработки при легировании поверхности стали оксид висмута в значительной мере восстанавливается железом до металлического висмута [1]. В результате процесса восстановления в легированных слоях обнаруживается как восстановленный висмут, так и его оксид примерно в равных долях. К настоящему времени, механизм образования сверхнизкого коэффициента трения скольжения в условиях граничной смазки недостаточно выяснен, так как непонятно какая форма висмута (восстановленная или окисленная) в поверхностных слоях стали оказывает наилучшее влияние на триботехнические свойства стали при взаимодействии с окружающим воздухом.

Работа посвящена изучению зависимости структуры и триботехнических свойств от количества графита в составе порошковых материалов для короткоимпульсного лазерного легирования поверхности углеродистой стали оксидом висмута. Трибологические испытания выполнены в сопряжении легированной висмутом стальной поверхности с промышленным алюминиевым сплавом АЖ1 в условиях граничной смазки.

В данной работе будут представлены результаты испытаний на трение и износ, описывающие поведение стальных дисков в условиях граничного трения скольжения легированных оксидом висмута с различным добавлением графита в состав порошковой смеси, а также исследована микроструктура и EDAX-анализ поверхности дисков после испытаний на трение.

Установлено, что добавляемый графит взаимодействует с оксидом висмута при высокотемпературной лазерной обработке и приводит к появлению металлического висмута, что негативно влияет на работоспособность сопряжения при высокой контактной нагрузке. При этом чем выше содержание углерода как восстановителя в составе порошковой смеси, тем большее количество восстановленного при лазерной обработке оксида висмута в поверхности стали и тем ниже нагрузочная способность сопряжения при работе с постоянной скоростью 9,0 м/с. Полученные данные позволили уточнить механизм возникновения сверхнизкого коэффициента трения и сверхнизкого износа при трении скольжения в условиях граничной смазки.

[1] Kharanzhevskiy E. V. et al. Towards eliminating friction and wear in plain bearings operating without lubrication //Scientific Reports. – 2023. – Т. 13. – №. 1. – С. 17362. <https://doi.org/10.1038/s41598-023-44702-6>

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И МИКРОСТРУКТУРЫ ПОЛИКАРБОНАТА В РЕЗУЛЬТАТЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МНОГОСЛОЙНЫХ ИЗДЕЛИЙ АВИАЦИОННОГО ОСТЕКЛЕНИЯ

Д.Е. Чечин¹, Л.А. Плясункова¹, П.А. Степанов^{1,2}

¹АО «ОНПП «Технология» им. А. Г. Ромашина», г. Обнинск

²ИАТЭ НИЯУ МИФИ г. Обнинск

Для обеспечения прочностных и функциональных свойств остекление современных самолетов и вертолетов изготавливается в виде многослойных композиций, в основе которых применяются, как органические, так и силикатные стекла, склеенные между собой различными клеевыми составами [1-2]. Изготовление слоев многослойного сложнопрофильного остекления на основе органических стекол, в том числе поликарбоната, осуществляют, например, методом послойного формования вышележащего слоя на поверхность нижележащего слоя. Недостатком данного метода является необходимость дополнительного нагрева нижележащего слоя, до температуры 140-145°C, что на 5-10°C ниже температуры размягчения вышележащего слоя. С увеличением количества слоев в многослойном остеклении длительность температурного воздействия на нижележащие слоикратно возрастает, что может привести к снижению прочностных свойств поликарбоната на основе бисфенола А, который применяется в авиационном остеклении, как в России, так и за рубежом [3].

Целью данной работы является исследование влияния температурного воздействия на прочностные свойства поликарбоната, возникающего при изготовлении многослойных изделий остекления.

Для исследования были выбраны две марки поликарбонатов: ВТП-8/ПК-ЭА-7,0 отечественного производителя АО «Институт пластмасс» и Lexan ULG 1003 европейского производителя компании Sabic. Оценка прочностных свойств проводилась на образцах в исходном состоянии и после температурного воздействия при 145 °С в течении 5, 10, 15, 20 и 25 часов. Были определены: удельная ударная вязкость, предел прочности и модуль упругости при растяжении. Отмечено снижение прочностных свойств по мере увеличения длительности температурного воздействия.

