



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



**ИАТЭ НИЯУ МИФИ**



**ЛАБОРАТОРИЯ  
МАТЕРИАЛОВ  
ИАТЭ**

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



**ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ**

**13 июня – 15 июня 2023**

**ОБНИНСК**

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

Тезисы докладов опубликованы в авторской редакции.

© ИАТЭ НИЯУ МИФИ, 2023г.

© Авторы, 2023г

# СОДЕРЖАНИЕ

<b>Громов В.Е., Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф., Ефимов М.О., Шлярова Ю.А., Панченко И.А., Бирюкова Е.Н.</b>	
СТРУКТУРНО-РАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	5
<b>Ващук Е.С., Романов Д.А.</b>	
ПОВЫШЕННЫЙ РЕСУРС РАБОТЫ СВЕРЛ ИЗ СТАЛИ P18 ЗА СЧЕТ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА	6
<b>Быков П.В., Воробьев В.Л., Климова И.Н., Колотов А.А., Шушков А.А., Баянкин В.Я.</b>	
ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ Ti-Al И Ni-Al МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ.	6
<b>Овчаренко А.М.</b>	
РАЗВИТИЕ РАСПУХАНИЯ ПРИ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ ЧИСТОГО ВАНАДИЯ	7
<b>Московский С.В.</b>	
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ C-Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ	7
<b>Почетуха В.В., Романов Д.А.</b>	
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo-Au-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ	9
<b>Чернов В.М.</b>	
ХЛАДНОЛОМКОСТЬ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ «ДО - В ПРОЦЕССЕ - ПОСЛЕ» РЕАКТОРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ	9
<b>Романов Д.А., Почетуха В.В.</b>	
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiV <sub>2</sub> -Ag-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ	9
<b>Войлочников А.И., Мазур В.В., Кухарук А.А., Авцынова И.В.</b>	
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ ПКМ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ПО БЕЗАВТОКЛАВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ QUICKSTER И АВТОКЛАВНЫМ МЕТОДОМ ФОРМОВАНИЯ	11
<b>Магрицкий А.С., Богачев А.А., Авцынова И.В., Шогенов В.А.</b>	
ВЛИЯНИЕ НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРНОГО ЗАПОЛНИТЕЛЯ ПЗ-1 НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ.	13
<b>Степаненко А.А., Степанов П.А., Никулина О.В.</b>	
ИЗМЕНЕНИЯ РАДИОТЕХНИЧЕСКИХ, ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО С ПОМОЩЬЮ ПОРОШКОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ	15

**Панёнков В.А., Степанов П.А., Кирюшина В.В.**

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ 16

**Бабаевский П.Г., Синицын А.Ю., Шогенов В.А., Свиридов А.Г.**

СТРУКТУРА ПРОШИТЫХ СЛОИСТЫХ УКМ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ФМХ ПРИ СЖАТИИ В ПЛОСКОСТИ ЛИСТА  
17

**Жмурин А.И.**

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ЗАРОДЫШЕЙ  $\beta$ -ФАЗЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
САМОАРМИРОВАННОГО НИТРИДА КРЕМНИЯ 19

**Азарченков А.Д., Тыртышный М.Г.**

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И  
МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ ЭП-823 20

**Селищев П.А.**

ПОСТ-АВТОВОЛНОВОЙ РЕЖИМ ОТЖИГА РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ 21

**Воробьев В.Л., Гладышева В.С., Быков П.В., Быстров С.Г., Климова И.Н., Колотов А.А., Баянкин В.Я.**

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ПООЧЕРЕДНОМ  
ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ  $N^+$  И  $O^+$  22

**Тропин Т.В., Селищев П.А., Петренко В.И., Авдеев М.В., Аксенов В.Л.**

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ АГРЕГАЦИИ В МАЛОПОЛЯРНЫХ РАСТВОРАХ  $C_{60}$  22

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

ВЛИЯНИЕ ПОВЫШЕНИЯ ИНДУКЦИИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ С 0,3Тл ДО 0,4 Тл НА ФОРМИРОВАНИЕ  
ПОВЕРХНОСТИ СВИНЦА ПРИ РАЗРУШЕНИИ 24

**Мосиук В.Н., Иванова С.М., Ворвиль С.В., д.т.н. Бухаров С.В.**

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ПОДХОДОВ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ  
МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ЭПОКСИБИСМАЛЕИМИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО ТЭИС-53 25

**Демидов Д.Н., Сивак А.Б.**

МЕТОД МОДЕЛИРОВАНИЯ 1D/3D ДИФФУЗИИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В НЕОДНОРОДНОМ  
УПРУГОМ ПОЛЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ 26

**Сивак А.Б.**

МНОГОУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И  
РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ МЕТАЛЛОВ 27

**Мезенин Е.И., Степанов В.А.**

ОБРАБОТКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ИНИЦИИРУЕВОЙ АНТЕННЫМ  
ЭФФЕКТОМ СВЧ-ПЛАЗМОЙ 28

**Чебышев В.Д., Кудашов Д.В., Орлов Ю.А., Соловьев Н.П.**

ВЛИЯНИЕ СВИНЦОВО-ВИСМУТОВОГО ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СТАЛИ ЭП823-Ш 29

**Ефимов М.О., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А., Панченко И.А.**

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЭС КАНТОРА Co-Cr-Fe-Ni-Mn, СФОРМИРОВАННОГО НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ СПЛАВА 5083 30

**Порфирьев М.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А., Крюков Р.Е.**

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РЕЛЬСОВ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ 31

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

КОМПОЗИТНЫЕ ПЛЕНОЧНЫЕ СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНОВ 32

**Басков П.Б., Бондаренко С.А., Глазюк Я.В., Кожин А.Ф., Намакшина А.А., Саламаха Б.С., Меньшиков А.А., Мушин И.М., Худин А.С.**

БОРАТНЫЕ РАДИАТОРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЕТЕКТОРОВ НЕЙТРОННОГО ПОТОКА 33

**Исаев Е.И., Степанов В.А.**

ПОСТРАДИАЦИОННАЯ ВНУТРЕННЯЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ ПИРОЛИТИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА. 34

**Березуцкий А.В.**

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОЙ РЕФЛЕКТОМЕТРИИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАЛИЧИЯ И ТОЛЩИН НЕОДНОРОДНОСТЕЙ ПО СОСТАВУ НА ГРАНИЦЕ КВАНТОВОЙ ЯМЫ В СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ AlGaAs/GaAs 35

**Антошина И.А., Понимаш А.В.**

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА 36

**Кузьмин А.И., Савенкова В.О.**

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО СОСТАВА НА ОСНОВЕ ZrO<sub>2</sub> ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЯ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ 37

**Пазюк А. Н., Орлов Ю. А., Плаксин О. А., Дворяшин А. М.**

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НИКЕЛЕВОГО ПРИПОЯ МЕТОДОМ ГАЗОВОЙ АТОМИЗАЦИИ РАСПЛАВА 38

**Атрощенко И.Г., Степанов П.А.**

ТЕРМОСТОЙКИЙ МНОГОСЛОЙНЫЙ РАДИОПРОЗРАЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО 39

**Орлов Ю. А., Пазюк А. Н., Соловьев Н. П.**

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОШКОВ ИЗ СПЛАВА 42ХНМ 40

<b>Чухланцев А.С. Степанов В.А.</b>	
АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ АНАЛИЗ РЕНТГЕНОВСКИХ ДИФРАКТОГРАММ	<b>41</b>
<b>Савенкова В.О.</b>	
ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ КЕРАМИКИ ИЗ $ZrO_2$ , СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ $Y_2O_3$ , В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ.	<b>42</b>
<b>Степанов В.А., Антошина И.А., Исаев Е.И., Романов М.А.</b>	
МУЛЬТИЛАЗЕРНОЕ НАПЛАВЛЕНИЕ ЗАЩИТНОГО ОКСИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА КЕРАМИЧЕСКИЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ	<b>44</b>
<b>Ястребов С.В., Попов А.Г.</b>	
АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕПЛАСТИКОВ	<b>44</b>
<b>Маричев Г.В., Степанов В.А.</b>	
НЕЙТРОН-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ БОРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ КАМЕР ДЕЛЕНИЯ	<b>46</b>

# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО- ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Громов В.Е. <sup>1</sup>, Коновалов С.В. <sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф. <sup>2</sup>, Ефимов М.О. <sup>1</sup>, Шлярова Ю.А. <sup>1</sup>,  
Панченко И.А. <sup>1</sup>, Бирюкова Е.Н. <sup>1</sup>

<sup>1</sup> Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет

<sup>2</sup> Россия, г. Томск, Институт сильноточной электроники СО РАН

*gromov@physics.sibsiu.ru*

Целью настоящей работы является установление влияния электронно-пучковой обработки на элементный, фазовый состав, дефектную субструктуру и свойства пленки В+Сг, нанесенной на подложку из высокоэнтропийного сплава AlCrFeCoNi.

Высокоэнтропийный сплав (ВЭС) неэквивалентного состава AlCrFeCoNi, полученный по аддитивной технологии WAAM – проволочно-дугового аддитивного производства был использован в качестве материала исследования. Первоначально на поверхности ВЭС было сформирована пленка В+Сг толщиной 0,5 мкм каждого элемента. Далее сформированную на подложке пленку облучали электронным пучком с параметрами: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов (20-40) Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса 200 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>, давление рабочего газа (аргон) 0,02 Па.

Импульсная электронно-пучковая обработка системы «пленка-подложка» значительно изменяет механические и трибологические свойства ВЭС. Во-первых, значительно возрастает микротвердость, достигая максимума при плотности энергии пучка электронов  $E_s=20$  Дж/см<sup>2</sup>. При этом же значение  $E_s$  снижается износ и коэффициент трения. Это может быть обусловлено преобразованием структуры поверхностного слоя. Анализ, выполненный методами СЭМ, показывает, что поверхность системы

«пленка-подложка» при  $E_s=20$  Дж/см<sup>2</sup> фрагментирована сеткой микротрещин, размеры фрагментов 40-200 мкм. Средний размер зерен во фрагментах составляет 2,7 мкм, что в 4,5 раза меньше размера зерен ВЭС до облучения. Такое значительное уменьшение среднего размера является причиной повышения прочностных свойств системы «пленка-подложка». При  $E_s=40$  Дж/см<sup>2</sup> наблюдается рост среднего размера зерен до 10 мкм, сетка микротрещин сохраняется, что свидетельствует о высоком уровне растягивающих напряжений в поверхностных слоях при облучении. При облучении системы «пленка-подложка» с  $E_s=20$  Дж/см<sup>2</sup> наблюдается растворение пленки. Выявлены протяженные прослойки пленки в объеме и вдоль границ фрагментов и островки пленки в стыках фрагментов. При  $E_s=30$  Дж/см<sup>2</sup> и выше пленка (В+Сг) полностью растворяется. Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что сохранившиеся после облучения системы «пленка-подложка» импульсным электронным пучком при 20 Дж/см<sup>2</sup> участки пленки обогащены атомами хрома, бора и кислорода.

Вдоль границ фрагментов наблюдается протяженные прослойки, обогащенные кислородом и алюминием. При высокоскоростной кристаллизации поверхностного слоя формируется суб зеренная структура. При  $E_s=20$  Дж/см<sup>2</sup> суб зеренная структура наблюдается редко; при  $E_s=30$  Дж/см<sup>2</sup> суб зеренная структура формируется в стыках границ зерен и фрагментов; при  $E_s=40$  Дж/см<sup>2</sup> субзерна формируются по всей поверхности образца. Размер субзерен не зависит от плотности энергии пучка электронов и составляет (150-200) нм.

Участки, образовавшиеся на поверхности при облучении системы «пленка-подложка» при  $E_s=(30-40$  Дж/см<sup>2</sup>) обогащены атомами хрома, алюминия и кислорода.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49>

## ПОВЫШЕННЫЙ РЕСУРС РАБОТЫ СВЕРЛ ИЗ СТАЛИ P18 ЗА СЧЕТ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Ващук Е.С., Романов Д.А.

Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет,  
vaschuk@bk.ru

На поверхности сверл из стали P18 получено упрочняющее покрытие из карбида вольфрама. Сформированное покрытие имеет толщину до 200 мкм. В качестве прототипа промышленного образца готовой продукции на рисунке 1 приведен инструментальный набор сверл из стали P18 с упрочненной поверхностью за счет электровзрывного покрытия из карбида вольфрама.



Рисунок 1 – Инструментальный набор сверл из стали P18. Поверхность сверл упрочнена покрытием из карбида вольфрама, полученным методом электровзрывного напыления

Исследование выполнено в научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, – создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области – Кузбасса № 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение № 8.

## ФОРМИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ Ti-Al и Ni-Al МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ.

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

Россия, Ижевск, УдмФИЦ УрО РАН

E-mail: bykovpv@udman.ru

Интерметаллидные фазы, в частности систем Ni-Al и Ti-Al, имеют уникальные физико-механические свойства [1]. Они сохраняют структуру и прочность при высоких температурах, по антикоррозионным и антифрикционным свойствам значительно превосходят обычные материалы. В частности, алюминиды титана (TiAl, Ti<sub>3</sub>Al) и никеля (NiAl, Ni<sub>3</sub>Al) являются конструкционными материалами, успешно используются в авиационной технике благодаря их малой плотности, высокой жаростойкости и жаропрочности, хорошим литейным свойствам. В настоящее время применяются разнообразные методы получения сплавов на основе интерметаллидов: традиционные литейные технологии, плавки в дуговой печи в атмосфере аргона, вакуумно-дуговая плавка, метод электрошлаковой плавки, методы порошковой металлургии и т.д. [2]. Методы порошковой металлургии, в том числе в сочетании с механическим легированием, требуют многочасового помола компонентов и длительного выдерживания при высоких температурах и давлениях. Кроме того, традиционными методами трудно получить однофазные сплавы или сплавы заданного состава, однородные по объему, без повышенного содержания примесей.

Формирование интерметаллидных структур в нанокристаллическом состоянии в поверхностных слоях металлических материалов может быть успешно реализовано при воздействии на поверхность высокоинтенсивных пучков ионов металлов [3]. Кроме того, ионное перемешивание, основанное на внедрении требуемой примеси из поверхностных слоев при передаче им кинетической энергии первичного пучка, имеет большие перспективы для получения новых структур и соединений с заданными свойствами [4].

Целью данной работы являлось исследование влияния параметров облучения ионами аргона на формирование состава и структуры поверхностных слоев систем Ni–Al и Ti–Al.

Исследование методом РФЭС показало, что в условиях ионно-лучевого перемешивания при использованных параметрах облучения и толщин пленок, в поверхностных слоях системы никель-алюминий формируется интерметаллид, соответствующий Ni<sub>3</sub>Al-стехиометрии, а системы титан-алюминий - TiAl.

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

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

#### **Литература:**

- 1) Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni<sub>3</sub>Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 358 с.
  - 2) Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. Томск: Изд-во Томского ун-та, 1989. 214 с.
  - 3) Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. Градиентные поверхностные слои на основе интерметаллидных частиц: синтез, структура, свойства. Томск: Изд-во НТЛ, 2013, 260 с.
- Бачурин В.И., Кривелевич С.А. Влияние облучения ионами аргона на образование интерметаллических соединений в системе никель-алюминий // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2009. – № 4. – С. 63-66

## **РАЗВИТИЕ РАСПУХАНИЯ ПРИ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ ЧИСТОГО ВАНАДИЯ**

**Овчаренко А.М.**

*Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»*

*E-mail: ovcharenko\_am@nrcki.ru*

Нейтронное облучение меняет микроструктуру конструкционных материалов ядерных энергетических установок, вызывая их размерную нестабильность. Распухание представляет наибольшую опасность среди явлений, ответственных за изменение размеров элементов конструкций ядерных реакторов. Считается, что ванадий, являющийся ОЦК-металлом, и его сплавы, имеют высокую стойкость к распуханию, несмотря на то, что бинарные ферритные и хромистые сплавы ванадия обнаружили аномально высокие скорости распухания. Тем не менее, сплавы на основе ванадия рассматриваются как перспективные материалы для изготовления оболочек твэлов в реакторах на быстрых нейтронах и blankets термоядерных установок [1,2].

В настоящем докладе представлены результаты численного анализа экспериментальных данных накопления пор, петель СМА и распухания [3], полученные в чистом ванадии, облученном быстрыми нейтронами до радиационной дозы 1,3 сна при температуре 370°C. Это потребовало включить в расчетную модель особенности генерации дефектов при каскадообразующем нейтронном облучении: генерация вакансионных и СМА кластеров в каскадах. Также учтено, что кроме генерации одиночных вакансий и СМА, мигрирующих трехмерно, продуцируются одномерномигрирующие СМА кластеры,

которые по-разному взаимодействуют с внутренними стоками материала. Эти различия приводят к возникновению т.н. каскадного фактора предпочтения, объясняющего развитие распухания при нейтронном облучении [4,5]. Расчеты проводились с использованием разработанного нового вычислительного кода, который учитывает оба механизма распухания: каскадный и дислокационный. Результаты расчетов находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными.

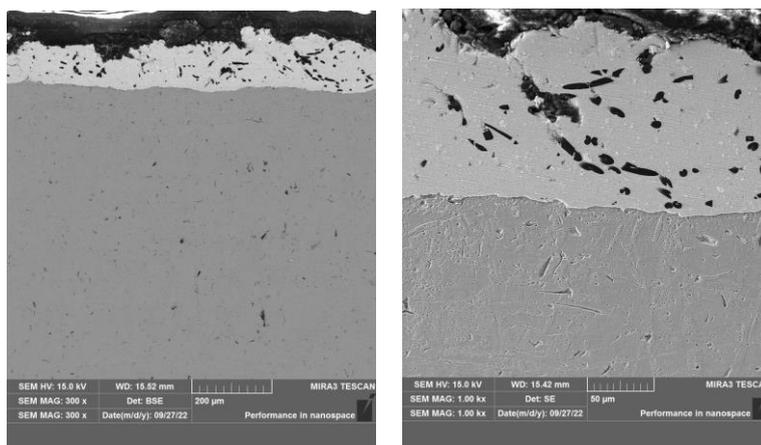
#### Литература:

1. Le Flem M., Gentzbittel J., Wident P. Assessment of a European V-4Cr-4Ti alloys – CEA-J57, J. Nucl. Mater., 442 (2013) 325–329
2. Muroga T., Chen J., Chernov V., Kurtz R., Le Flem M. Present status of vanadium alloys for fusion application. J. Nucl. Mater., 455 (2014) 263–268
3. С. И. Поролло, А. М. Дворяшин, Ю. В. Конобеев, Радиационные повреждения в облученных нейтронами сплавах V–Fe. Физ. мет. и металловед., 123 (8) (2022) 837–843
4. Woo C., Singh B. The concept of production bias and its possible role in defect accumulation under cascade damage conditions, Phys. Stat. Sol. B, 159 (1990) 609–616
5. Singh B.N., Golubov S.I., Trinkaus H., Serra A., Osetsky Yu.N., and Barashev A.V., ASPECTS of microstructure evolution under cascade damage conditions. J. Nucl. Mater., 251 (1997) 107–122

### СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ С–Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ Московский С.В.

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

На поверхности катодной меди марки М00к получено электровзрывное покрытие системы С–Ag. Покрытие имеет толщину до 200 мкм (рисунок 1, а), обладает мелкодисперсной структурой (рисунок 1, б). Покрытие образовано серебряной матрицей и включениями углерода.



*a*

*б*

*a* – изображение, демонстрирующее однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия, *б* – характерное изображение покрытия и подложки

Рисунок 1 – Структура покрытия системы С–Ag, полученного методом электровзрывного напыления. Световая микроскопия. Прямой шлиф

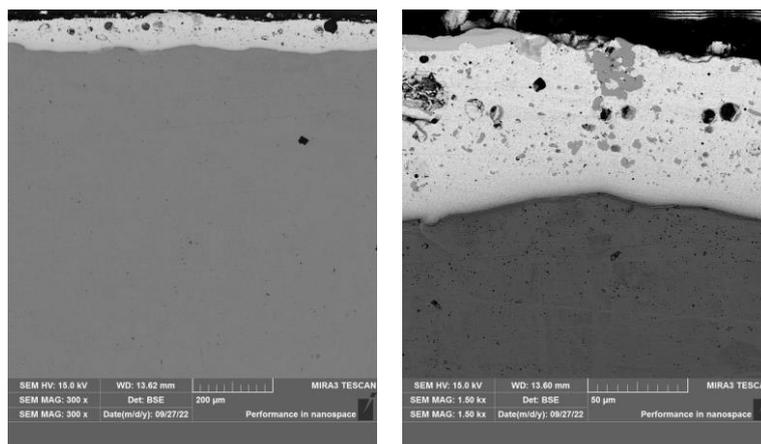
Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4.

## СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo–Au–N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ

Почетуха В.В., Романов Д.А.

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

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы Mo–Au–N. Покрытие имеет толщину до 150 мкм (рисунок 1, а). Покрытие обладает мелкодисперсной структурой (рисунок 1, б). По фазовому контрасту можно утверждать, что покрытие образовано светлой матрицей и серыми включениями (рисунок 1, б). Матрица образована золотом, включения – молибденом. Данное высказывание подтверждает микрорентгеноспектральный анализ.



а

б

а – изображение, демонстрирующее однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия, б – характерное изображение покрытия и подложки

Рисунок 1 – Структура покрытия системы Mo–Au–N, полученного комплексным методом. Световая микроскопия. Прямой шлиф

Работа выполнена в рамках государственного задания № 0809-2021-0013.

## ХЛАДНОЛОМКОСТЬ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ «ДО - В ПРОЦЕССЕ - ПОСЛЕ» РЕАКТОРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Чернов В.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Россия, Москва, Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А Бочвара (АО «ВНИИНМ»)

<sup>2</sup>Россия, Москва, Национальный Исследовательский Ядерный Университет МИФИ (НИЯУ «МИФИ») E-mail: VMChernov@bochvar.ru; soptimizmom@mail.ru

Рассмотрена хладноломкость металлов (хрупкое разрушение при низких температурах и внешних напряжениях меньше пределов текучести) в условиях «до – в процессе – после» облучения в ядерных и термоядерных реакторах. Определены условия и механизмы хладноломкости металлов (изделий) в зависимости от типа их кристаллических решёток, состояний равновесности структур (квазиравновесных термодинамических «до-после» облучения, неравновесных динамических «в процессе» облучения), напряженных состояний и физико-механических свойств при внешних воздействиях (температура, напряжение, реакторное облучение). Хладноломкость металлов возникает при определенных соотношениях критических напряжений на фронте растущей докритической трещины (концентраторе внешнего

напряжения) для деформационного двойникования, сдвига или отрыва металла. Энергия дефекта упаковки металла определяет критический уровень напряжения для начала его релаксации деформационным двойникованием на фронте трещины.

Механизмы хладноломкости являются дислокационными и определяют хладноломкость как структурный многостадийный процесс. Определены стадии хладноломкости. Хладноломкость формируется, если одновременно с возникновением локальной концентрации напряжений (фронт докритической трещины) не происходит их пластическая (дислокационная) релаксация.

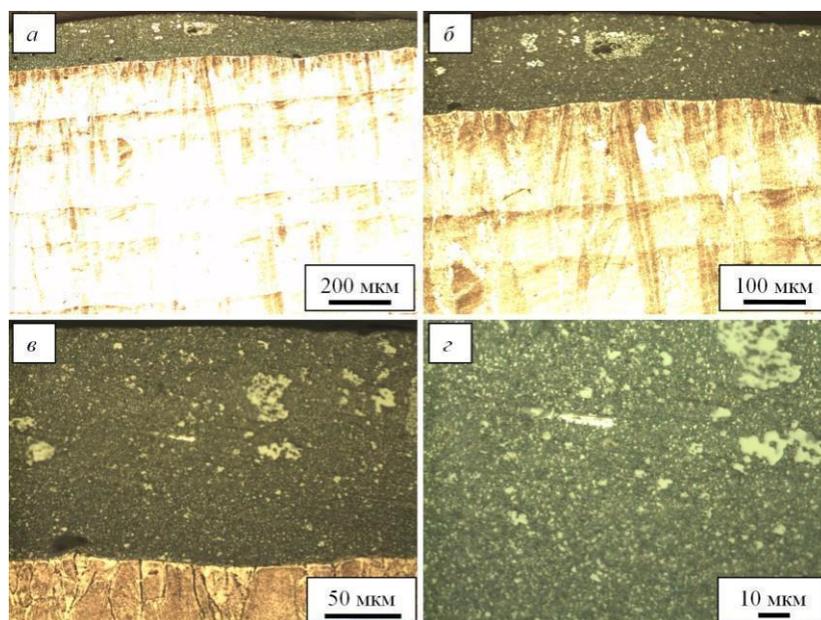
Релаксация напряжений на фронте докритической трещины останавливает её рост (хладноломкость не формируется). Упрочнение металла (блокировка дислокаций) усиливает его хладноломкость (повышение температуры вязко-хрупкого перехода). В облученных («после облучения») металлах (хладноломких «до» облучения) расширяется температурная область хладноломкости (повышается температура вязко-хрупкого перехода). «В процессе» реакторного (нейтронного, гамма) облучения хладноломкость не формируется. Гамма-облучение оказывает существенное влияние на свойства металлов, включая хладноломкость (подавление).

### СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ $TiB_2-Ag-N$ , ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Почегуха В.В.

Россия, Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет,  
*romanov\_da@physics.sibsiu.ru*

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы  $TiB_2-Ag-N$  (рисунок 1).



*а* – изображение, демонстрирующее однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия, *б* – характерное изображение покрытия и подложки, *в* – изображение, демонстрирующее структуру на границе покрытия с подложкой,

*з* – увеличенное изображение структуры покрытия

Рисунок 1 – Структура покрытия системы  $TiB_2-Ag-N$ , полученного комплексным методом. Световая микроскопия. Прямой шлиф

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10012, <https://rscf.ru/project/22-79-10012/>».

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СВОЙСТВ ОБРАЗЦОВ ПКМ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ПО БЕЗАВТОКЛАВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ QUICKSTEP И АВТОКЛАВНЫМ МЕТОДОМ ФОРМОВАНИЯ.

**А.И.Войлочников, В.В.Мазур, А.А.Кухарук, И.В.Авцынова.**  
Россия, Обнинск, АО «ОИПП «Технология» им. А.Г.Ромашина»  
mazur@technologiya.ru

По сложившейся традиции производство высококачественных деталей из композитов конструкционного назначения для использования в авиационно-космической промышленности включает автоклавное формование – капиталоемкий и трудозатратный технологический процесс, который занимает много времени. Поскольку представители авиационно-космической и оборонной отраслей стремятся снизить затраты, производители композитных деталей ищут более экономичные альтернативы традиционным технологиям автоклавного формования, которые могли бы обеспечивать аналогичные физико-механические характеристики материала. Эксплуатационные свойства деталей из ПКМ, помимо типа используемого наполнителя, связующего и технологии их совмещения, во многом определяются технологией отверждения связующего [1,2]. Одной из таких технологий, интерес к которой растет, является технология безавтоклавного формования Quickstep.

В рамках данной работы были проведены сравнительные испытания образцов ПКМ, изготовленных традиционным автоклавным методом формования и образцов, цикл отверждения которых проводился на установке безавтоклавного формования Quickstep (рис.1).

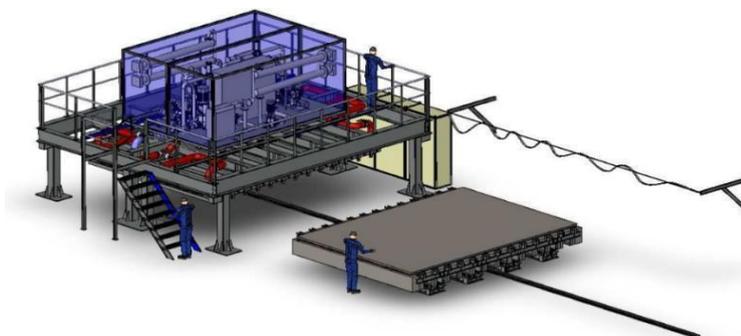


Рисунок 1 – Схема процесса Quickstep

Технологический процесс Quickstep состоит в следующем: заготовка детали собирается на односторонней оснастке, герметично упаковывается в вакуумный мешок, а затем помещается в камеру отверждения, содержащую жидкость-теплоноситель на основе гликоля. Заготовка и оснастка отделены от жидкости-теплоносителя эластичной мембраной. Жидкость обладает более высокой теплоемкостью и теплопроводностью чем газ, что позволяет более точно контролировать температуру процесса, чем при автоклавном формовании. Высокая скорость нагревания и охлаждения, характерная для технологии Quickstep, наряду с более низкой тепловой инерцией, чем при автоклавном способе формования, приводит к значительному сокращению длительности технологического процесса.

По окончании процесса отверждения, изделие извлекается из формы, дальнейшие технологические операции аналогичны операциям при автоклавном способе изготовления конструкций из ПКМ.

В ходе работы двумя методами были отформованы плоские заготовки ПКМ на материале ЭНФБ-UWB-600-12K-TWIL2/2, диаграммы циклов отверждения представлены на рисунке 2. Из полученных заготовок углепластиков были изготовлены образцы для проведения физико-химических и физико-механических испытаний, и произведена сравнительная оценка полученных результатов.

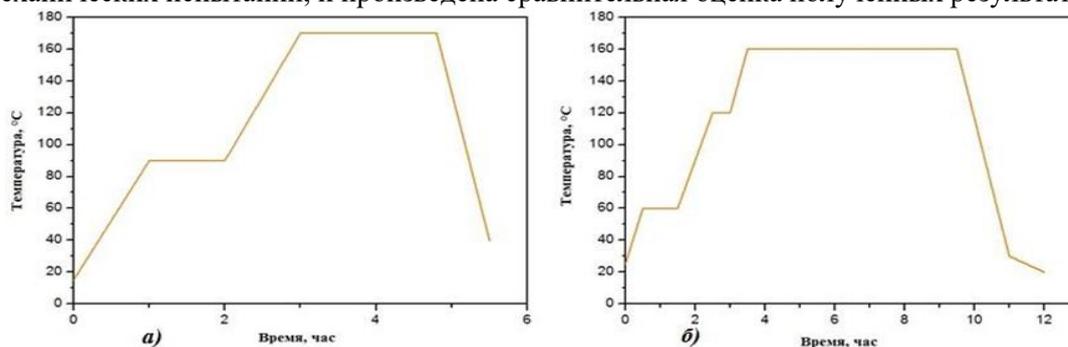


Рисунок 2 – Цикл отверждения на установке Quickstep (а) и в автоклаве (б)

Данные результатов испытаний образцов, полученных при формовании на установке Quickstep, и сравнение их с результатами испытаний, полученных в автоклаве представлены в сводной таблице 1. Анализ полученных данных свидетельствует о том, что значения физико-механических характеристик образцов, изготовленных- по технологии Quickstep не уступают значениям аналогичных характеристик для образцов, изготовленных в автоклаве. При этом значительно сокращается цикл формования образцов по безавтоклавной технологии — в 1.7-2 раза, по сравнению с циклом отверждения в автоклаве.

Разнотолщинность изготовленных пластин находится в допустимых пределах отклонений. Объемное содержание связующего и волокна в Quickstep-образцах сопоставимо с аналогичным образцом, изготовленным в автоклаве. Степень отверждения всех изготовленных образцов, определенная методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составила 100%, что говорит о полном отверждении всех заготовок.

Таблица 1 Результаты испытаний образцов, изготовленных в автоклаве и по технологии Quickstep

Наименование образца	$\sigma_{11+}$ , МПа	$E_{11+}$ , ГПа	$\sigma_{11-}$ , кгс/мм шир. МПа	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Пористость, %	Объемное содержание волокна, %	Объемное содержание связующего, %	Толщина образца, мм,	Степень отверждения, %
ЭНФБ-UWB-600-12K-TWIL2/2 №1 Quickstep	721	77,0	305	1,544	2,6	63,3	34,1	2,10	100
ЭНФБ-UWB-600-12K-TWIL2/2 №2 Quickstep	749	73,2	318	1,545	2,5	63,5	34,0	2,10	100
ЭНФБ-UWB-600-12K-TWIL2/2 Автоклав	756	76,3	331	1,568	2,7	68,3	29,0	2,10	100

Примечание:  $E_{11+}$  - модуль упругости при растяжении в направлении

0°;  $\sigma_{11+}$  - предел прочности при растяжении в направлении 0°;

$\sigma_{11-}$  - предел прочности при сжатии в направлении 0°.

Результаты проведенных исследований показали возможность изготовления композиционного материала, не уступающего по своим физико-механическим характеристикам углепластику, полученному традиционным способом (автоклавным формованием), при значительном сокращении цикла изготовления.

#### Литература:

1. Н.И.Баурова. Применение полимерных композиционных материалов при производстве и ремонте машин: учеб. пособие / Н.И. Баурова, В.А. Зорин. – М.: МАДИ, 2016. – 264 с.
2. П.Н.Тимошков, А.В.Хрульков. Анализ технологий производства изделий из непрерывно армированных полимерных композиционных материалов безавтоклавными способами изготовления (обзор)//Труды ВИАМ: электрон.науч.-технич.журн. 2017//www.viam-works.ru.

## ВЛИЯНИЕ НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНОГО ЗАПОЛНИТЕЛЯ ПЗ-1 НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ.

**Магрицкий А.С., Богачев А.А., Авцынова И.В., Шогенов В.А.**

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

*1709mas@mail.ru*

В различных отраслях промышленности, особенно в авиастроении, судостроении и ракетостроении, гражданском строительстве широко применяют конструкции с наполнителями, т.н. интегральные конструкции. Несущие слои, подкрепленные наполнителем, воспринимают высокие напряжения сжатия, иногда превышающие предел упругости материала. Для местного упрочнения панелей сотовых конструкций с целью повышения их прочности и жесткости в зонах установки крепежа, для заделки торцевых участков, заполнения различных полостей применяют сферопластики, представляющие собой композиционную матрицу, наполненную стеклянными полыми микросферами. [1,2].

Целью исследования было установление возможности улучшения физико-механических и технологических характеристик полимерного наполнителя ПЗ-1 (сферопластика) путем введения в композицию различного количества углеродных нанотрубок (УНТ), полученных высокотемпературным каталитическим разложением из углеводородных газов в присутствии катализатора – переходных металлов (Ni-Fe) и фуллерена C<sub>60</sub>.

Наномодификаторы вводились в сферопластик ПЗ-1 в количестве 0,5, 1, 3% непосредственно в процессе приготовления пасты ПЗ-1.

В соответствии с требованиями технических условий (ТУ 1-596-460-2006) оценивались плотность и предел прочности при сжатии, а также были проведены испытания на определение предела прочности при отрыве и дифференциальная сканирующая калориметрия исследуемого полимерного наполнителя. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии было установлено, что введение углеродных нанотрубок не оказывает существенного влияния на параметры отверждения, тогда как модифицирование ПЗ-1 фуллеренами C<sub>60</sub> приводит к снижению температур начала и максимума пика отверждения на 30-40 °С, что может оказывать влияние на режим отверждения при использовании наномодифицированного полимерного наполнителя.

Сводные данные по модифицированию пасты ПЗ-1 представлены в таблицах 1, 2.

Таблица 1. Результаты испытаний пасты ПЗ-1 с различными концентрациями УНТ.

Массовая доля УНТ, %	0	0,5	1	3
Сжатие, МПа	35	30,7	33,33	34,8
Сжатие T = 80 °С, МПа	13	20,7	18,1	14,7
Отрыв, МПа	17,24	16,1	19,7	21,1
Отрыв T = 80 °С, МПа	9,06	9,33	16,15	9,9
Плотность, кг/м <sup>3</sup>	510	519	526,3	549,7
Дотрыв, %		-6,6	14,3	22,4
Дотрив при 80 °С, %		3,0	78,3	9,3
Δсжатие, %		-12,3	-4,8	-0,6
Δсжатие при 80 °С, %		59,2	39,2	13,1

Таблица 2 Результаты испытаний пасты ПЗ-1 с различными концентрациями C<sub>60</sub>.

Массовая доля C <sub>60</sub> , %	0	0,5	1	3
Сжатие, МПа	35	42,4	43,5	39,5
Сжатие T = 80 °С, МПа	13	27	28,4	26,6
Отрыв, МПа	17,24	21,8	19,3	24,8
Отрыв T = 80 °С, МПа	9,06	14,4	12,32	20,4

Плотность, кг/м <sup>3</sup>	510	530	554	548
Дотрыв, %		26,5	11,8	43,9

Дотрыв при 80 °С, %	58,9	36,0	125,2
Дсжатие, %	21,1	24,3	12,9
Дсжатие при 80 °С, %	107,7	118,5	104,6

Показана возможность улучшения физико-механических и технологических характеристик пасты ПЗ-1 путем её модифицирования углеродными нанотрубками и фуллереном. Наибольшее влияние наномодифицирование полимерного заполнителя ПЗ-1 оказало на показатели предела прочности при сжатии при введении в различных концентрациях фуллерена С<sub>60</sub>.

Введение фуллерена С<sub>60</sub> в пасту ПЗ-1 способствует значительному росту значений пределов прочности как при отрыве, так и при сжатии, в условиях воздействия повышенной температуры.

Наиболее эффективной концентрацией УНТ для модифицирования пасты ПЗ-1 в ходе нашей работы оказалась 0,5%. Такая добавка позволила увеличить предел прочности при сжатии при 80 °С на 39,2%, в то же время при комнатной температуре изменения данной характеристики были незначительны по сравнению с исходной пастой ПЗ-1. Было установлено увеличение предела прочности при отрыве при комнатной температуре на 14,3%, а при 80 °С на 78,3% по сравнению с исходным сферопластиком.