Методами оптической и электронной микроскопии исследована поверхность разрушения поликарбонатов после приложения нагрузки при определении ударной вязкости и прочности при растяжении и выявлены особенности микроструктуры и механизмы разрушения, влияющие на значения свойств поликарбонатов.

Литература:

- [1] Сентюрин Е.Г., Мекалина И.В., Айзатулина М.К., Исаенкова Ю.А. История создания материалов самолетного остекления и полимерных материалов со специальными свойствами (к 75-летию лаборатории полимерных материалов со специальными свойствами) *Авиационные материалы и технологии*, 2017, №3, с. 81-86.
- [2] Митин А.О., Сентюрин Е.Г., Мекалина И.В., Богатов В.А. Защитные ударостойкие антивандальные материалы и многослойные композиции остекления. Москва, Труды ВИАМ, 2016.
- [3] Шнелл Г., Химия и физика поликарбонатов. Москва, Химия, 1967, с. 157.

ТЕРМОСТОЙКИЙ ПОЛИМЕРНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ФТАЛОНИТРИЛОВОЙ МАТРИЦЫ

Степаненко А.А.¹, Степанов П.А.^{1,2}, Атрощенко И.Г.¹, Чечин Д.Е.¹, Сибагатуллина Л.С.¹

¹ АО «ОНПП «Технология им. А.Г. Ромашина» г. Обнинск

² ИАТЭ НИЯУ МИФИ г. Обнинск

В современной технике радиопрозрачные элементы являются важнейшими частями конструкции. Они должны обладать стабильными диэлектрическими свойствами, высокой термостойкостью и низкими значениями водопоглощения при малой массе.

Вышеперечисленными свойствами обладают керамические материалы и композиционные материалы (КМ) на основе органических и неорганических матриц, армированных стекловолокном.

Широко применяемые полимерные КМ на основе эпоксидных и фенолформальдегидных смол имеют низкие температуры эксплуатации до 400 °С. Применение высокотемпературных полиимидных и кремнийорганических матриц сдерживается низкой технологичностью и пористостью (до 15 %) возникающей в процессе поликонденсации [1]. Этих недостатков лишены фталонитриловые матрицы и КМ на их основе. Пористость

фталонитриловых КМ составляет не более 5 %. Фталонитрилы имеют удовлетворительные механические свойства при нагреве до 800 °С при сохранении диэлектрических характеристик, а при их отверждении не выделяются опасные низкомолекулярные легколетучие вещества [2].

Описанные выше свойства фталонитриловых матриц и КМ на их основе делают их перспективными материалами для изготовления материалов радиотехнического назначения.

В АО «ОНПП «Технология им. А.Г. Ромашина» разработана технология получения КМ на основе фталонитриловой матрицы. В данной работе описаны диэлектрические и физико-механические свойства полученного КМ.

Литература:

1. Высокотемпературные полимерные композиционные материалы, разработанные во ФГУП «ВИАМ», для авиационно-космической техники: прошлое, настоящее, будущее (обзор). А.Г. Гуляева, А.О. Курносов, И.Н. Гуляев
2. Безрастворная технология изготовления препрега на основе высокотемпературного порошкового фталонитрильного связующего. А.О. Курносов, М.И. Вавилова, И.Н. Гуляев, К.Р. Ахмадиева

**ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК
МОДИФИЦИРОВАННОГО ТЕРМОСТОЙКОГО
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ
АЛЮМОБОРФОСФАТНОГО СВЯЗУЮЩЕГО
И.Г. Атрощенко¹, П.А. Степанов^{1,2}, В.В. Антонов¹, И.И.
Клюева¹**

¹АО ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина» г. Обнинск

²ИАТЭ НИЯУ МИФИ г. Обнинск

Неорганические фосфатные связки нашли широкое применение в разных областях промышленности, в том числе в качестве связующего при производстве термостойких композиционных материалов (КМ).

Для создания КМ на основе неорганических фосфатных связующих радиотехнического назначения с температурой

эксплуатации 800 °С длительно, до 1200 °С кратковременно могут быть применены текстурированные наполнители на основе кварцевых и кремнеземных нитей.