Установлено, что оптимальной концентрацией фуллерена С<sub>60</sub> для модифицирования пасты ПЗ-1 является 3%. Его введение в указанном количестве позволяет увеличить предел прочности при сжатии при t= 20 °С на 12,9%, а предел прочности при отрыве на 43,9%. При проведении испытаний при 80 °С прочностные показатели возросли более чем в 2 раза по сравнению со значениями для исходной пасты ПЗ-1.

#### Литература:

1. Ю.А.Михайлин. Специальные полимерные композиционные материалы.-СПб.:НОТ, 2014.-644 с.;
2. И.И,Соколов, В.Т.Минаков Сферопластики авиационного назначения на основе эпоксидных клеев и дисперсных наполнителей ([www.viam.ru/public](http://www.viam.ru/public))

# ИЗМЕНЕНИЯ РАДИОТЕХНИЧЕСКИХ, ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО С ПОМОЩЬЮ ПОРОШКОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ

Степаненко А.А.<sup>1,2</sup>, Степанов П.А.<sup>1,2</sup>, Никулина О.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ИАТЭ НИЯУ МИФИ, г. Обнинск

<sup>2</sup> АО ОНПП «Технология им А.Г. Ромашина», г. Обнинск

В современной авиационной и ракетной технике для изготовления радиопрозрачных элементов традиционно используются керамические и полимерные композиционные материалы. Керамические материалы обладают высокой огнеупорностью и стабильностью диэлектрических характеристик. Однако, керамика имеет низкую ударную вязкость и низкую технологичность производства. Преимуществом же полимерным композиционных материалов является относительная дешевизна производства и низкая плотность. Главным недостатком полимерных композиционных материалов является низкая температура эксплуатации до 400 °С.

Использование фосфатных связующих вместо традиционных органических, позволяет повысить температуры эксплуатации композиционных материалов до 1200 °С. Серьезным недостатком таких материалов является сниженная прочность при температурах выше комнатной.

Добавление порошков оксидов и нитридов позволяет варьировать свойства исходного связующего и менять ход термических превращений при нагревании [1-3] и как следствие свойства композиционного материала.

Целью данной работы является изучение изменения радиотехнических, теплофизических и механических свойств композиционного материала на основе неорганического связующего.

В ходе работы методом вакуумного формования были изготовлены опытные образцы с различными составами и термообработаны при 350 и 450 °С.

Показана возможность варьирования диэлектрической проницаемости с помощью изменения состава исходного связующего и ее уменьшения с увеличением температуры термообработки (рисунок 1).

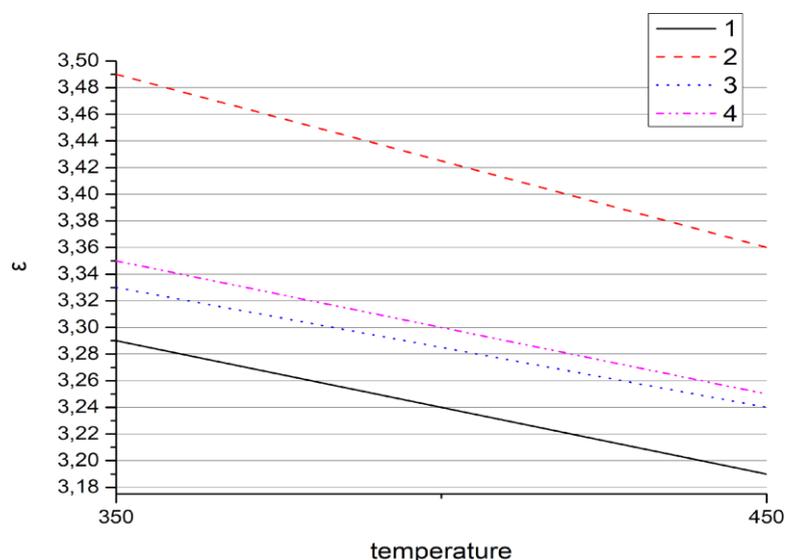


Рисунок 1. Диэлектрическая проницаемость 4 различных композиционных материалов при различных температурах термической обработки

## Литература:

1. Шаяхметов У. Ш. Композиционные материалы на основе нитрида кремния и фосфатных связующих. – М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999.
2. Копейкин В.А., Петрова А.П., Рашкован И.Л. - Материалы на основе металлофосфатов. М.: Химия, 1976. — 200 с.
3. Исследование термических превращений алюмофосфатного связующего и композиций на его основе с различными наполнителями / П. Л. Журавлева, Н. С. Китаева, Ю. М. Ширякина, А. А. Новикова // Журнал прикладной химии. – 2016. – Т. 89. – № 3. – С. 313-319. – EDN PMAAS.

## АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

**Панёнков В.А., Степанов П.А., Кирюшина В.В.**

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

*E-mail: VictorPanyonkov42@gmail.ru*

Среди операций по изготовлению и доводке изделий радиотехнического назначения из керамических материалов значительное место занимают процессы абразивной обработки. Поверхность хрупкого керамического материала после его механической обработки (шлифовки) имеет участки в виде кратеров, поверхностных борозд, микротрещин, которые действуют как концентраторы напряжений, что, в конечном счете, может негативно отразиться на несущей способности и надежности изделий, подвергающихся значительным аэродинамическим нагрузкам и нагреву [1, 2].

В работе проведено исследование взаимосвязи шероховатости и физико-механических свойств, таких как прочность при статическом изгибе и микротвердость, кварцевой керамики НИАСИТ [3].

Образцы 7×7×60 мм в количестве 150 шт. были изготовлены из технологического припуска заготовок изделий. Их абразивную обработку проводили на плоскошлифовальном станке алмазным кругом зернистостью 160/125 мкм. Третью образцов полировали алмазной пастой различной зернистости.

Шероховатость образцов измеряли портативным измерительным прибором TR-200. Измерения проводили в рабочей зоне образца на грани, находящейся под действием растягивающих напряжений при изгибе, вдоль ( $Ra^{\parallel}$ , мкм) и поперек ( $Ra^{\perp}$ , мкм) длины образца по 3 замера в каждом направлении. После полирования замеры шероховатости ( $Ra$ , мкм) были выполнены по 8 направлениям от центра к краю образца с шагом в 45°.

Прочность материала ( $\sigma$ , МПа) определяли при трехточечном изгибе при н.у. на модернизированной испытательной машине 9024ДП-100/1500. Микротвердость (HV, МПа) измеряли по методу Виккерса при нагрузке  $P = 0,1$  кг стационарным микротвердомером DuraScan.

В табл. 1 и 2 приведены матрицы парных корреляций прочности при изгибе, микротвердости и значений шероховатости образцов материала НИАСИТ после шлифования и полирования соответственно.

Таблица 1 – Матрица парных корреляций после шлифования

Параметр	$Ra^{\parallel}$ , мкм	$Ra^{\perp}$ , мкм	$\sigma$ , МПа	HV, МПа
$Ra^{\parallel}$ , мкм	1,00	0,75	-0,85	-0,41
$Ra^{\perp}$ , мкм	0,75	1,00	-0,78	-0,43
$\sigma$ , МПа	-0,85	-0,78	1,00	0,47
HV, МПа	-0,41	-0,43	0,47	1,00

Таблица 2 – Матрица парных корреляций после полирования

Параметр	$Ra$ , мкм	$\sigma$ , МПа	HV, МПа
$Ra$ , мкм	1,00	-0,80	-0,26
$\sigma$ , МПа	-0,80	1,00	–
HV, МПа	-0,26	–	1,00

Взаимосвязь прочности при изгибе с  $Ra^{\parallel}$  и  $Ra^{\perp}$  значима на уровне  $p = 0,000$  с коэффициентами корреляции  $r(\sigma-Ra^{\parallel}) = -0,85$  и  $r(\sigma-Ra^{\perp}) = -0,78$ . С увеличением шероховатости в исследованном диапазоне от 0,5 до 2,6 мкм как в параллельном, так и в перпендикулярном направлениях прочность при изгибе уменьшается в два раза – с 80 до 40 МПа. Полученный результат позволяет скорректировать режимы обработки материала с целью получения изделий с требуемым по ТУ уровнем прочности.

При анализе значений микротвердости образцов выявлена тенденция к уменьшению HV при

увеличении шероховатости поверхности. Коэффициенты корреляции невысоки и составляют  $r(HV-Ra^{\parallel}) = -0,41$  и  $r(HV-Ra^{\perp}) = -0,43$ .

Результаты, полученные на образцах после шлифования, не противоречат ранее проведенным исследованиям для кварцевой керамики с другими технологическими параметрами [4].

После модифицирования поверхности образцов полированием алмазной пастой шероховатость снизилась до  $(0,27 \pm 0,04)$  мкм и варьирует в достаточно узком диапазоне – от 0,20 до 0,35 мкм. Несмотря на это, степень ее взаимосвязи с прочностью практически не изменилась –  $r(\sigma-Ra) = -0,80$ .

Что касается микротвердости, то после полирования образцов изменения уровня и разброса значений микротвердости не произошло, а вследствие узости диапазона Ra, взаимосвязь HV и Ra практически отсутствует.

Также была проведена оценка зависимости шероховатости от кажущейся плотности материала НИАСИТ. Установлено, что при обработке при одном и том же режиме шлифования можно ожидать, что кварцевая керамика более низкой плотности будет иметь более высокие значения шероховатости. Поэтому для повышения качества механической обработки целесообразно перед обработкой разделять заготовки на группы по значениям их кажущейся плотности и устанавливать для каждой из групп соответствующий режим обработки.

Рассмотрены направления дальнейших исследований по изучению влияния шероховатости на физико-механические свойства материала с целью объективного обоснования оптимальных режимов обработки и качества поверхности изделий.

#### **Литература:**

1. Обработка поверхности и надежность материалов: Пер. с англ. / Под ред. Дж. Бурке, Ф. Вайса. – М.: Мир, 1985. – 192 с.
2. G.D. Quinn, L.K. Ives and S. Jahanmir. Machining cracks in finished ceramics // Key Engineering Materials. – 2005. – Vol. 290. – PP. 1-13.
3. Харитонов Д.В., Тычинская М.С., Анашкина А.А., Макаров Н.А., Лемешев Д.О. Керамические материалы для авиации и космоса. – М.: РХТУ им. Д.И.Менделеева. – 2022. – 120с.
4. Фетисов В.С., Кирюшина В.В., Верева В.Г., Русин М.Ю. Анализ влияния шероховатости керамических материалов на прочность при изгибе // Материалы 32-ой ежегодной международной научно-практической конференции и блиц-выставки «Композиционные материалы в промышленности (СЛАВПОЛИКОМ)». – Ялта, 2012. – С. 275-278.

## **СТРУКТУРА ПРОШИТЫХ СЛОИСТЫХ УКМ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ФМХ ПРИ СЖАТИИ В ПЛОСКОСТИ ЛИСТА**

**Бабаевский П.Г.<sup>1</sup>, Синицын А.Ю.<sup>2\*</sup>, Шогенов В.А.<sup>2</sup>, Свиридов А.Г.<sup>2</sup>.**

<sup>1</sup>Россия, г.Москва, «Московский авиационный институт»,

<sup>2</sup>Россия, г.Обнинск, АО «ОНИИП «Технология» им. А.Г.Ромашина».

*artarea-web@yandex.ru*

В последнее время в самолетостроении получили широкое распространение эпоксидные слоистые углекомпозиаты (УКМ) в производстве силовых элементов крыльев по наиболее простой технологии – вакуумной инфузии. Однако дальнейшее распространение таких материалов ограничено из-за низких межслойных деформационно-прочностных свойств, обусловленных в первую очередь малым внешним давлением при формовании УКМ по этой технологии.

В свою очередь, одним из наиболее перспективных способов повышения межслоевой прочности слоистых УКМ, является трансверсальное армирование традиционной машинной технологией прошивки двойным челночным стежком. С другой стороны, возникающие в процессе структурные повреждения прошиваемого пакета слоев углеродной ткани (преформы), могут приводить к снижению прочности и жесткости в плоскости листа.

Таким образом усовершенствование технологии прошивки преформ с учетом возникающих при ее процессе дефектов является важной задачей, способной снизить негативный эффект на конечные свойства прошитых панелей.

### **Структурные повреждения и дефекты возникающие в процессе изготовления прошитых углеродных преформ**

Изготовление прошитой преформы состоит из последовательных операций по раскрою ткани, сборке пакета слоев по заданной схеме армирования, и последующей прошивки в соответствии с выбранными параметрами.

Основные дефекты, оказывающие негативное влияние на деформационно-прочностные свойства в плоскости листа прошитых УКМ возникают при выполнении этих операций. При раскрое ткани, из-за податливости ее плетения, возможны смещения волокон от заданного угла армирования, а из-за хрупкости сухого углеродного волокна происходит пушение кромок слоев. В процессе прошивки прокол выложенных слоев ткани сопровождается смещением и разрушением нитей основы и утка, а после пропитки и отверждения связующего в местах введения иглы образуются зоны с его обогащенным содержанием, называемые в литературе смоляными карманами. При этом процесс прошивки также сопровождается смещением слоев относительно друг друга.

Все эти структурные повреждения в комплексе приводят к нарушению системы армирования материала и соответственно к снижению свойств УКМ в основных заданных направлениях.

#### **Усовершенствованный процесс изготовления тканых углеродных преформ**

В работе предлагается усовершенствованный процесс изготовления прошитых углеродных преформ нацеленный на сокращение структурных повреждений.

Отработку технологии проводили с использованием равновесной угольной ткани саржевого переплетения в качестве основного компонента и эпоксидной смолы в качестве связующего. Прошивали преформы на прямострочной швейной машине двойным челночным стежком арамидной нитью с различной плотностью прошивки (расстоянием между строчками прошивки 10, 7 и 5 мм).

Для исключения дефектов, возникающих во время раскроя, была разработана автоматизированная технология резки сухой ткани на промышленном плоттере.

Экспериментально были определены оптимальный шов прошивки, и оптимальный диаметр швейной иглы.

С целью предотвращения пушения нитей в местах их оборота вокруг направляющих элементов машины, применялась модифицированная схема заправки оборудования.

Для предотвращения смещения слоев относительно друг друга и деформации ткани возникающих в процессе прошивки прошивали пакеты слоев на машине, снабженной специальным приспособлением – сборной накладкой, состоящей из крепежных скоб, для фиксации ткани и направляющих реек с подвижными ограничителями для обеспечения точности шва.

#### **Предел прочности при растяжении и сжатии прошитых УКМ**

В результате, принятые технические решения позволили получить УКМ при прошивке с шагом 10 мм с потерей в прочности при растяжении и сжатии не более 5%, а при более плотной прошивке чуть больше 10% (рис. 1).

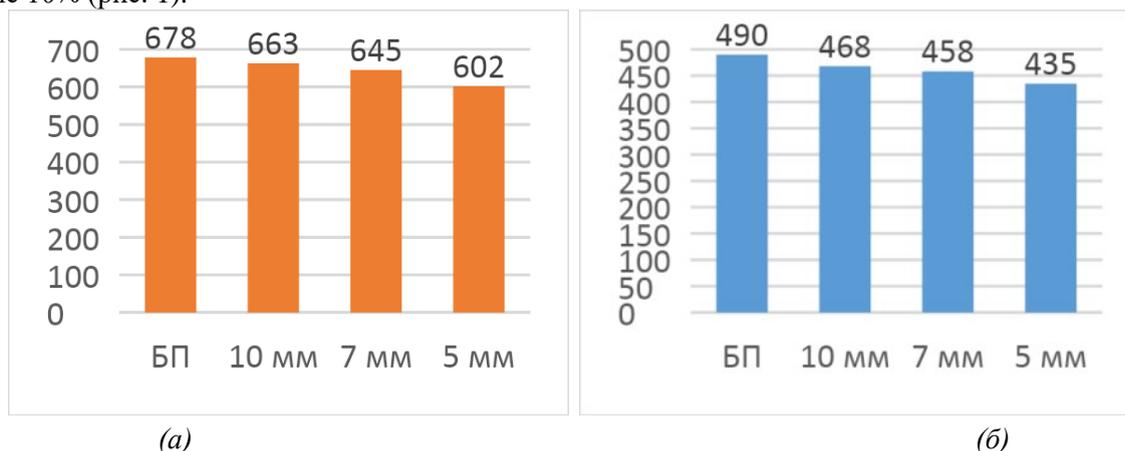


Рисунок 1 – Предел прочности при растяжении (а) и сжатии (б) непрошеного УКМ («БП») и прошитого с различным шагом прошивки («10 мм», «7мм», «5мм»).

Таким образом усовершенствование технологии прошивки сухих перформ с учетом возникающих при ее процессе дефектов является важной задачей, способной снизить оказываемый негативный эффект на конечные свойства прошитых панелей.

#### **Литература:**

1. Ю.А.Михайлин. Конструкционные полимерные композиционные материалы.- СПб.:НОТ, 2008.822с.
2. Алфутов Н.А. Основы расчета на устойчивость упругих систем. М.: Машиностроение, 1978. 312 с.

## ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ЗАРОДЫШЕЙ $\beta$ -ФАЗЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА САМОАРМИРОВАННОГО НИТРИДА КРЕМНИЯ

Жмурин А.И.

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

E-mail: alexander.jmurin2014@yandex.ru

В настоящее время наиболее распространенным материалом газотурбинных двигателей (ГТД) являются никелевые сплавы. Они обладают высокими механическими свойствами, но их жаростойкости недостаточно для обеспечения дальнейшего роста эффективности энергоустановок, и на смену приходят керамические материалы. Одним из таких материалов является керамика на основе нитрида кремния ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ). В силу своей высокой термостойкости, химической инертности, а также хороших показателей прочности, ТКЛР и трещиностойкости  $\text{Si}_3\text{N}_4$  является перспективным материалом для создания элементов ГТД [1]. Однако при температурах более 1200 °С наблюдается снижение прочности керамики на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$  [2, 3]. Кроме того, трещиностойкости нитрида кремния недостаточно, чтобы эффективно противостоять ударному воздействию инородных объектов, попадающих внутрь двигателя [1, 4]. Эти факторы тормозят процесс внедрения лопаток из нитрида кремния в производство.

Использование керамических композиционных материалов (ККМ) позволяет повысить механические свойства керамики на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и увеличить долговечность лопаток из нитрида кремния [3]. В качестве армирующей фазы могут быть использованы наполнители различных типов: дисперсные частицы [5], нитевидные кристаллы (вискеры) [6], непрерывные волокна [7, 8]. В последнем случае упрочняющий эффект будет наибольшим. Однако, производство ККМ, армированных непрерывными волокнами является достаточно сложным технологическим процессом [7], поэтому для достижения высоких механических свойств ККМ на основе нитрида кремния для ГТД целесообразным будет использование вискеро в качестве армирующей фазы.