Среди преимуществ алюмофосфатных связующих (АФС) экологичность и экономичность, благодаря высокой температуре плавления фосфатов алюминия температура эксплуатации вплоть до 1900 °С. В качестве существенного недостатка - образование осадков при хранении и разбавлении. Композиционные материалы на основе АФС обладают низкими значениями прочности, что ограничивает применение в теплонагруженных конструкциях.

Алюмохромфосфатные связующие (АХФС) стабильны в процессе хранения, имеют высокую термическую стойкость, хорошую совместимость с различными наполнителями. АХФС сохраняют аморфный характер в более широком температурном интервале (до 900 °С).

Алюмоборфосфатные связующие (АБФС) относятся к алюмофосфатным связкам, модифицированным путем введения борной кислоты. АБФС в температурном диапазоне до 500 °С представляет собой стекловидный материал с небольшим количеством кристаллов. При нагреве свыше температуры 500 °С происходят процессы кристаллизации аморфной фазы, максимальное количество кристаллической фазы наблюдается при температуре 700 – 800 °С.

Изменение микроструктуры АБФС при нагреве свыше 500 °С приводит к резкому ухудшению диэлектрических характеристик термостойкого КМ на основе кварцевого кварцевой ткани и АБФС (тангенс угла диэлектрических потерь после нагрева КМ до температуры 600 – 700 °С на частоте 10^{10} Гц составляет $>300 \times 10^{-4}$), что ограничивает применения КМ в конструкциях радиотехнического назначения.

Были проведены комплексные исследования и получены результаты по влиянию на термические свойства, изменение микроструктуры и фазового состава в широком температурном диапазоне добавления в состав АБФС различных порошковых наполнителей с целью расширения области существования аморфной фазы алюмоборфосфатного связующего.

Подобран оптимальный состав компонентов связующего для разработки термостойкого радиопрозрачного КМ, режимы

формования и термообработки для получения стабильных физико-технических характеристик. В качестве наполнителя КМ выбрана кварцевая ткань.

Разработанный в АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина» термостойкий радиопрозрачный КМ на основе алюмоборфосфатного связующего работоспособен до температуры 800 °С длительно, до 1000 °С кратковременно. Материал характеризуется стабильными физико-механическими, диэлектрическими, теплофизическими характеристиками во всем температурном диапазоне эксплуатации. Отсутствие изменений геометрических размеров КМ («распухание» материала) при нагреве до 1000 °С расширяет область его применения в теплонагруженных конструкциях в качестве теплозащитных радиопрозрачных экранов различной аппаратуры.

**Определение квантового выхода пластикового
сцинтиллятора на основе полиметилметакрилата с
добавлением 1,10-фенантролин три-(бензоилфенилацетонат)
европия под воздействием рентгеновского излучения**

Маричев Г.В., Попова Ю.А., Степанов В.А.

Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: popovaiua20@oiate.ru

В ходе работы был получен спектр радиолуминесценции сцинтиллятора из полиметилметакрилата (ПММА), содержащего 2% 1,10-фенантролина три-(бензоилфенилацетоната) европия. Сцинтиллятор облучали рентгеновским излучением с длиной волны 0,154 нм. В результате были определены максимумы интенсивности свечения: 599нм и 626нм.