При спекании керамики на основе нитрида кремния в результате  $\alpha \rightarrow \beta$  перехода образуются вытянутые кристаллы  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ , которые сами могут быть использованы в качестве вискеро в [9]. Это позволяет путем подбора состава шихты создавать микроструктуру, в которой крупные вытянутые зерна  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ , будут распределены в мелкозернистой матрице, обеспечивая повышение прочности и трещиностойкости керамики. Такой материал называется самоармированным нитридом кремния (САНК) [10].

В данной работе было исследовано влияние концентрации частиц  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  в исходной шихте на микроструктуру и свойства спеченного нитрида кремния. Была проведена оценка прочности САНК при комнатной температуре и при 1600 °С, а также изучено изменение трещиностойкости материала при увеличении содержания  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  в шихте от 0 до 5% масс. При исследовании образцов применялись методы гидростатического взвешивания, трехточечного изгиба, индентирования. Фотографии микроструктуры были получены путем сканирующей электронной микроскопии.

Показано, что при увеличении концентрации  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  в шихте от 0 до 5% масс. происходит рост трещиностойкости САНК, тогда как прочность материала достигает максимума при добавке 2% масс.  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ , а затем начинает снижаться, что связано с затруднением процесса уплотнения материала при спекании. Относительное падение прочности САНК при 1600 °С не зависит от количества  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  в шихте, что указывает на слабое влияние данной добавки на сохранение высокотемпературной прочности.

### Литература:

1. Sheldon M. Wiederhorn, Mattison K. Ferber. Silicon nitride for gas turbines // Current Opinion of Solid State and Materials Science. 2001. Vol. 5 P. 311–316.
2. T. Hirano, K. Niihara. Microstructure and mechanical properties of  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{SiC}$  composites // Materials Letters, 1995. – Vol. 22 – PP. 249-254.
3. I.M. Low. Ceramic-Matrix Composites. Ed. I.M. Low. Cambridge. Woodhead Published Limited. 2006 – 632p.
4. S.R. Choi. Foreign Object Damage in Ceramic Matrix Composites. In: Ceramic Matrix Composites (eds N.P. Bansal and J. Lamon) John Wiley & Sons, Inc, 2015, pp. 405–429.
5. H. Park, H. Kim, K. Niihara. Microstructure and High-Temperature Strength of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -SiC Nanocomposite // Journal of the European Ceramic Society, 1998 - V. 18 – PP. 907-914.
5. P.R. Sneary, Z. Yeh, M.J. Crimp. Effect of whisker aspect ratio on the density and fracture toughness of SiC whisker reinforced  $\text{Si}_3\text{N}_4$  // Journal of the Materials Science, 2001. – V. 36 – P. 2529–2534.
6. R.T. Bhatt. Silicon carbide fiber reinforced silicon nitride composites, in: N.P. Bansal (Ed.), Handbook of

Ceramic Composites, John Wiley & Sons, Inc, Hoboken, NJ, USA, 2006, pp. 149–171.

7.R.T. Bhatt *et al.* Effects of interface coating and nitride enhancing additive on properties of Hi-Nicalon SiC Fiber reinforced reaction-bonded silicon nitride composites. *Journal of Materials Science*, 2002. – V. 37 – P. 141–150.

8.P.F. Becher *et al.* Microstructural design of silicon nitride with improved fracture toughness: I, Effects of grain shape and size // *Journal of the American Ceramic Society*, 1998. – V. 81 – I.11 – P. 2821–2830.

9.E.Y. Sun *et al.* Microstructural design of silicon nitride with improved fracture toughness: II, Effect of additives // *Journal of the American Ceramic Society*, 1998. – V. 81 – I.11 – P. 2831–2840.

## ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ ЭП-823

Азарченков А.Д., Тыртышный М.Г.

ИАТЭ НИЯУ МИФИ, г. Обнинск

azarchen.artem@gmail.com

Существующие проекты реакторов со свинцовым и свинцово-висмутовым теплоносителями предполагают использование в качестве материала оболочек твэлов ферритно-мартенситную сталь ЭП823 [1,2]. Одна из причин выбора этой стали обусловлена ее оптимальными радиационными свойствами, другая — приемлемой коррозионной стойкостью в тяжелом жидкометаллическом теплоносителе (ТЖМТ) [3-5].

Однако опыт использования стали ЭП823 для оболочек твэлов быстрых реакторов относительно невелик. Дефицит данных о коррозионной стойкости стали ЭП823 на определенном этапе может быть восполнен проведением материаловедческих исследований образцов после выдержки в специализированных испытательных стендах в потоке ТЖМТ при рабочих температурах и концентрациях кислорода.

Наряду с параметрами эксплуатации степень коррозионного повреждения конструктивных элементов макетов твэлов и ТВС определяется таким фактором, как термическая обработка, определяющая исходное структурно-фазовое состояние материала. От условий нормализации и отпуска зависят особенности и соотношение структурных составляющих стали - мартенсита (сорбита отпуска), свободного феррита и карбидов и, как следствие, уровень прочностных и пластических свойств. Структурные изменения, обусловленные термообработкой, влияют на коррозионную стойкость материала, изменяя характер воздействия жидкого металла на твердый.

В докладе приведены результаты металлографических исследований и кратковременных механических испытаний образцов оболочечных труб из стали ЭП823 с разными режимами термической обработки, прошедших коррозионные испытания в материаловедческом стенде в потоке свинцового теплоносителя при температурах 420°C и 650°C, а также результаты достендовых материаловедческих исследований исходных образцов.

### Литература:

1. Перспективы развития ядерной энергетики России, Митенков Ф.М.//Атомная энергия. Том 92, вып. 1. — 2002, с. 3-7.
2. Электронный ресурс:  
<https://www.ippe.ru/nuclear-power/fast-neutron-reactors/120-brest-300-nuclear-reactor>
3. O. I. Eliseeva and V. P. Tsisar, EFFECT OF TEMPERATURE ON THE INTERACTION OF EP823 STEEL WITH LEAD MELTS SATURATED WITH OXYGEN// *Materials Science*, Vol. 43, No. 2, 2007, с. 230-237.
4. Stuart A. Maloy, T. Romero, M.R. James, Y. Dai. Tensile testing of EP-823 and HT-9 after irradiation in STIP II // *Journal of Nuclear Materials* 356 (2006), pp. 56–61.
5. G. V. Lysova, G. A. Birzhevoi, and S. M. Obratsov, Temperature Dependence of the Radiation-Induced Hardening of EP-823 Steel after 7-MeV Ni<sup>++</sup> - Ion Irradiation // *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2013, Vol. 7, No. 2, pp. 328–332.

## ПОСТ-АВТОВОЛНОВОЙ РЕЖИМ ОТЖИГА РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Селищев П.А.

ЮАР, Университет Претории

selyshchev@gmail.com

Моделирование автоволнового режима термического отжига радиационных дефектов [1-2] показало, что для определенных значений параметров (плотности дефектов, энергий их образования и миграции, а также термических свойств материала) автоволновой режим отжига сменяется режимом с осциллирующей скоростью распространения и осцилляциями температуры фронта волны в узкой области резкого падения температуры. Автоволна отжига имеет вид бегущих с постоянной скоростью

«ступенчатых» распределений температуры и плотности дефектов. Перед фронтом волны плотность дефектов постоянна и отлична от нуля, а температура равна температуре окружающей среды. За фронтом – плотность дефектов практически равна нулю, а температура повышена. Отжиг дефектов и рост температуры происходит в «зоне отжига» - узкой области «ступеньки» фронта волны. Скорость бегущей волны в пост-автоволновом режиме колеблется около некоторого среднего значения, которое лежит в диапазоне от одного до нескольких сантиметров в секунду.

В «зоне отжига» и непосредственно за ней происходит существенное отклонение температурного профиля от ступенчатой формы. Возмущения температуры имеют вид температурных волн, которые распространяются от фронта волны в глубь отожженной области. Сначала в «зоне отжига» возникает кратковременный «всплеск» температуры, за которым следуют затухающие осцилляции (наблюдалось до 3 максимумов). В неотожженной области температура падает монотонно - температурные колебания не успевают установиться вследствие движения температурного фронта: повышение температуры в неотожженной области ведет к отжигу в ней дефектов и смещению фронта волны отжига. Всплески температуры соответствуют увеличению крутизны фронта волны отжига дефектов и росту скорости ее распространения.

Профиль волны плотности дефектов остается ступенчатым, но наклон его фронта колеблется, становясь то более крутым, то более пологим. Вне «зоны отжига» возмущения волны плотности дефектов отсутствуют.

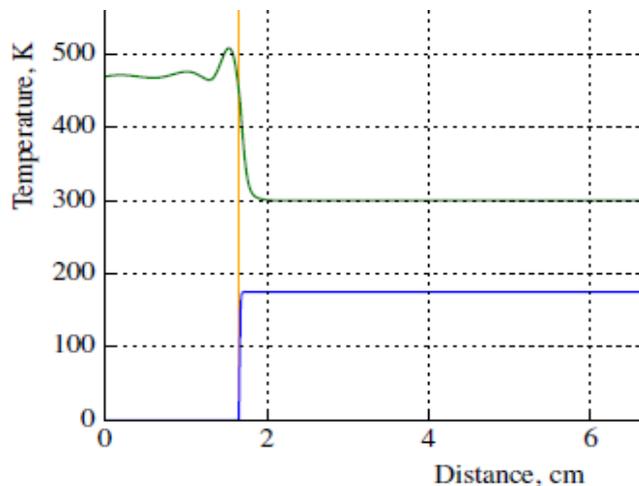


Рис.1 Температурный (вверху) и концентрационный (внизу) профили бегущей волны отжига (пост-автоволновой режим). Кривые соответствуют положению волны через 0.575 с.

Установлено, что данные возмущения развиваются благодаря термо-концентрационной обратной связи, приводящей к неустойчивости автоволнового режима.

Получен критерий неустойчивости автоволнового решения по отношению к первой бифуркации (типа Хопфа). Построено приближенное аналитическое решение для пост-автоволнового режима вблизи первой бифуркации, которое описывает его характерные особенности.

### Литература:

1. Селищев П.А. Особенности распространения самоподдерживающегося отжига радиационных дефектов. Труды XXIV Межд. Конф. «РФТТ 14» (Севастополь, 7 – 12 июля 2014 г.), 595с. С. 589 - 594.
2. Selyshchev P.A. and Bokov P.A. Kinetics of annealing: Basic relationships and nonlinear effects. In J. F. R. Archilla, F. Palmero, M. C. Lemos, B. Sánchez-Rey, and J. Casado-Pascual, editors, *Nonlinear Systems, Vol. 2: Nonlinear Phenomena in Biology, Optics and Condensed Matter*, pages 283–314. Springer International Publishing, Cham, 2018.

**ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6  
ПРИ ПООЧЕРЕДНОМ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ N<sup>+</sup> И O<sup>+</sup>  
Воробьев В.Л., Гладышева В.С., Быков П.В., Быстров С.Г., Климова И.Н., Колотов  
А.А., Баянкин В.Я.**

*Россия, г. Ижевск, город, Удмуртский Федеральный исследовательский центр Уральского отделения  
РАН  
E-mail: Vasily\_L.84@udman.ru*

Ионная имплантация – один из способов поверхностной обработки металлических материалов с целью повышения их физико-химических свойств. По сравнению с традиционными способами обработки ионная имплантация позволяет сократить в десятки раз температуру и время обработки. Процесс внедрения имплантируемой примеси в поверхностные слои сопровождается сложными, взаимосвязанными физико-химическими процессами. При этом на сегодняшний день роль процессов химической природы являются изученными недостаточно. В частности, практически не уделяется в исследованиях внимания влиянию химической активности имплантируемого элемента к компонентам сплава. В то время как данное влияние может являться определяющим в формировании структурно-фазового состояния поверхностных слоев и, в целом, свойств исследуемых металлических сплавов. Поэтому целью данной работы являлось – исследование влияния поочередного облучения ионами O<sup>+</sup> и N<sup>+</sup> на состав, структуру и свойства поверхностных слоев титанового сплава ВТ6.

В работе показано, что в условиях имплантации ионов химически-активных элементов (O<sup>+</sup> и N<sup>+</sup>), накопление имплантируемой примеси, образование химических соединений и выделение их в виде фазовых включений определяется химической активностью имплантируемого элемента к компонентам сплава. Полученные результаты позволят продолжить развитие научных основ формирования химического и структурно-фазового состояния в материалах при неравновесных условиях ионной имплантации.

**ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ АГРЕГАЦИИ В  
МАЛОПОЛЯРНЫХ РАСТВОРАХ C<sub>60</sub>**

**Тропин Т.В.<sup>1</sup>, Селищев П.А.<sup>2</sup>, Петренко В.И.<sup>3</sup>, Авдеев М.В.<sup>1</sup>, Аксенов В.Л.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Россия, Дубна, ОИЯИ, ЛНФ им. И.М.Франка [ttv@jinr.ru](mailto:ttv@jinr.ru)*

<sup>2</sup>*ЮАР, Университет Претория [selyshchev@gmail.com](mailto:selyshchev@gmail.com)*

<sup>3</sup>*Spain, Leioa, BCMaterials [viktor.petrenko@bcmaterials.net](mailto:viktor.petrenko@bcmaterials.net)*

Известно, что в молекулярных растворах C<sub>60</sub> в бензоле, толуоле и других малополярных органических жидкостях происходит образование кластеров, которое интересно как для приложений, так и фундаментальных исследований кластерообразования.

Кинетика роста кластеров в растворе фуллерена C<sub>60</sub> на основании экспериментальных данных рассматривается в рамках модели, основанной на использовании оксидов C<sub>60</sub>O<sub>x</sub> в качестве инициаторов агрегации. Предполагается, что оксиды фуллеренов C<sub>60</sub>O<sub>x</sub> являются центрами роста кластеров в растворе, поскольку «простые» молекулы фуллеренов не могут образовывать кластеры, но могут агрегировать с оксидами C<sub>60</sub>.

На первой стадии роста кластеров идет образование исходных упакованных малых кластеров, состоящих из одиночного оксида фуллерена C<sub>60</sub>O<sub>x</sub>, окруженного несколькими молекулами фуллерена. Число молекул C<sub>60</sub> вокруг одного C<sub>60</sub>O<sub>x</sub> ограничено количеством доступных позиций и связей. Количество молекул оксида, образующихся в растворе, не превышает нескольких процентов. Поэтому для первой стадии существует достижимое конечное стационарное состояние. В этом состоянии в растворе остается фиксированное количество малых кластеров, отдельных молекул фуллерена и свободных оксидов C<sub>60</sub>.

На второй стадии происходит образование менее плотных агрегатов кластеров. В работе построена теоретическая модель этого явления, составлены уравнения кинетики агрегация частиц в кластеры. Для начального этапа кластеризации получены аналитические решения для эволюция функции распределения кластеров по размерам, которые сопоставлены с численными результатами.

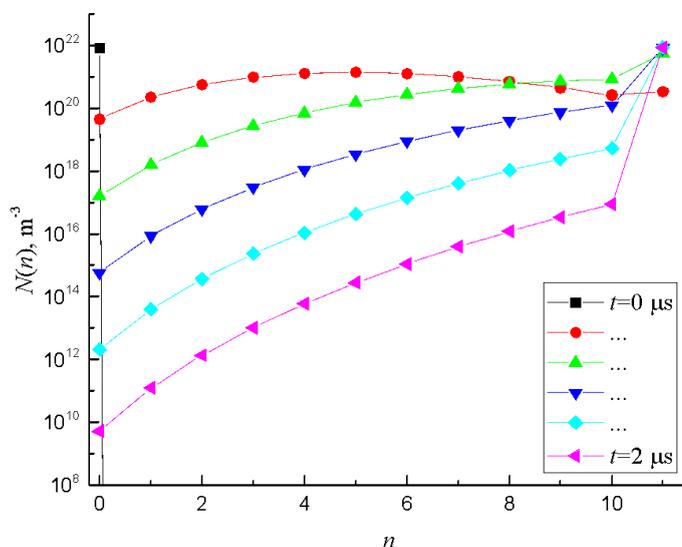


Рис. 1. Эволюция распределения кластеров по размерам для раствора  $C_{60}$  в толуоле на стадии роста, аналитическое расчетов.

Вторая стадия агрегация и роста агрегатов кластеров исследована с помощью численного моделирования. Рассчитано распределение агрегатов по размерам и зависимость среднего размера кластера от времени.

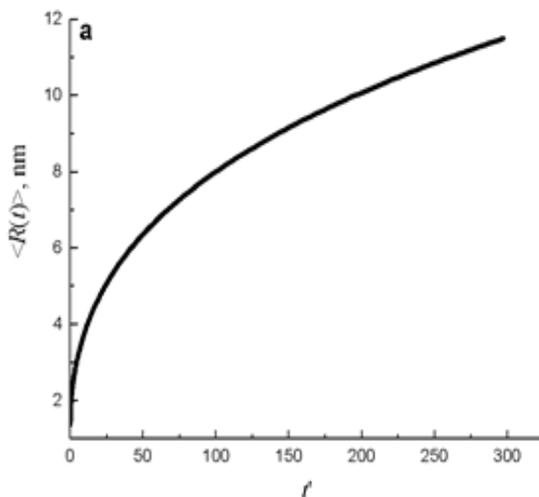


Рис. 2. Эволюция среднего размера агрегата кластеров  $C_{60}$ .

Полученные результаты сравниваются с экспериментальными данными исследования роста кластеров в насыщенном растворе  $C_{60}$ /бензол методом динамического светорассеяния. Теоретические расчеты хорошо согласуются с экспериментом.

## ВЛИЯНИЕ ПОВЫШЕНИЯ ИНДУКЦИИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ С 0,3Тл ДО 0,4 Тл НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СВИНЦА ПРИ РАЗРУШЕНИИ

Серебрякова А.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В.

Россия, г. Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: aserebrakova87@gmail.com

В данной работе показаны результаты исследования поверхности свинца марки С2 сформированной при разрушении в процессе ползучести. В процессе ползучести применялось такое внешнее воздействие как магнитное поле, которое, как известно, способно влиять на структуру и деформационные характеристики металлов, например, ранее были проведены исследования механических характеристик свинца С2, выявившие влияние магнитного поля с различными значениями индукции на материал [1]. Целью данной работы является исследование влияния значений индукции магнитного поля на формирование поверхности разрушения свинца.

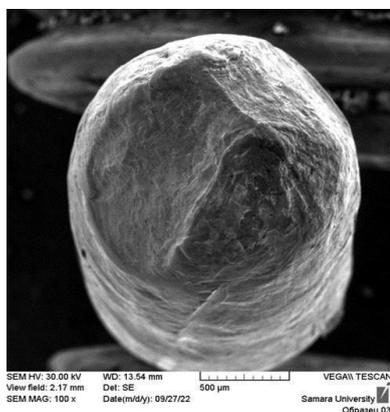
В исследованиях процесса ползучести использован свинец марки С2, цилиндрические образцы диаметром 2 мм длиной 200 мм. Содержание свинца в образцах составляет 99,9786%, содержание примесей не превышало 0,0214 %. Испытание на ползучесть и обработку магнитным полем выполняли на экспериментальной установке для испытаний на ползучесть, оснащенной электромагнитом, сконструированной и изготовленной в ФГБОУ ВО «СибГИУ». Морфологию поверхности разрушения образцов, подвергнутых пластической деформации в магнитном поле, анализировали посредством растрового электронного микроскопа TESCAN Vega SB. Обработка данных по результатам выполнена в программах Excel и Origin Pro 8.