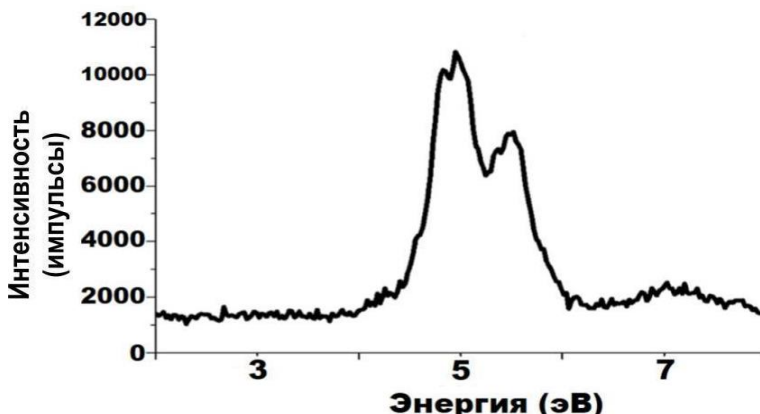


Рисунок 1 — Спектры свечения радиолуминесценции сцинтиллятора

Также был рассчитан квантовый выход люминесценции сцинтиллятора на основе полиметилметакрилата, допированного 2 массовыми процентами $C_2H_8N_2Eu(C_{15}H_{11}O_2)_3$ при облучении рентгеновским излучением с мощностью 0,93Вт, который равен $6,59 \cdot 10^5$. В сравнении с другими люминофорами, например, отношение количества испускаемых фотонов к количеству поглощённых фотонов фотолюминесценции люминофора $C30H33EuF21O6$ равен $4 \cdot 10^4$, $C12H8N2Eu(C15H11O2)_3$ имеет приемлемый квантовый выход.

МЕТОДОЛОГИЯ DMAIC В ОБЕСПЕЧЕНИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАДЕЖНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПКМ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ МЕТОДОМ ППД

А.А. Степаненко, В.А. Кулешова, В.В. Кирюшина, П.А.
Степанов

*Россия, г. Обнинск, АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина»
E-mail: info@technologiya.ru*

Для оценки состояния технологического процесса (ТП) производства изделий требуемого качества введено понятие технологической надежности. Данный термин не имеет единого количественного показателя, а может быть охарактеризован

совокупностью количественных и качественных факторов, таких как:

- точность и стабильность технологических параметров, свойств исходного сырья, выходных параметров материала и изделия;
- нахождение ТП в статистически управляемом состоянии, отсутствие особых причин нарушения качества;
- высокий уровень индексов пригодности и воспроизводимости;
- отсутствие сбоев в производстве, низкий уровень коэффициентов запуска;
- отсутствие сбоев при контроле качества партии изделий (квалификационные, периодические испытания).

Обеспечение высокого уровня технологической надежности возможно за счет сбора и анализа информации о ТП и последующего проведения мероприятий, направленных на минимизацию производства некондиционной продукции.

Данная стратегия управления качеством, разработанная Э. Демингом с использованием идей У. Шухарта и известная как методология DMAIC (ГОСТ Р ИСО 13053-1-2015), внедрена в производство изделий из полимерных композиционных материалов (ПКМ), изготавливаемых методом пропитки под давлением (ППД).

Сбор данных в рамках текущего производства осуществляется в электронных базах данных MS Excel, ORACLE, 1С:ПАУК, ЛИС. Анализ статистической информации проводится ежедневно и заключается в контроле соответствия выбранных параметров ТП и материалов требованиям рабочей конструкторской и технологической документации, нормативно-технической документации на исходное сырье. Так, анализ свойств связующего, измеряемых при входном контроле, показал стабильность их изменения, приемлемый уровень вариаций и отсутствие выхода за установленные контрольные границы.

Оценка состояния ТП с точки зрения стабильности и управляемости проводится один раз в год в рамках выполнения

мероприятий программ обеспечения надежности на стадии серийного производства (ГОСТ РВ 0027-102-2019). Особое внимание уделяется динамике структурных свойств ПКМ, внешнему виду изделий после операции формования (пятна, складки), отсутствию критически значимых дефектов (по результатам неразрушающего контроля), точности и стабильности геометрических параметров (толщина стенки). Стабильность ТП подтверждается с помощью контрольных карт Шухарта.

Работы над повышением уровня технологической надежности изделий из ПКМ позволили выявить важные параметры качества, до сих пор не входившие в перечень контролируемых параметров. К ним относятся термомеханические свойства связующего (термодеструкция) и деформационно-прочностные свойства ПКМ при одновременном воздействии нагрузки и температуры (теплостойкость). Уровень данных свойств, определяемый на сегодняшний день факультативно каждый раз при смене партии связующего, является индикатором качества изготовленного изделия и дает технологам дополнительную информацию о возможных рисках ТП.

- Almashi L. , 51
Theron C.C., 77
Ke Y. , 51
Аверкиев И.К., 17
Авцынова И.В., 88
Акашев Л.А., 70
Алексеев А.В., 57
Альжев В.М., 13
Антонов В.В., 98
Антошина И.А., 45, 23, 24
Атанова А.В., 49
Атрощенко И.Г., 97, 98
Базалеева К.О., 49, 57
Баклушина И.В., 15
Басков П.Б., 78, 81, 83
Басков С.П., 81
Баянкин В.Я., 17, 32
Бинков И.И., 49
Богачев А.Аю, 51, 68
Богучава Г.Д., 51
Бондаренко С.А., 78, 81, 83
Быков П.В., 17
Быстров С.Г., 17
Вашук Е.С., 50
Воробьев В.Л., 17
Георгиу И.Ф., 24
Георгиу Ю.Н., 24
Гладышева В.С., 17
Глазюк Я.В., 78, 81, 83
Гостевская А.Н., 61
Горшкова Ю.Е., 51
Гремячкин Д.Е., 44
Громов В.Е., 15, 69
Громушкин Д.М., 83
Гусев Н.В., 44
Дегтярева А.Г., 9
Демидов, А.Б., 20
Джуманиязов Х.Ш., 85
Дробышев В.К., 55, 91
Дроздов А.Ю., 32
Дюжева-Мальцева Е.В., 43
Жуков В.А., 88
Жуковская Я.Л., 23
Журавлев Ю.Н., 34
Забейжайлов М.О., 24, 45
Загуляев Д.В., 73
Запольская Е.М., 55, 61
Иванников А. А., 29
Ипатов А.Г., 93
Исаев Е.И., 12, 58
Киселев А.И., 70
Кирюшина В.В., 101
Клауз А.В., 51
Клочкова Н.В., 81, 83
Клюева И.И., 98
Клюшин И.И., 29
Колотов А.А., 32
Коновалов С.В., 38, 41, 61
Корабельников Д.В., 34
Кордо М.Н., 24
Кулешова В.А., 101
Кузнецова В. А., 41
Куржонков Р.В., 81
Лабунский Д.Н., 27, 91
Литвинцева А.С., 83
Ломиворотов Н.П., 37
Лубсанов А.Б., 58
Лыкова К.Е., 12
Мажарин А.В., 38
Маричев Г.В., 100
Магрицкий А.С., 88
Мезенин Е.И., 85, 86

Мельников Д.А., 23	Серебрякова А.А., 73
Меньшиков А.А., 83	Сibaгатуллина Л.С., 97
Миронов Р.А., 24	Сивак А.Б., 20, 53
Михно А.Р., 38	Степаненко А.А., 97, 101
Мушин И.М., 78, 81	Степанов В.А., 12, 58, 77, 100
Намакшина А.А., 77, 80, 81	Степанов П.А., 23, 95, 97, 98, 101
Никитин А.А., 51, 68	Терехова С. М., 29
Овчаренко А.М., 63	Тетельбаум Д.И., 32
Панова В. С., 41	Тыртышный М.Г., 66
Панченко И.А., 27, 41, 13, 37, 38, 55, 61, 91	Ульянов А.Л., 17
Пермякова И.Е., 43	Федотов И. В., 29
Петрухин А.А., 83	Фоломеев В.И., 44
Печенкин В.А., 44	Харанжевский Е.В., 93
Печенкин К.В., 45	Хомич А.А., 51, 68
Плясункова Л.А., 95	Худин А.С., 78, 81
Понкратова Ю.Ю., 49, 57	Чапайкин А.С., 69
Попов Н.А., 70	Черепанова Г.И., 27, 37
Попова Ю.А., 100	Чернов В.М., 53
Почетуха В.В., 50	Чернов М.Е., 66
Разина Г.М., 88	Чечин Д.Е., 95, 97
Рогожкин С.В., 51, 68	Чирков Р.А., 23
Романов Д.А., 15, 50, 69	Шевченко В.Г., 70
Рюмин Д.С., 23	Шипшев Р.Б., 57
Саламаха Б.С., 78	Широбокова А.С., 93
Сафарова Д.Э, 57	Шляров В.В., 73
Севрюков О. Н, 29	Шлярова Ю.А., 73
Селищев П.А., 77	