Получены РЭМ-изображения структуры изломов образцов, разрушенных в процессе ползучести с применением магнитного поля с различными значениями индукции (0,3 и 0,4 Тл).

Морфология поверхности излома свинца, разрушенного при одноосном растяжении в процессе ползучести с применением магнитного поля, показывает влияние магнитного поля в зависимости от примененной индукции. Рассмотрим по отдельности каждый из режимов воздействия магнитным полем и его влияние на полученный в процессе ползучести излом.

При использовании в процессе ползучести свинца магнитного поля с индукцией 0,3Тл выявлены следующие особенности. Характер излома вязкий. Поверхность разрушения однородная. Нет ямок отрыва, ярко выраженных бороздок. При максимальном увеличении, показан гребень в центре поверхности излома, образовавшийся в результате пластической деформации и разрушения перемычек между другими элементами излома [2]. Высота гребня около 10мкм, ширина около 25 мкм.

При использовании в процессе ползучести свинца магнитного поля с индукцией 0,4 Тл выявляются отличия морфологии поверхности (рис. 1б). На фрактограмме обнаружены 3 зоны: 1 - волокнистая зона; 2 - радиальная зона; 3 - зона среза (долома). Волокнистая зона составляет около 1250мкм по протяженности. Радиальная зона образована вязкими бороздками. Зона долома, соответствующая конечной стадии разрушения, в образце, разрушенном при индукции 0,4 Тл, представлена наибольшей площадью, по сравнению с образцом для 0,3Тл. Ширина волокнистой зоны составляет 50 мкм. Также, на образце обнаружено «плато», характеризующееся плоскими участками на поверхности разрушения, которые вытянуты преимущественно в направлении локального распространения трещины [3]. На плато просматриваются вязкие бороздки, направленные под 45° по отношению к полосе вязкого излома.



а



б

Рисунок 1 - Фрактограмма излома образца, разрушенного в процессе ползучести с применением магнитного поля (значение индукции: а -  $V=0,3$ Тл; б -  $V=0,4$ Тл).

Таким образом, выявленные на фрактограммах особенности поверхности разрушения подтверждают

изменения характера излома под влиянием магнитного поля с увеличенным значением индукции магнитного поля с 0,3 до 0,4Тл. Предположительно, магнитное поле влияет на характер движения дислокаций, образующихся в исследуемом материале.

#### **Литература:**

1. Серебрякова А.А., Влияние магнитного поля с индукцией до 0,5 Тл на динамику деформационных характеристик свинца / А.А. Серебрякова, Д.В. Загуляев, В.В. Шляров // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2023. Т. 20, No 1. С. 52–58. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.006
2. *Основы фрактографического анализа изломов образцов из конструкционных сплавов: учеб. пособие* / М.К. Чегуров, С. А. Сорокина; НГТУ им. П. Е. Алексеева. – Н. Новгород, 2018. – 79 с
3. Inkson B.J. Scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) for materials characterization, in: *Materials Characterization Using Nondestructive Evaluation (NDE) Methods* / K. Dos Santos (Ed.). – Elsevier Ltd, 2016. – Pp. 17-43.

### **ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ПОДХОДОВ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ТЕПЛОСТОЙКОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ ЭПОКСИБИСМАЛЕИМИДНОГО СВЯЗУЮЩЕГО ТЭИС-53**

**Мосиук В.Н., Иванова С.М., Ворвуль С.В., д.т.н. Бухаров С.В.**

*Россия, АО «ОНИП «Технология» им. А.Г.Ромашина»,  
mosiukvn@technologiya.ru*

Для оценки свойств полимерных композиционных материалов традиционно используется ряд физико-механических исследований. Одной из наиболее важных характеристик, определяющих эксплуатационные возможности материала, является его максимальная рабочая температура. Эта температура может быть оценена исходя из сохранения механических свойств полимерных композиционных материалов при различных типах нагружения образцов или по испытаниям матрицы некоторыми методами анализа – динамическим механическим, термическим механическим и др.

Существующая нормативная документация методом ТМА позволяет провести определение температуры стеклования (ASRM E1824-19, ASTM E 1545-11(2016), ГОСТ 32618.2-2014, часть 2), температуры размягчения/пенетрации (ASTM 2347-21, ГОСТ Р 56723-2015, часть 3), температуры деформации при трехточечном изгибе (ASTM E2092-18). Методом ДМА согласно ГОСТ 56753 Р-2015, ГОСТ Р 57739-2017, ASTM E 1640-18 определяют температуру стеклования отвержденного связующего. Зачастую полученные различными методами исследований величины могут значительно отличаться.

Целью настоящей работы является описание отличительных характеристик различных методов определения теплостойкости и температуры стеклования полимерных связующих, а также корреляция полученных результатов на примере разработанного в АО «ОНИП «Технология» им. А.Г.Ромашина» эпоксибисмалеимидного связующего ТЭИС-53.

# МЕТОД МОДЕЛИРОВАНИЯ 1D/3D ДИФФУЗИИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В НЕОДНОРОДНОМ УПРУГОМ ПОЛЕ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ

Демидов Д.Н., Сивак А.Б.

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: Demidov\_DN@nrcki.ru

Диффузия радиационных дефектов (РД) к стокам (дислокации, границы зерен, субграницы, поверхности раздела фаз, и т.д.) и их поглощение приводят к эволюции микроструктуры конструкционных материалов термоядерных и ядерных реакторов и, как следствие, к изменению их физико-механических свойств (радиационно-ускоренная ползучесть, радиационное охрупчивание и радиационное вакансионное распухание материалов). Для построения физических моделей изменения свойств материалов под радиационными, механическими и термическими нагрузками необходимо знать характеристики РД, которые являются параметрами таких моделей. Важной характеристикой РД, оказывающей влияние на изменение свойств материалов, является его механизм диффузии.

Такие РД как кластеры собственных межузельных атомов (СМА) обладают смешанным 1D/3D механизмом диффузии: дефект движется вдоль одного кристаллографического направления с относительно редкими сменами направления движения. Известно [1, 2], что длина одномерного пробега РД может оказывать существенное влияние на силы стока различных элементов микроструктуры (дислокации, поры, границы зерен) для этих РД.

Наличие неоднородных упругих полей, создаваемых элементами микроструктуры (ЭМ), в случае 1D/3D механизма диффузии изменяет энергии образования седловых конфигураций РД, возникающих при его миграции или смене направления диффузии (реориентации). Это приводит к изменению частот диффузионных скачков и реориентаций РД и, соответственно, к изменению сил стока ЭМ.

В настоящей работе в рамках кинетического метода Монте-Карло предлагается подход к моделированию диффузии радиационных дефектов (РД) со смешанным 1D/3D механизмом диффузии в неоднородном упругом поле. Для определения влияния упругого поля на седловые конфигурации РД при его миграции и реориентации, используются соответствующие им эффективные дипольные тензоры, определенные с помощью метода молекулярной динамики.

В работе проводится сравнение сил дислокационных стоков дислокаций различных типов для кластеров СМА в Fe, рассчитанных с помощью предлагаемого подхода, и с помощью ранее разработанного подхода [3], в котором, с помощью эффективных дипольных тензоров седловых конфигураций миграции [4, 5] моделировалась трехмерная диффузия РД.

## Литература:

1. Trinkaus H., Heinisch H. L., Barashev A. V., Golubov S. I., Singh, B. N. 1D to 3D diffusion-reaction kinetics of defects in crystals. *Physical Review B*, 2002, Vol. 66(6), 060105(R)
2. Malerba L., Vecquart C.S., Domain C. Object kinetic Monte Carlo study of sink strengths // *J. Nucl. Mater.* 2007. V. 360. P. 159–169.
3. Сивак А.Б., Демидов Д.Н., Сивак П.А. Эффективности дислокационных стоков для димежузлий в ОЦК (Fe, V) и ГЦК (Cu) металлах // *ВАНТ. Сер. Материаловедение и новые материалы*. 2021. Т.3. С. 30—53.
4. Demidov D.N., Sivak A.B., Sivak P.A. New Method for Calculation of Radiation Defect Dipole Tensor and Its Application to Di-Interstitials in Copper // *Symmetry*. 2021. Vol. 13. 1154.
5. Demidov D.N., Sivak A.B., Sivak P.A. Diffusion of bi-interstitials in the Fe and V BCC metals subjected to different types of external loads, *Physics of Metals and Metallography*, 2021, Vol. 122(11), P. 1081—1087

## МНОГОУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ И РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Сивак А.Б.

Россия, Москва, НИЦ «Курчатовский институт»

E-mail: Sivak\_AB@nrcki.ru

Материалы ядерных, термоядерных и гибридных систем должны выдерживать в течение срока эксплуатации температурные, механические и радиационные нагрузки, не теряя своих функциональных свойств, и быть совместимыми со своим окружением (теплоноситель, пр.). Условия работы материалов термоядерных и гибридных систем частично имеют пересечение с условиями работы материалов ядерных реакторов (температуры, механические нагрузки, повреждающие дозы – сна), поэтому возникает естественное желание перенести уже имеющиеся обширные разработки в отношении материалов ядерных реакторов в термоядерные и гибридные приложения.

Несмотря на упомянутое пересечение части условий работы, в отношении другой части условий работы такое пересечение отсутствует из-за различий в нейтронных спектрах, гамма-полях, магнитных полях. Перечисленные факторы ограничивают возможность прямого переноса экспериментальных данных о поведении материалов под облучением в одном типе установок на установки другого типа. Возможный путь для преодоления разрыва между имеющимися и нужными данными о поведении материалов в разрабатываемых установках состоит в том, чтобы построить *физически обоснованную* модель материала, описывающую его реакцию на внешние воздействия (нейтронные, механические, термические, пр.), которая обеспечит глубокое понимание физики протекающих в материалах радиационно-стимулированных процессов и будет обладать предсказательной силой, в отличие от моделей со слабым или отсутствующим физическим обоснованием, которые в состоянии описать любые экспериментальные данные, но не в состоянии предсказать поведение материала при изменении условий работы материала.

Применение чисто теоретического подхода к описанию протекающих в материалах явлений ограничено структурной сложностью моделируемых объектов, поэтому на практике применяют методы вычислительного (компьютерного) моделирования, опирающиеся на теоретические методы. Поскольку ни один из моделирующих методов не может охватить полностью пространственную и временную шкалы, развитие получил многоуровневый подход, в котором каждый из вычислительных методов применяется на определенном пространственном и/или временном уровне, используя в качестве входных параметров данные, предоставляемые другими вычислительными моделями более низкого уровня. Выходные данные модели рассматриваемого уровня в свою очередь являются входными параметрами модели более высокого уровня. Таким образом выстраивается цепь из моделей от самого низкого, электронно-структурного уровня, до самых высоких уровней, на которых материал рассматривается как сплошная среда.

Только совместное использование многоуровневого моделирующего подхода и всесторонних микроструктурных и механических экспериментальных исследований даст возможность полного осмысления физики, которая ведет к изменению свойств материалов в процессе эксплуатации: модели обеспечивают рационалистическое объяснение экспериментальных наблюдений, основываясь на фундаментальных физических законах и возможных механизмах, а экспериментальные данные позволяют валидировать и калибровать модели.

В настоящей работе в рамках описанного подхода предлагается многоуровневая модель радиационного формоизменения металлов, проводится ее валидация и калибровка на основе сравнения ее результатов с рядом экспериментальных данных в отношении таких радиационных явлений как радиационная ползучесть и радиационное распухание в ОЦК (Fe, V) и ГЦК (Cu) металлах.

## ОБРАБОТКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ИНИЦИИРУЕВОЙ АНТЕННЫМ ЭФФЕКТОМ СВЧ-ПЛАЗМОЙ

Мезенин Е.И., Степанов В.А.

Российская Федерация, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: spw.rch@gmail.com

В работе предлагается использовать СВЧ-плазму для нагрева и термической обработки высокотемпературных керамических материалов ( $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ). Особенность иницируемой на поверхности материалов плазмы заключается в её формировании на поверхности материала-антенны в условиях высокотемпературной проводимости. Такая СВЧ-плазма позволяет не только проводить высокотемпературную обработку поверхности материала, но и инициировать различные плазмохимические процессы.



Рисунок 1 – иницируемая антенным эффектом СВЧ-плазма на керамики на основе  $Al_2O_3$ .

Экспериментально показано, что характеристики плазмы зависят от: примесного состава, дисперсности и трещиноватости керамик. В работе исследовалось влияние конфигурации резонирующей системы, составной частью которой была как поверхность обрабатываемого плазмой материала, так и внешние полу- и четвертьволновые вибраторы. Исследованы изменения морфологии и фазового состава высокотемпературных керамик на основе  $ZrO_2$  после обработки иницируемым антенным эффектом СВЧ-плазмой.

## ВЛИЯНИЕ СВИНЦОВО-ВИСМУТОВОГО ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СТАЛИ ЭП823-Ш

Чебышев В.Д., Кудашов Д.В., Орлов Ю.А., Соловьев Н.П.

Россия, Обнинск, АО «ГНЦ РФ-ФЭИ»

Email: vdchebyshev@ippe.ru

Использование паяных соединений конструкционных материалов в ядерных энергетических установках с тяжелым жидкометаллическим теплоносителем ограничено вследствие недостатка экспериментальных данных о коррозионной стойкости паяных соединений.

В настоящей работе в течение 1000 часов в расплаве свинец-висмут эвтектического состава при температуре 620 °С проведены ампульные коррозионные испытания образцов паяных соединений пластин из феррито-мартенситной стали ЭП823-Ш с использованием трех марок припоев ВПР7, ПГ-17Н (оба – на основе никеля) и ПЖГ-20 (на основе железа).

По окончании коррозионных испытаний были проведены серии механических испытаний на срез образцов паяных соединений при температуре 20°С и 620°С. Механические испытания проведены в таких же условиях для образцов паяных соединений, не подвергавшихся коррозионным испытаниям. Представлены результаты измерения предела прочности на срез для исследованных образцов паяных соединений.

Проведены исследования структуры методами металлографии (рисунок 1), рентгеновского фазового анализа и электронной микроскопии образцов паяных соединений, как для прошедших коррозионные испытания, так и для не подвергавшихся коррозионным испытаниям.

Обсуждаются преимущества и недостатки паяных соединений, созданных с использованием указанных припоев.

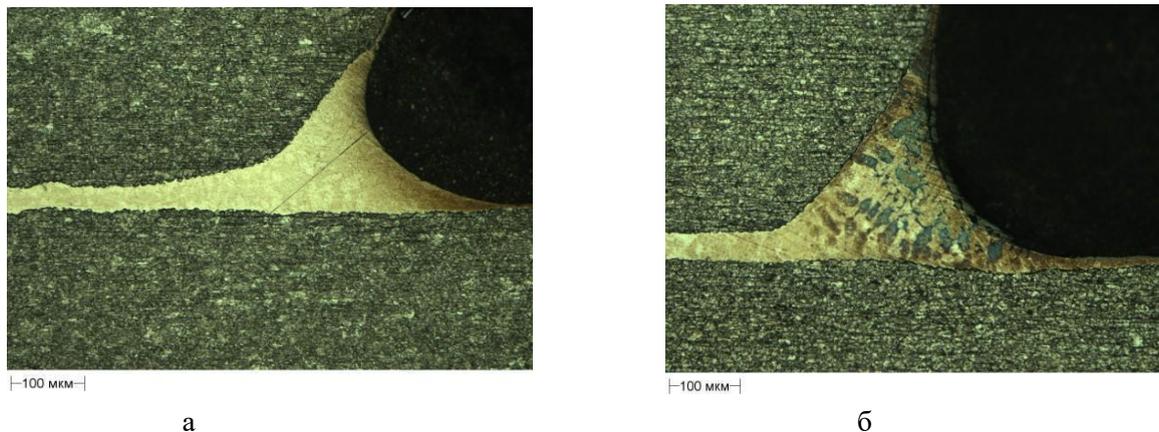


Рисунок 1 – Микроструктура в области галтельной части паяного шва, полученного с использованием припоя ПГ-17Н:(а) – не подвергшегося коррозионным испытаниям; (б) – после коррозионных испытаний

### СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЭС КАНТОРА Co-Cr-Fe-Ni-Mn, СФОРМИРОВАННОГО НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ СПЛАВА 5083

Ефимов М.О.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Шлярова Ю.А.<sup>1</sup>, Панченко И.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Россий, Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет

<sup>2</sup>Россий, Томск, Институт Сильноточной электроники СО РАН

В последние годы внимание исследователей в области физического материаловедения сконцентрировано на создании и использовании так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). Уже из самого названия следует, что ВЭС сплавы имеют аномально высокие значения энтропии смешения, значительно превосходящие величины для сложнoleгированных сплавов. Концепция реализации ВЭС, базирующаяся на достижении максимальной энтропии смешения от 5 и более элементов в разных атомных соотношениях, предусматривает образование однофазных структур с сильным искажением решетки и затруднением диффузии, что, в свою очередь, обеспечивает рост прочностных свойств и их стабильность в широком температурном интервале. Уже созданные ВЭС являются перспективными материалами для применения в электронике, атомной энергетике, транспортном машиностроении, ракетно-космической и других отраслях промышленности. Использование ВЭС не ограничится вышеизложенными областями, а будет расширяться по мере разработки новых составов и изучения их свойств.

В используемых образцах системы «покрытие-подложка» покрытием являлся ВЭС Кантора Co-Cr-Fe-Ni-Mn неэквивалентного состава, сформированный на подложке из сплава 5083 методом проволочно-дугового аддитивного производства. Твердость материала определяли по схеме Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 5Н.

Из приведенного на рисунке 1 профиля микротвердости «покрытие/подложка», отчетливо видно, что она изменяется в пределах (2,5-3,5) ГПа, а вдали от зоны контакта с покрытием составляет (1,0-1,1) ГПа. В зоне контакта покрытия с подложкой (переходный слой) микротвердость существенно увеличивается, достигая максимального значения 9,9-10,0 ГПа. Толщина упрочненного слоя составляет  $\approx 300$  мкм. Методами сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа было показано, что нанесение высокоэнтропийного покрытия на поверхность образца сплава 5083 методом WAAM сопровождается взаимным легированием покрытия и подложки, формированием в зоне контакта покрытия и подложки структуры пластинчатого типа, характеризующейся высокими значениями микротвердости.

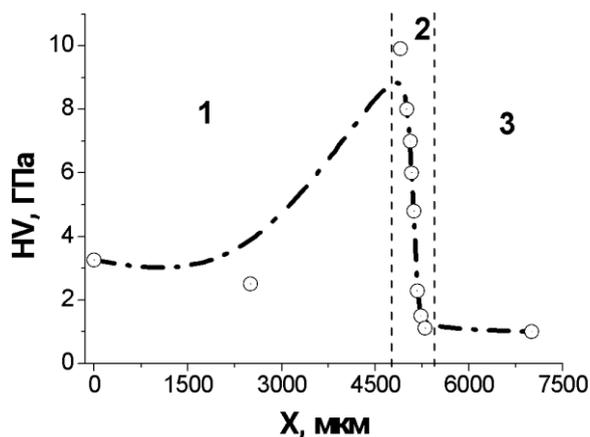


Рисунок 1. Профиль микротвердости системы «покрытие/подложка»; 1 – область покрытия; 2 – зона контакта (переходный слой); 3 – область подложки

Очевидно, что столь существенное изменение микротвердости зоны контакта обусловлено структурно-фазовыми преобразованиями материала при нанесении покрытия на подложку. Действительно, представленные на рисунке 2 электронно-микроскопические изображения структуры зоны контакта покрытия и подложки, полученные методами сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа, демонстрируют существенное отличие строения данного слоя материала от структуры и покрытия и подложки.

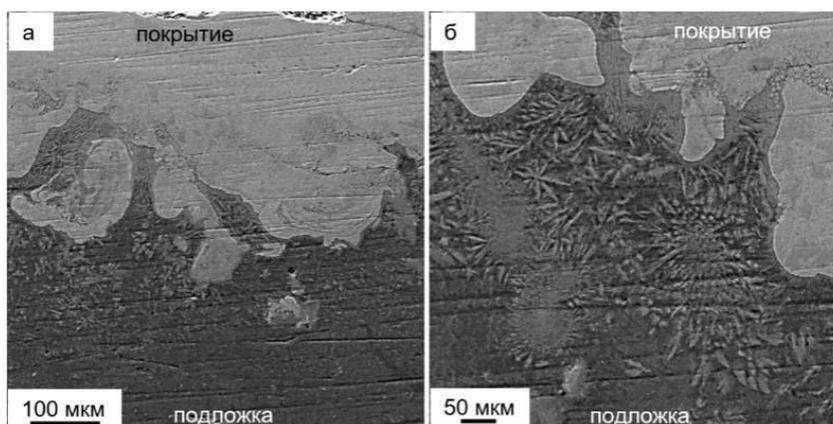


Рисунок 2. Изображения структуры поперечного сечения зоны контакта системы «покрытие/подложка», полученные методами сканирующей электронной микроскопии

Элементный состав системы «покрытия/подложка» на различном расстоянии от поверхности покрытия изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. Результаты анализа элементного состава покрытия, приведенные в таблице 1, показывают, во-первых, наличие в покрытии атомов алюминия, что может свидетельствовать о его диффузии из подложки в покрытие, и, во-вторых, отсутствие зависимости концентрации химических элементов покрытия от участка анализа, что свидетельствует о высоком уровне химической однородности покрытия.

Таблица 4.1 – Результаты анализа элементного состава различных областей покрытия

Область покрытия	Элементный состав, ат.%					
	Al	Cr	Mn	Fe	Co	Ni
Верх покрытия	10,9	13,2	3,3	32,0	25,9	14,7
Середина покрытия	9,6	13,1	3,3	32,7	26,7	14,6

## СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РЕЛЬСОВ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Порфирьев М.А.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Шлярова Ю.А.<sup>1</sup>, Крюков Р.Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>России, Новокузнецк, Сибирский государственный индустриальный университет

<sup>2</sup>России, Томск, Институт Сильноточной электроники СО РАН

E-mail: mporf372@gmail.com

В связи с установившейся в последние годы тенденцией возрастания скоростей и интенсивности движения на железнодорожном транспорте в разряд актуальных научного и практически значимых задач выходит создание рельсов с высокими эксплуатационными характеристиками. Решение этой проблемы в России осуществляется с 2013 года путем производства длинномерных 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов, а с 2018 года – путем производства рельсов специального назначения. Совершенствование технологии их производства возможно лишь при глубоком анализе механизмов формирования структуры, фазового состава и свойств и их эволюции при длительной эксплуатации.

Целью настоящей работы является анализ формирования структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации.

Структура стали в состоянии после эксплуатации представлена зернами перлита пластинчатой морфологии с размерами, изменяющимися в пределах (1,5 – 25) мкм. В отдельных случаях в структуре стали наблюдаются зерна глобулярного перлита, т.е. зерна, в которых частицы цементита округлой формы расположены хаотически, и зерна перлита нерегулярного, в котором присутствуют частицы пластинчатой и глобулярной форм.

После длительной эксплуатации исследуемая сталь находится в упруго-напряженном состоянии. Об этом свидетельствуют изгибные экстинкционные контуры, присутствующие на электронно-микроскопических изображениях структуры тонких фольг. Контуры экстинкции выявляются как в ферритной составляющей колоний перлита (рис. 1, а), так и в частицах цементита (рис. 1, б). Источниками кривизны-кручения кристаллической решетки являются внутрифазные (границы раздела зерен перлита) и межфазные (границы раздела пластин феррита и цементита перлитных колоний) границы.

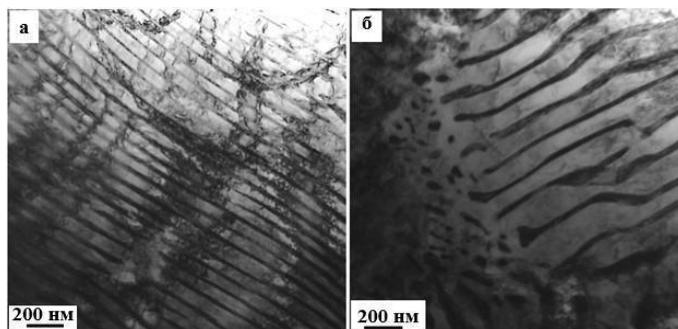


Рисунок 1. Изгибные экстинкционные контуры в феррите (а) и цементите (б); а, б – светлые поля.

Эксплуатация рельсов на экспериментальном кольце привела к преобразованиям структурно-фазовых состояний преимущественно поверхностного слоя, связанным с разрушением колоний перлита. При этом формирующаяся структура на поверхности катания отличается от структуры металла рельсов поверхности выкружки. Характерной особенностью структуры металла поверхности катания является разбиение пластин феррита перлитных колоний на субзерна, размеры которых изменяются в пределах (100-150) нм. В отличие от поверхности катания на центральной оси в поверхностном слое выкружки субзернистая структура не выявляется. В результате деформационного воздействия в поверхностном слое формируются области, характеризующиеся наличием большого количества изгибных экстинкционных контуров разнообразной формы.

Деформационное преобразование структуры поверхностного слоя сопровождается разрушением пластин цементита и повторным выделением частиц карбидной фазы, независимо от места исследования рельсов (поверхность катания или поверхность выкружки, это так называемый третичный цементит. Частицы имеют округлую форму, расположены в объеме пластин феррита преимущественно вдоль межфазных границ раздела пластин феррита и цементита. Размеры вновь образовавшихся частиц изменяются в пределах (5-7) нм.

## КОМПОЗИТНЫЕ ПЛЕНОЧНЫЕ СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНОВ

Басков П.Б., Бондаренко С.А., Глазюк Я.В., Намакшина А.А., Мушин И.М., Худин А.С.

Российская Федерация, г. Москва, АО  
«НИКИЭТ» E-mail: baskov\_pb@nikiet.ru

Разработаны и синтезированы пленочные композитные сцинтилляционные материалы состава  $ZnS(Ag):^6LiF:PMMA$ . Экспериментально показано, что синтезированный материал обладает аналогичной нейтронной чувствительностью, что и сцинтиллятор марки BC-704 (Saint-Gobain Crystals, США).

В настоящее время наиболее распространенными сцинтилляторами для регистрации тепловых нейтронов являются составы на основе люминофора  $ZnS(Ag)$  с добавкой нейтрон-чувствительного изотопа  $^6Li$ . Зарубежные сцинтилляторы данного типа имеют следующие характеристики: толщина пластины 0,5-8 мм, площадь 0,01-0,36 м<sup>2</sup>, оптический диапазон сцинтилляционного излучения в области 450 нм [1-3].

В работе показана высокая чувствительность синтезированного тонкопленочного материала к тепловым нейтронам. Проведен сравнительный анализ чувствительности полученных образцов материала с промышленным сцинтиллятором BC-704 (США). Характеристика темпа счета нейтронов (33 мин<sup>-1</sup>) сопоставима с зарубежным материалом (35 мин<sup>-1</sup>). При этом толщина полученного пленочного материала в два раза меньше толщины сцинтиллятора BC-704. Технологическое решение основано на получении композитного покрытия состава  $ZnS(Ag):^6LiF:PMMA$  толщиной порядка 200 мкм на поверхности металлических сегментов размером 100×100×1 мм. Материаловедческий подход заключается в том, что зерна  $ZnS(Ag)$  (средний размер 7,5 мкм) и  $^6LiF$  (размер менее 7 мкм) распределены в оптически прозрачной матрице (PMMA) таким образом, что расстояние между зернами не превышает длину пробега продуктов реакции захвата  $^6Li(n,\alpha)^3H$ . Экспериментально подобран оптимальный состав сцинтиллятора с соотношением  $ZnS(Ag):^6LiF:PMMA = 1:1:0,15$ . Полученные сцинтилляционные материалы использовались при создании НИЯУ МИФИ нейтронного детектора с волоконно-оптическим световыходом, имеющего характеристики: площадь 600 см<sup>2</sup>; эффективность регистрации – 33,3%; чувствительность – 199,8 имп.×см<sup>2</sup>/нейтрон [4]. Дальнейшая направленность работ связана с разработкой гетероструктурных нейтрон-чувствительных пленочных композиций и технологических решений при конструировании волоконно-оптических детекторов, что повысит эффективность регистрации нейтронных потоков, при этом исходные материалы должны быть отечественного производства.

### Литература:

1. EJ-426 thermal neutron detector sheet [Электронной ресурс] // URL:<https://www.southernscientific.co.uk/data/file/e/7/EJ426.1438855274.pdf> (дата обращения 03.04.2023)
2. A. Osovizky, Kevin NMN Pritchard, Jeffrey B Ziegler, Louis Edward Binkley, Y. Yehuda-Zada, Peter NMN Tsai, Alan Keith Thompson, Catherine C Cooksey.  $^6LiF:ZnS(Ag)$  Mixture Optimization for a Highly Efficient Ultrathin Cold Neutron Detector // Journal of Applied Physics April 2, 2018, Vol. 65. Iss. 4.
3. M. Hildebrandt, J.-B. Mosset, A. Stoykov. Neutron detector based on  $ZnS: ^6LiF$  scintillator read out with WLS fibers and SiPMs ESS HEIMDAL Detector Workshop, Villigen PSI, 14.03.2016.
4. Патент №2751761 Российская Федерация, МПК G01T 3/06 (2006.1). Детектор нейтронов с полислоистой структурой : N 2020140943 : заявл. 12.11.2020 : опубл. 16.07.2021 / Басков П.Б., Богданов Ф.А., Бондаренко С.А. и др. – 11 с.

## БОРАТНЫЕ РАДИАТОРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЕТЕКТОРОВ НЕЙТРОННОГО ПОТОКА

Басков П.Б.<sup>1</sup>, Бондаренко С.А.<sup>1</sup>, Глазюк Я.В.<sup>1</sup>, Кожин А.Ф.<sup>2</sup>, Намакшина А.А.<sup>1</sup>,  
Саламаха Б.С.<sup>1</sup> Меньшиков А.А.<sup>1,2</sup>, Мушин И.М.<sup>1</sup>, Худин А.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Российская Федерация, Москва, АО «НИКИЭТ» E-mail: baskov\_pb@nikiet.ru

<sup>2</sup>Российская Федерация, Москва, НИЯУ МИФИ E-mail: alexfkozhin@yandex.ru

Проведены исследования, направленные на формирование гетероструктурных радиаторных покрытий электродов ионизационных камер (ИК) на основе кремнезема и борного ангидрида. Разработана методика контроля удельной нейтронной чувствительности радиаторного покрытия по продуктам реакции  $^{10}\text{B}(n,\alpha)^7\text{Li}$ , возбуждаемой Pu-Be источником нейтронов, с применением альфа-спектрометрического анализа. Показано, что обеспечивается формирование функционального покрытия с стабильными эксплуатационными характеристиками.

В серийных борных ионизационных камерах КНК-53 используется нейтрон-чувствительное покрытие на основе аморфного бора [1, 2], обладающего низкими адгезионными свойствами, что приводит к снижению нейтронной чувствительности, термоцикличности, устойчивости к вибрационным нагрузкам.

Повышение физико-механических характеристик ИК возможно за счет формирования гетероструктурного радиаторного покрытия. Буферный слой на основе кремнезема синтезированный термодеструкционным методом обладает высокими адгезионными свойствами [3, 4]. Функциональный нейтрон-чувствительный слой на основе борного ангидрида сформирован осаждением из раствора борной кислоты (естественное обогащение  $^{10}\text{B}$  – 19%) с последующей термообработкой при 500°C [5]. Контроль толщины, химического и структурного состава радиаторного покрытия ИК осуществлялся методами волоконно-оптической и инфракрасной спектроскопии [6]. Установлено, что на поверхности электрода (сталь – 12Х18Н10Т) сформированы буферный слой (толщина 2 мкм) кремнезема линейно-цепочечной структуры и функциональный слой борного ангидрида с оптимальной поверхностной плотностью 2,5 мг/см<sup>2</sup> [7].

Контроль радиационных параметров проводился на альфа-спектрометрической установке с кремниевым поверхностно-барьерным детектором при облучении образцов нейтронным потоком плотностью  $10^4$  нейтрон/(см<sup>2</sup>·с) Pu-Be источником. Параметром для сравнения результатов измерений принята удельная чувствительность на единицу площади покрытия гипотетической камеры с гелием в качестве рабочего газа. Величина удельной чувствительности для серии образцов составила  $4,7\text{--}5,5 \cdot 10^{-19}$  А·с/нейтрон.

Проведены исследования физико-механических свойств образцов электродов при термоциклических нагрузках (600°C, четыре цикла). Методами альфа-спектрометрии и гравиметрии установлено, что радиаторные покрытия обладают стабильными эксплуатационными характеристиками.

### Литература:

1. Малышев Е.К., Засадыч Ю.Б., Стабровский С.А. Газоразрядные детекторы для контроля ядерных реакторов. М.: Энергтоиздат, 1991. – 160 с.
2. Рисованный В.Д., Захаров А.В., Ключков Е.П., Гусева Т.М.: Бор в ядерной технике. 2е, перераб. и доп. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с.
3. Намакшина А.А., Хорозова О.Д., Сахаров В.В. ИК спектроскопическое изучение аморфных наноразмерных слоев диоксида кремния при термодеструкции полиорганосилоксанов // Успехи в химии и химической технологии – 2016. № 7. – С. 74-76.
4. Сахаров В.В., Басков П.Б., Берикашвили В.Ш., Ивкина О.В., Косов Д.Е., Мосягина И.В., Фролов Н.Н., Шарипова М.А. Оксидная наноразмерная модификация поверхности неорганических материалов // Наноинженерия – 2011. № 6. – С. 15-25.
5. Намакшина А.А., Хорозова О.Д., Сахаров В.В., Сигаев В.Н. Структурообразование в аморфных термодеструкционных покрытиях системы SiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> // Успехи в химии и химической технологии – 2017. № 3. – С. 81-83.
6. Сахаров В.В., Фролов Н.Н., Басков П.Б., Ивкина О.В., Мосягина И.В., Шарипова М.А. Исследование динамики формирования термодеструкционных оксидных покрытий методами отражательной спектроскопии // Наноинженерия – 2014. № 2. – С. 3-8.
7. Чукин Г.Д. Химия поверхности и строение дисперсного кремнезема. М.: Типография Паладин, ООО «Принта», 2008. – 172 с.

## ПОСТРАДИАЦИОННАЯ ВНУТРЕННЯЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ ПИРОЛИТИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА.

Исаев Е.И., Степанов В.А.

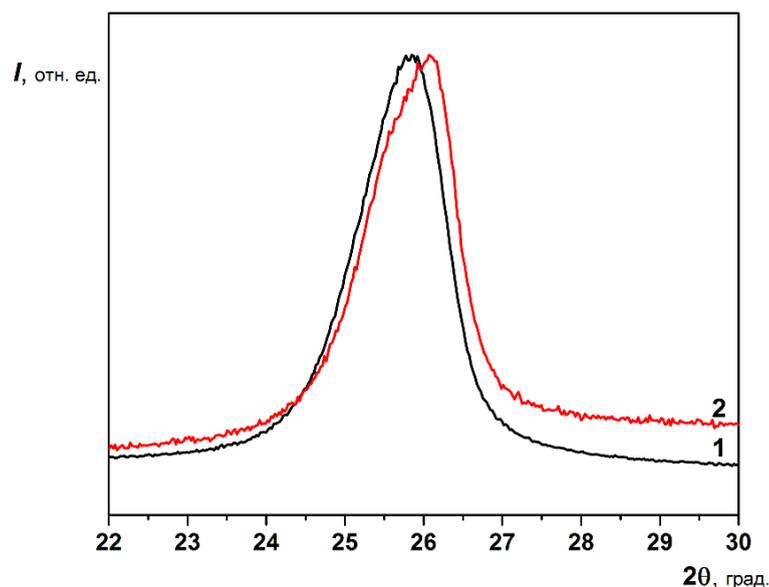
Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

e.isaev87@gmail.com

Значительные микродеформации кристаллитов пиролитического  $BN$  (до 3%) стабилизированы неравномерным распределением дефектов – вакансионных дисков в объеме, которые в избытке образуются в условиях неравновесного синтеза материала. В процессе высокодозного реакторного облучения, когда реализуются каскады атомных смещений и возникают условия радиационно-стимулированной диффузии, устанавливается стационарная концентрация таких дефектов, которая зависит от температуры облучения и может быть даже меньше исходной. В результате в облученном пиролитическом материале возникают упругие поля микронапряжений вследствие исчезновения исходных дефектов структуры.

В данной работе описан эффект пост-радиационной внутренней ползучести облученного в реакторе пиролитического  $BN$ , и приводятся возможные причины возникновения такого эффекта.

Возникающие после реакторного облучения поля упругих микронапряжений в объеме кристаллитов приводят к эффекту пост-радиационной внутренней ползучести высокотемпературных керамик, который был обнаружен при исследовании рентгенограмм облученных образцов в течение 2015-2016 гг. На рис. 1 показано смещение положения линии (002) на рентгеновских дифрактограммах облученного, а также облученного и отожженного материала, произошедшее в течение года, в сторону



больших углов.

Рис. 1. Смещение в течение от 04.2015 (1) до 09.2016 (2) рентгеновской линии (002) пиролитического  $BN$  облученного нейтронами с дозой  $14 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$  и отожженного при 670 К

Обнаруженный эффект пост-радиационной внутренней ползучести обусловлен релаксацией исходных внутренних напряжений в условиях подвижности дефектов структуры.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОЙ РЕФЛЕКТОМЕТРИИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ НАЛИЧИЯ И ТОЛЩИН НЕОДНОРОДНОСТЕЙ ПО СОСТАВУ НА ГРАНИЦЕ КВАНТОВОЙ ЯМЫ В СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ

**AlGaAs/GaAs.**

**Березуцкий А.В.**

*Россия, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ, ООО «ЛАСАРД»*

*E-mail: tekton1321@gmail.com*

Гетероструктуры – выращенные на подложке многослойные структуры из различных полупроводников, отличающихся шириной запрещенной зоны. Между двумя различными материалами формируется гетеропереход, на котором возможна повышенная концентрация носителей и формирование вырожденного двумерного электронного газа, что широко применяется в производстве полупроводниковых лазеров (рис. 1). В технологическом процессе производства квантово-размерных гетероструктур на основе GaAs существует проблема, связанная с определением наличия неконтролируемых переходных слоев на границах квантовой ямы. Такие слои могут приводить к существенному изменению излучательных характеристик полупроводникового лазера, например, уширению пиков.

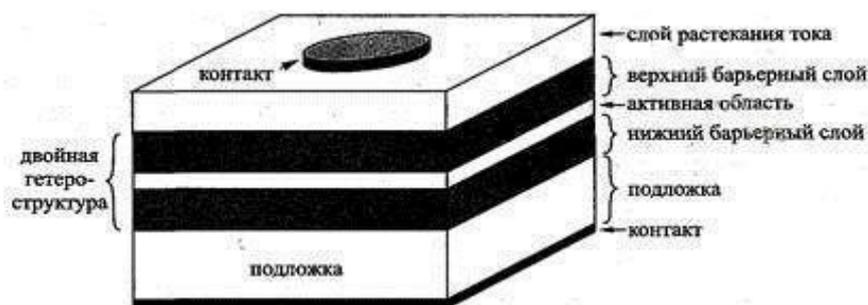


Рисунок 1. Общий вид полупроводникового лазера

Существует метод рентгеновской рефлектометрии, основанный на облучении многослойных структур рентгеновским излучением, падающим под большими углами, и наблюдением интерференционной картины лучей, отраженных от слоев с различным коэффициентом отражения. Ранее данный метод применялся в основном только к многослойным полупроводниковым структурам на основе кремния, например [1]. В данной работе приводится исследование, посвященное применению данного метода к квантово-размерным гетероструктурам на основе GaAs и его внедрению в технологический процесс производства полупроводниковых лазеров.

## **Литература:**

1. Кукушкин С.А., Рентгеновская рефлектометрия и моделирование параметров эпитаксиальных пленок SiC на Si(111), выращенных методом замещения атомов/ Физика твердого тела. – 2017, - том 59, - вып. 5, - с. 986-998

Научный руководитель: д. ф.-м. н. Микаелян Г.Т.

## **ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА**

**Антошина И.А., Понимаш А.В.**

*АО «ОНПП «Технология» им. А.Г.Ромашина» ГНЦ РФ, г. Обнинск,  
Россия ИАТЭ НИЯУ МИФИ, г. Обнинск, Россия*

Благодаря управляемой кристаллизации аморфных металлических сплавов удается получить стабильную нанокристаллическую структуру и высокую микротвердость материала. Особенности формирования аморфно-нанокристаллической структуры сильно зависят от параметров изотермического отжига, таких как время отжига и температурный режим, соотношение химических компонентов, а также от газовой среды, в которой обрабатывается материал.

Использование лазерного излучения дает возможность уникальной термообработки аморфных сплавов, недостижимой другими методами. Существующие методики лазерного отжига позволяют осуществлять локальный, регулируемый по времени и температуре термический нагрев твердого материала. Воздействие импульсного лазерного излучения на вещество позволяет получить высокие скорости нагрева и охлаждения материала.

Лазерная обработка является одним из наиболее перспективных методов формирования свойств наноструктурированных материалов. Во-первых, с помощью лазерного импульса можно локально изменять свойства материала на отдельных участках, сохраняя при этом свойства за пределами зоны обработки. Во-вторых, можно варьировать параметры излучения в широком диапазоне мощности и интенсивности, что позволяет создавать уникальные физические условия. Воздействие микро- и наносекундных лазерных импульсов с достаточной энергией позволяет достичь высокие скорости нагрева и охлаждения поверхности металлических образцов. В результате, при помощи подбора параметров лазерного излучения, удается сохранить необходимые свойства как аморфного, так и аморфно-нанокристаллического металлического сплава. Лазерная обработка наиболее эффективна для относительно тонких лент ( $\approx 30$  мкм) аморфного и аморфно-нанокристаллического металлического сплава, так как позволяет обрабатывать значительную часть материала лазерными импульсами. За счет селективного воздействия кристаллизации материала в целом не происходит.

Данная работа посвящена изучению возможности применения иттербиевого импульсного оптоволоконного лазера с длиной волны 1064 нм для модифицирования структуры и свойств металлических стекол на основе железа.

В ходе проведения исследования были применены различные режимы лазерной обработки. Варьировали мощность излучения, скорость сканирования, число проходов лазерного пучка.

Состояние поверхности обработанных образцов оценивалось методом оптической микроскопии. Был проведен рентгенофазовый анализ образцов до и после лазерного воздействия, дифференциальная сканирующая калориметрия.

Результаты, полученные в ходе данной работы, показали, что после лазерной обработки образцы сохраняют рентгеноаморфную структуру. Микроструктура образцов представляет собой чередующиеся округлые области лазерного воздействия, центральная часть которых прожжена насквозь. При мощности воздействия 75 кВт (100%) и 600 проходах лазерного излучения центральная часть сохраняется. Температура начала кристаллизации после лазерной обработки не изменяется. Тепловой эффект кристаллизации незначительно изменяется при различных режимах лазерной обработки. Установить однозначную зависимость в рамках данной работы не удалось. Увеличение теплового эффекта кристаллизации, предположительно можно связать с переходом структуры образца в более метастабильное состояние, в сравнении с исходным состоянием. Такой переход может быть связан с тем, что, под воздействием лазерного излучения, аморфный сплав оплавлялся, затем, за счет высокой теплопроводности и быстрого отвода тепла, материал частично аморфизировался. Уменьшение теплового эффекта можно связать с релаксацией внутренних напряжений под действием лазерного излучения. Также возможно возникновение аморфно-нанокристаллической структуры в обработанных образцах.

При лазерном воздействии в аморфных металлических стеклах могут происходить различные процессы, которые требуют более глубокого и детального изучения и анализ.

# РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО СОСТАВА НА ОСНОВЕ $ZrO_2$ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЯ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОГО ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ

Кузьмин А.И., Савенкова В.О.

ИАТЭ НИЯУ МИФИ

e-mail: andkuz180901@gmail.com

Для защиты изделий, работающих в условиях экстремальных воздействий, предлагается создание инновационного состава композиционного покрытия на основе  $ZrO_2$  с повышенными эксплуатационными характеристиками. Результатом работы является получение и применение высокотемпературного и коррозионностойкого покрытия на основе  $ZrO_2$  для защиты деталей в авиакосмической промышленности. Ключевые слова: диоксид циркония, лазерная обработка, лазерный оптический пробой, высокотемпературное покрытие. Керамика на основе диоксида циркония – это универсальный конструкционный материал разнообразного назначения, отличающийся тугоплавкостью и высокой коррозионной стойкостью. [1]

Диоксид циркония  $ZrO_2$  и материалы на его основе обладают многими положительными качествами: тугоплавкостью, низкой летучестью, высокой химической стойкостью, необычайной механической прочностью, износостойкостью, низкой теплопроводностью. [2]

Диоксид циркония является единственным устойчивым оксидом циркония. Он представляет собой вещество белого цвета, существующее в нескольких кристаллических модификациях: тетрагональной (t) и моноклинной (m) и образуется при прокаливании термически нестойких соединений циркония выше  $500^\circ C$ . [3]

Целью работы была разработка состава композиционного покрытия из порошка диоксида циркония. Был подобран качественный и количественный состав композиционного покрытия на основе диоксида циркония, который наносился на алюминиевую подложку методом лазерного оптического пробоя. Был проведен рентгенофазовый анализ композиционного покрытия до и после обработки, а также исследовалась его микроструктура.

В ходе работы было приготовлено несколько экспериментальных образцов состав которых представлен в таблице 1:

Таблица 1: Состав наносимых покрытий

№ смеси (связующее вещество)	$m(ZrO_2)$ , г	$m(CaO)$ , г	$m(MgO)$ , г	$m(общ.)$ , г
1 (Герметик)	4,0144	1,0157	0,0000	5,0301
2 (Герметик)	3,9474	0,0000	1,047	4,9944
3 (ПВА)	4,0391	1,0011	0,0000	5,0402
4 (ПВА)	4,0071	0,0000	0,9973	5,0044

Источник: собственная разработка

После нанесения покрытия образец №2 имел более однородную структуру, поэтому был выбран для дальнейших исследований.

В ходе проведенной работы был установлен оптимальный режим модификации покрытия на основе диоксида циркония непрерывным лазерным излучением с длиной волны 1064 нм: выходная мощность – 50 Вт, величина пятна – 50 мкм, плотность мощности излучения –  $64 \text{ кВт/мм}^2$ , скорость сканирования – 30 мм/с.

В результате воздействия лазерного излучения образовалась упрочняющая покрытие тетрагональная модификация диоксида циркония. Алюминиевая подложка и оксид магния образовали шпинель -  $Al_2MgO_4$ . В результате нагрева покрытия лазерным излучением образовалась аморфная структура, включающая в себя тетрагональную и моноклинную фазы диоксида циркония, а также соединения магния, кислорода и кремния – антигорит.

## Литература:

**Фёдоров П.П., Яроцкая Е.Г.** Конденсированные среды и межфазные границы // Журнал: Конденсированные среды и межфазные границы 2019, Т. 21, № 1. - 2019. - 160 с.

**Горелов В.П.** Высокотемпературные фазовые переходы в  $ZrO_2$  // Физика твердого тела, 2019, том 61, вып. 7 2019 С. 1346-1351.

**Николенко А.В.** Особенности структурно-фазового состояния покрытий на основе Zr-Y-O // Перспективы развития фундаментальных наук : сборник научных трудов XV Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых 2018, Т. 1 С. 235-2371.

## ИЗГОТОВЛЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НИКЕЛЕВОГО ПРИПОЯ МЕТОДОМ ГАЗОВОЙ АТОМИЗАЦИИ РАСПЛАВА

**Пазюк А. Н., Орлов Ю. А., Плаксин О. А., Дворяшин А. М.**

*Россия, Обнинск, АО «ГНЦ РФ-ФЭИ»*

*Email: pazyk1997@yandex.ru*

В настоящее время порошки высокотемпературных припоев, используемые при производстве элементов активных зон ядерных энергетических установок, изготавливают, разливая расплав припоя на охлаждаемые вращающиеся диски с последующим размолом получающейся ленты припоя до состояния порошка. Применение метода атомизации расплава позволило уменьшить число технологических операций и снизить количество шлака в готовом порошке. Снижение количества шлака приводит к уменьшению температуры плавления, улучшению растекаемости и смачиваемости припоем поверхности оболочки при формировании паяного соединения. В отличие от порошков, получаемых при размолу лент припоя, структура порошков, изготовленных методом атомизации расплава, оказывается в высокой степени регулярной (частицы порошка имеют сферическую форму), причем фракционный состав порошков можно изменять путем соответствующего изменения термодинамических параметров процесса атомизации расплава.

В настоящей работе метод атомизации расплава использован для получения высокотемпературного припоя системы Ni-Fe-Ge-Cr-Si-Mn, необходимого для создания надежных паяных соединений оболочек с дистанционирующими ребрами.

В представленной работе приведены результаты элементного состава, а также металлографических, электронномикроскопических и рентгенофазовых исследований порошка высокотемпературного никелевого припоя. Показана возможность варьирования фракционного состава порошка припоя за счет изменения температуры расплава и давления при атомизации расплава припоя.

## Литература:

1. Вакуумная пайка реакторных материалов / И.Д. Понимаш, А.В. Орлов, Б.В. Рыбкин. – М.: Энергоатомиздат, 1995. – 192 с.
2. Металлические порошки из расплавов / Ю.А. Грацианов, Б.Н. Путимцев, А.Ф. Силаев. – М.: Металлургия, 1970.
3. К.В. Калинин, С.А. Оглезнева, М.С. Нагаев. Влияние параметров газовой атомизации сплава ХН60М на характеристики порошка для лазерной наплавки // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 2019, №1, сс. 14–21.

# ТЕРМОСТОЙКИЙ МНОГОСЛОЙНЫЙ РАДИОПРОЗРАЧНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКОГО СВЯЗУЮЩЕГО

Атрошенко И.Г.<sup>1</sup>, Степанов П.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>АО ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина» (г. Обнинск)

<sup>2</sup>ИАТЭ НИЯУ МИФИ (г. Обнинск)

Проблема разработки новых композиционных материалов (КМ) с повышенной термостойкостью и на их основе перспективных элементов современных летательных аппаратов (ЛА) с высокими эксплуатационными характеристиками связана, главным образом, с ограниченным количеством технологически отработанных связующих, свойства которых и определяют в большей степени характеристики КМ и изделий.

Потребность в материалах, работающих при более высоких температурах определила необходимость разработки композиционных материалов на основе неорганических (фосфатных) связующих.

Одной из особенностей фосфатных связующих является способность образовывать достаточно прочные структуры при относительно невысоких температурах и сохранять прочностные характеристики при нагревании до высоких температур [1]. Способность связующего не терять своих свойств после термических превращений или других структурных изменений определяется тем, что его структура остается неупорядоченной, сохраняется ее объемная непрерывность, а также определенная «гибкость» и адгезия к наполнителю [2].

В АО ОНПП «Технология» разработан многослойный термостойкий радиопрозрачный композиционный материал на основе алюмохромфосфатного связующего и комбинации кварцевого и многослойного кремнеземного текстурированного наполнителя. Схема чередования и соотношения количества слоев кварцевой и кремнеземной ткани в многослойном КМ подобрана для обеспечения стабильных физико-механических характеристик материала. Максимальная температура термообработки материала составляет 450 °С. Определение относительного удлинения композиционных материалов на основе кварцевой ткани (ХАФС кв) и многослойной кремнеземной ткани (ХАФСмкт) показало, что увеличение максимальной температуры термообработки образцов материала сдвигает начало необратимого увеличения относительного удлинения перпендикулярно армирующим слоям в область более высоких температур, при этом для образцов материала ХАФС мкт изменение геометрических размеров происходит медленнее, чем для материала ХАФС кв.

Внесение в конструкцию термостойкого КМ многослойной кремнеземной ткани и увеличение режима термообработки материала до температуры 450 °С позволяет уменьшить тепловое расширение перпендикулярно армирующим слоям, что подтверждено исследованиями на образцах и макетах элементов ЛА. Были изготовлены образцы на основе алюмохромфосфатного связующего и многослойной кремнеземной ткани (ХАФС мкт), а также образцы на основе кварцевой ткани (ХАФС кв) с разными режимами термообработки (350 и 450 °С), проведен их микроструктурный и рентгеноструктурный микроанализ.

При проведении термообработки КМ при 450 °С, по данным микроструктурного анализа, происходит равномерное перераспределение соединения и молекулярных комплексов, содержащих Al и P в объеме материала. Данные микроструктурные изменения имеют место и для материала с наполнителем кварцевой ткани, и для материала с наполнителем многослойной кремнеземной ткани и определяются фрагментацией фазовых составляющих алюмохромфосфатного связующего. Наиболее заметный эффект изменения микроструктуры образцов материала на основе многослойной кремнеземной ткани связан с особенностями объемно-пространственного плетения данного наполнителя. Проведенные исследования прочностных характеристик термостойкого многослойного КМ показали, что увеличение максимальной температуры термообработки материала до 450 °С обеспечило стабилизацию прочностных характеристик (изгиб, сжатие, межслоевой сдвиг) в температурном диапазоне свыше 450 °С, что объясняется установленным процессом фрагментации фаз в КМ на основе алюмохромфосфатного связующего. При этом, новый многослойный термостойкий КМ имеет более стабильные результаты прочности при сжатии и межслоевом сдвиге вне зависимости от направления выкладки кварцевой ткани.

## Литература:

1. Копейкин В.А., Петрова А.П., Рашкован И.Л. Материалы на основе металлофосфатов - М.: Химия, 1976.
2. Журавлева П.Л., Китаева Н.С., Ширякина Ю.М., Новикова А.А. Исследование термических превращений алюмофосфатного связующего и композиций на его основе с различными наполнителями. - Журнал прикладной химии, 2016, том 89, №3

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРОШКОВ ИЗ СПЛАВА 42ХНМ

Орлов Ю. А., Пазюк А. Н., Соловьев Н. П.

Россия, Обнинск, АО «ГНЦ РФ-ФЭИ»

Email: yaorlov@ippe.ru

Сплав 42ХНМ представляет перспективный материал для атомной энергетики. Обладая высокой коррозионной стойкостью в воде высоких параметров, сплав не склонен к коррозионному растрескиванию под напряжением и паро-циркониевой реакции, не подвержен коррозии под облучением. Изначально сплав 42ХНМ использовался в качестве материала активных зон реакторов ВВЭР [1,3]. В настоящее время сфера применения оболочек из сплава 42ХНМ существенно расширилась — твэлы активных зон ледоколов, ПЭЛы блоков ВВЭР-1000, в ближайшем будущем — твэлы дисперсионного типа АЭС малой мощности и твэлы с толерантным топливом ВВЭР [2].

42ХНМ представляет значительный интерес с точки зрения производства сплава методами аддитивных технологий. Целесообразность применения данных технологий по сравнению с традиционными, требует тщательного изучения, что невозможно без исследования изменения структуры и свойств наплавленного материала.

В данной работе приведены результаты металлографических, электронномикроскопических и рентгенофазовых исследований порошка сплава 42ХНМ, полученного методом газовой атомизации. Рассмотрено влияние параметров атомизации на гранулометрический состав и морфологию полученного порошка. Из порошка методом послойного лазерного плавления были синтезированы образцы для механических испытаний. Для сравнения были изготовлены образцы из этого же сплава, полученного традиционным способом. Сравнительные механические испытания на разрыв показали лучшие свойства у образцов, изготовленных традиционным способом. Показано, что проблемы обеспечения надлежащей микроструктуры синтезированного материала, устранение пористости и повышение механических свойств изделий, полученных аддитивным способом, могут быть решены соответствующим подбором режимов лазерного плавления.

### Литература:

1. Б.А. Гурович, А.С. Фролов, Д.А. Мальцев, Е.А. Кулешова, С.В. Федотова, И.В. Федотов. Фазовые превращения в облученном сплаве 42ХНМ после отжигов при повышенных температурах, а также после быстрого отжига, имитирующего условия максимальной проектной аварии.
2. А.А. Шельдяков, В.В. Яковлев, А.В. Обухов. Механические свойства и структура облучённого сплава 42ХНМ.
3. Кирпищиков И.А. Освоение производства длинномерных труб размером 13х1,2 мм длиной 20-22 м из хромоникелевого сплава 42ХНМ-ВИ для теплообменного оборудования АЭС

## АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ АНАЛИЗ РЕНТГЕНОВСКИХ ДИФРАКТОГРАММ

Чухланцев А.С. Степанов В.А.

*Российская Федерация, Калужская область, г.*

*Обнинск ИАТЭ НИЯУ МИФИ*

*a.s.ch.cr@ya.ru*

Анализ литературы и существующих исследований показал большой потенциал применения современных технологий, таких как машинное обучение и нейронные сети, во всех сферах науки и техники. Оптимизация анализа и разработки путем делегирования рутинных, но не менее важных дел на алгоритмы машинного обучения показал существенный прирост эффективности при уменьшении ошибок.

Основной целью данной работы является разработка и реализация методов автоматизированного анализа рентгеновских дифрактограмм, включающих в себя разработку алгоритмов и программного обеспечения, способных обрабатывать и интерпретировать данные, полученные при рентгеновской дифрактометрии. В частности, основной задачей является определение пиковых позиций, интенсивности и размеров пиков, а также получение, анализ и классификация полученных данных.

Разработка нового инструмента нацелена значительно ускорить и упростить процесс анализа, а также улучшить точность и надежность получаемых результатов. Основным направлением исследования являются работы по классификации и кластеризации дифракционных картин с использованием нейронной сети в экспериментах по визуализации отдельных частиц (SPI), проводимых на рентгеновских лазерах на свободных электронах (XFEL).

Данный эксперимент выбран целевым так как имеет достаточно стандартизированный результат, что откроет больше возможностей для исследований, поскольку имеется достаточно большая база как готовых для обработки и обучения данных, так и множество источников тестовых данных.

В работе предлагается применение нейронных сетей, так как они имеют следующие преимущества:

Обучение на аннотированных данных:

Нейронные сети могут быть обучены на большом количестве рентгеновских дифрактограмм с известными характеристиками исследуемых материалов. Это позволяет модели изучать общие закономерности и создавать предсказания для новых данных.

Обучение на «сырых» данных:

К нейронным сетям также возможно применить алгоритмы обучения без учителя. В таких случаях, модели получают данные без предварительной разметки или меток, и их задача состоит в поиске внутренних закономерностей, шаблонов или скрытых структур в данных. Некоторые из популярных алгоритмов k-means clustering, PCA, автоэнкодеры.

Гибкость и адаптивность:

Нейронные сети могут быть настроены и адаптированы под конкретные задачи анализа. Модели могут быть сконструированы с использованием различных архитектур и функций активации, что позволяет лучше улавливать и интерпретировать особенности данных.

В работе рассмотрены плюсы и минусы использования алгоритмов «с учителем», «без учителя», проанализированы требования к образцам, метрикам и виду получаемых и обрабатываемых данных, затрагиваются некоторые способы решения популярных проблем.

## ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ КЕРАМИКИ ИЗ $ZrO_2$ , СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ $Y_2O_3$ , В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ.

Савенкова В.О.

Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

vika\_savenkova95@mail/ru

В данной работе представлен способ расчета температуры поверхности диоксида циркония при лазерном оптическом пробое, использующий измерение излучательной способности материала. Его главное преимущество заключается в том, что при регистрации полного спектра излучения нет необходимости измерять или вычислять коэффициент черноты исследуемого объекта.

При помощи лазерного оптического пробоя проводят обработку диэлектриков, резку стекол, используют в оптопневматических преобразователях и др.[1,2]

В условиях непрерывного лазерного воздействия оптический пробой в приповерхностных областях материала возникает при увеличении плотности потока излучения до некоторого критического значения. При воздействии излучением в спектральном диапазоне прозрачности материала в результате рассеяния/поглощения на оптических неоднородностях происходит их локальный разогрев [3]. Для изучения температуры на поверхности керамики на основе диоксида циркония в условиях лазерного оптического пробоя был использован спектральный метод [4].

На рисунке 1 представлены образцы на основе оксидной керамики  $ZrO_2$  стабилизированные  $Y_2O_3$ .



Рисунок 1 – Образцы керамики на основе  $ZrO_2$

Лазерная обработка поверхности проводилась на одномодовом иттербиевом волоконном лазере непрерывного излучения YLM-50A со сканирующей системой и элементами точной механики (ЧПУ) (рисунок 2).

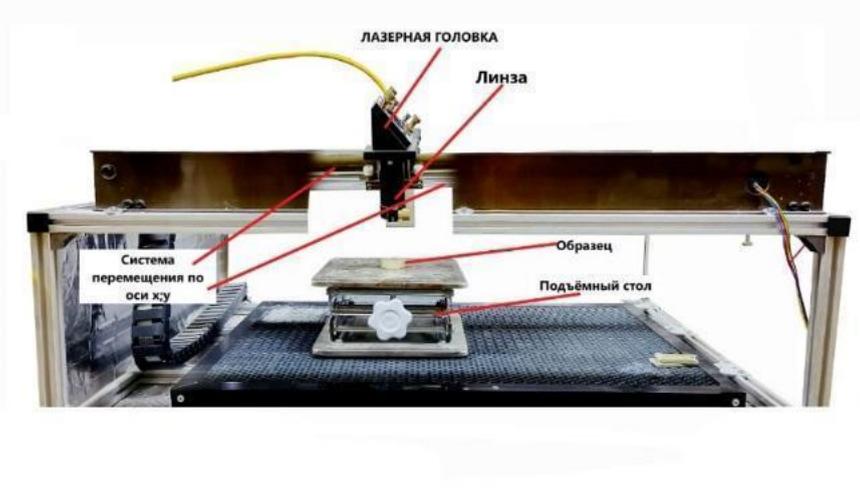


Рисунок 2 — Лазерная установка с системой ЧПУ

Определение спектров светимости для определения температуры лазерного оптического пробоя проводилось при помощи спектрометра AvaSpec-ULS2048XL и программного обеспечения AVA 8. Для определения истинного спектра свечения при лазерном оптическом пробое спектр при лазерном оптическом пробое разделили на полученный спектр чувствительности прибора, полученный истинный спектр представлен на рисунке 3.

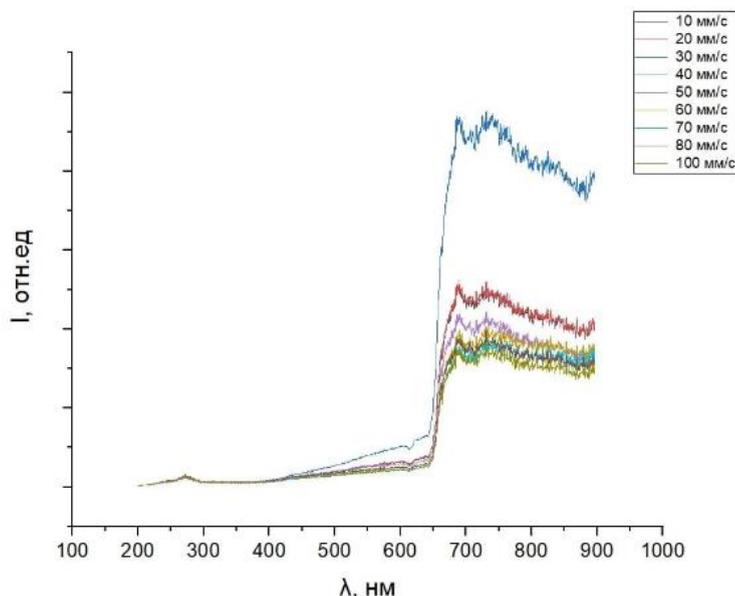


Рисунок 3 — Истинный спектр лазерного оптического пробоя при скоростях сканирования от 10 мм/с до 100 мм/с

Далее была определена температура лазерного оптического пробоя по закону Вина. Закон записывается в виде следующей формулы:

$$\lambda_{\max} = \frac{b}{T}, \quad (2)$$

где  $\lambda_{\max}$  - длина волны излучения с максимальной интенсивностью, м; T — температура, К, а b - постоянная Вина, которая имеет значение 0,002898 м·К.

При скоростях 10, 30 - 100 мм/с максимальная длина волны 731,03 нм, температура составила 3964,27 К,

а при скорости 20 мм/с максимальная длина волны 689,32 нм, температура 4203,14 К.

Средняя температура пробоя при мощности 43 Вт 4012,04 К.

### Литература:

1. Kabashin A.V., Pilon Marien V.-G., Yang D.-Q., Magny F., Meunier M. Porous nanostructured layers on germanium produced by Laser optical breakdown processing // Photon Processing in Microelectronics and Photonics II 2015 С. 632-638.
2. Калюжный Г.С., Коваленко А.А., Лыштван Е.В., Лыштван Е.,Ю. Использование механизма оптического пробоя при построении датчиков температуры // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies 2009 С. 23-27.
3. Степанов В.А. Образование периодических структур в условиях лазерного оптического пробоя оксидных систем // ЖТФ.- 1998.- Т.68.- №8. С.67-72.
4. Gruzdev V.E., Libenson M.N. // Proc. SPIE.- 1996.- V. 2714.- P. 595-603

## **МУЛЬТИЛАЗЕРНОЕ НАПЛАВЛЕНИЕ ЗАЩИТНОГО ОКСИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА КЕРАМИЧЕСКИЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ**

**Степанов В.А., Антошина И.А., Исаев Е.И., Романов М.А.**

*Россия, г. Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ*

Керамические композиционные материалы (ККМ) являются перспективными для создания теплонагруженных элементов конструкций авиационной и ракетно-космической техники. Такие материалы обладают низким значением удельного веса и сохраняют прочность при эксплуатации изделий под воздействием температур до 1200 °С. Однако, существует проблема обеспечения герметичности и снижения влагопоглощения конструкций из пористых ККМ. Для получения высоких характеристик конструктивной прочности поверхностных слоев применяют различные методы нанесения покрытий, позволяющие защитить материал от внешних воздействий.

Метод лазерной наплавки является наиболее перспективным. Такой способ обработки поверхности материала позволяет сформировать защитное покрытие, которое существенно снижает пористость и влагопоглощение поверхности, а также способно эксплуатироваться при температурах до 1200 °С.

Наибольшей теплостойкостью, связанной с температурами плавления и текучести, обладают неорганические соединения полимерной природы. Одними из таких соединений являются силикатные и боросиликатные стекла. В данной работе исследовались оксидные соединения различных составов:  $B_2O_3$ ,  $B_2O_3-SiO_2$ ,  $CaO-B_2O_3-SiO_2$  (CBS), а также CBS с добавлением 0,5 масс.% углерода в виде измельченного графита.

Одной из особенностей теплофизических процессов при реализации лазерной наплавки является довольно значительные градиенты температуры по толщине наплавляемого слоя и в приповерхностной области материала подложки, что вызывает термические напряжения при быстром нагреве и охлаждении. Эффективным способом снизить градиент температуры и возникающие вследствие этого напряжения является использование дополнительного локального подогрева обрабатываемой поверхности. Для достижения этой цели был разработан экспериментальный стенд из двух волоконных лазеров

( $\lambda=1064$  нм) для аддитивного нанесения покрытия на поверхность ККМ.

Экспериментально определен оптимальный режим обработки поверхности композиционного материала и сформировано стеклообразное оксидное покрытие для залечивания поверхностных пор ККМ.

Анализ микроструктуры поверхностей защитных покрытий различных составов при помощи оптического микроскопа показал, что оксидная система  $CaO-B_2O_3-SiO_2$  (25:5:70 масс.%) снижает поверхностную открытую пористость ККМ с  $38\pm 0,6$  % до  $3\pm 1$  %, не образует трещин и пор.

Были изготовлены образцы для проведения механических испытаний. Результаты показали, что прочность на растяжение и прочность на изгиб существенно не снижаются для образцов с нанесенным защитным покрытием.

## **АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕПЛАСТИКОВ**

**Ястребов С.В., Попов А.Г.**

Достоверное определение статистически обоснованных прочностных и жесткостных характеристик является одним из основных инструментов повышения надежности конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ). При этом в процессе экспериментального определения характеристик ПКМ, в том числе современных высокопрочных и высокомодульных углепластиков, возникают существенные проблемы, которые обусловлены анизотропией свойств и неоднородностью, что, как правило, приводит к значительному разбросу (изменчивости) результатов прочностных испытаний слоистых композитов по сравнению с другими материалами. Вследствие чего, возникает вопрос о степени достоверности идентификации прочностных и жесткостных характеристик композитов, определяемых в процессе испытаний стандартных образцов с относительно небольшими размерами, с характеристиками материала непосредственно самой крупногабаритной конструкции.

В данной работе выполнены исследования влияния размерного эффекта на воспроизводимость результатов экспериментального определения механических характеристик углепластиков с использованием статистических методов.

Наибольшее распространение в области исследований прочностных характеристик композитов имеют модели феноменологического подхода, основанные на аппроксимации экспериментальных данных при стандартных испытаниях материала различным законам распределения вероятностей.

Так как основным несущим элементом исследуемых материалов являются углеродные волокна, которые характеризуются в большинстве случаев хрупким разрушением, для статистического анализа прочности подходит модель «слабейшего звена», а для оценки статистического распределения прочности ПКМ было использовано распределение Вейбулла.

Теория Вейбулла устанавливает зависимость между степенью изменчивости прочности и величиной размерного эффекта:

$$P(s) = 1 - \exp\left[-V \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m\right],$$

где  $\sigma_0$  – прочность, является номинальным значением для единицы объема материала,  $m$  – модуль Вейбулла, учитывающий характер распределения дефектов,  $V$  – объем напряженной области, или рабочей части образца.

В данной работе проводятся результаты прочностных испытаний углепластика П-4УН-НТС на растяжение и межслоевой сдвиг с целью выявления размерного эффекта и масштабного эффектов. При этом вариация объема материала образцов на растяжение осуществлялась за счет изменения длины, а у образцов, которые подвергались испытанию на межслоевой сдвиг, менялись размеры длины, ширины и толщины.

На рисунке 1 приведены зависимости значений прочности углепластика от объема материала образцов.

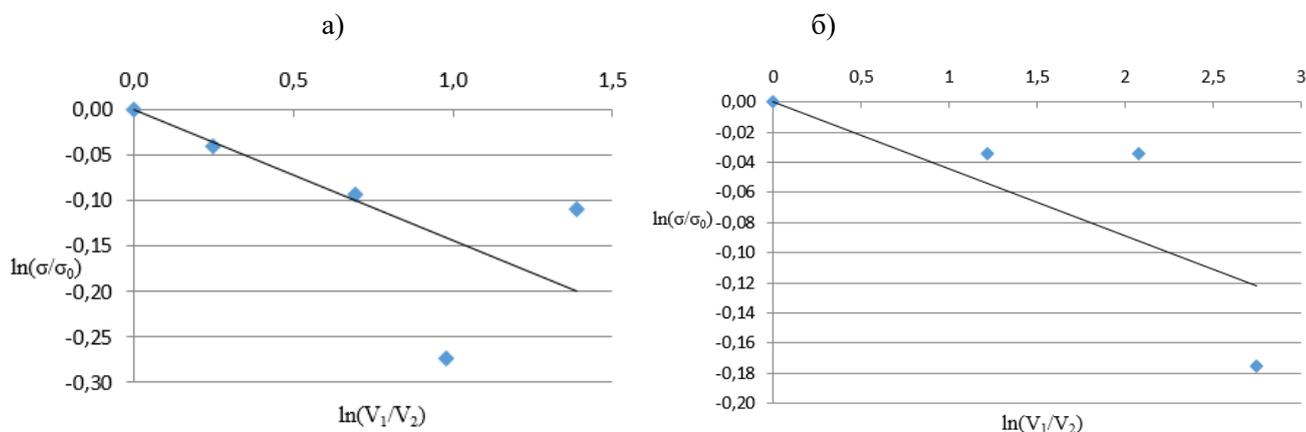


Рис. 1. Влияние размерного эффекта на прочность однонаправленных углепластиков:  
а) при растяжении; б) при межслоевом сдвиге

## НЕЙТРОН-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ БОРИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ КАМЕР ДЕЛЕНИЯ

Маричев Г.В., Степанов В.А.

Российская Федерация, Обнинск, ИАТЭ НИЯУ МИФИ

E-mail: glebmarichev@gmail.com

Ионизационная камера деления (ИКД) предназначена для измерения плотности потока нейтронов с помощью преобразования внешнего нейтронного потока в заряженные частицы, вызывающие ионизацию рабочего газа камеры. В результате в ИКД возникает электрический ток между электродами. В настоящей работе приведены результаты испытаний относительной эффективности нейтрон-чувствительных борных ( $^{10}\text{B}$ ) радиаторных покрытий электродов ИКД на экспериментальном стенде источника  $^{239}\text{Pu}$  и  $^9\text{Be}$  ИБН-8 (НИЯУ МИФИ).

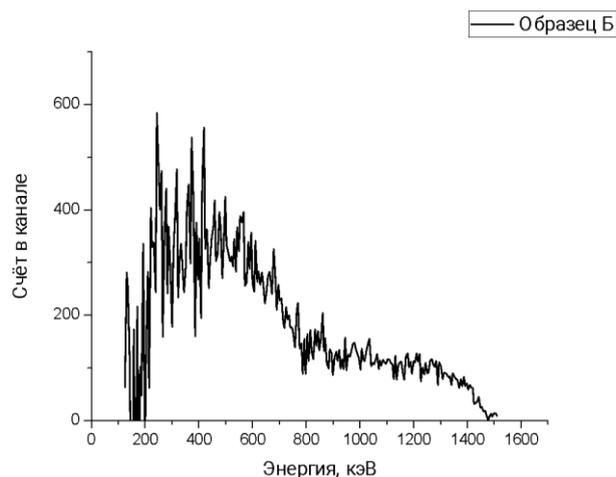


Рисунок 1 – Спектр выходных импульсов экспериментального детектора

Борные радиаторные покрытия с природным содержанием изотопов получали методом химико-термической обработки стали 12Х18Н10Т с образованием на поверхности сплошного слоя боридов железа толщиной более 40 мкм, в котором преобладает фаза FeB. В основе методики определения относительной эффективности покрытий лежит регистрация энергетических спектров продуктов реакции



и сравнение их с аналогичными спектрами карбид-борных покрытий, используемых в серийных промышленных ионизационных камерах. Полученный спектр выходных импульсов альфа-частиц показан на рисунке 1. Определена эффективность образования ионов в газе ИКД для экспериментального покрытия –  $5,05 \cdot 10^{-4}$  ион/нейтр в сравнении с эталонным  $\text{V}_4\text{C}$  покрытием от камеры КНК-53 –  $8 \cdot 10^{-4}$  ион/нейтр. Таким образом показана эффективность полученных борных покрытий на основе боридов железа для ИКД.