

Тринадцатый Международный Уральский Семинар

# РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

24 февраля – 2 марта

Тезисы докладов

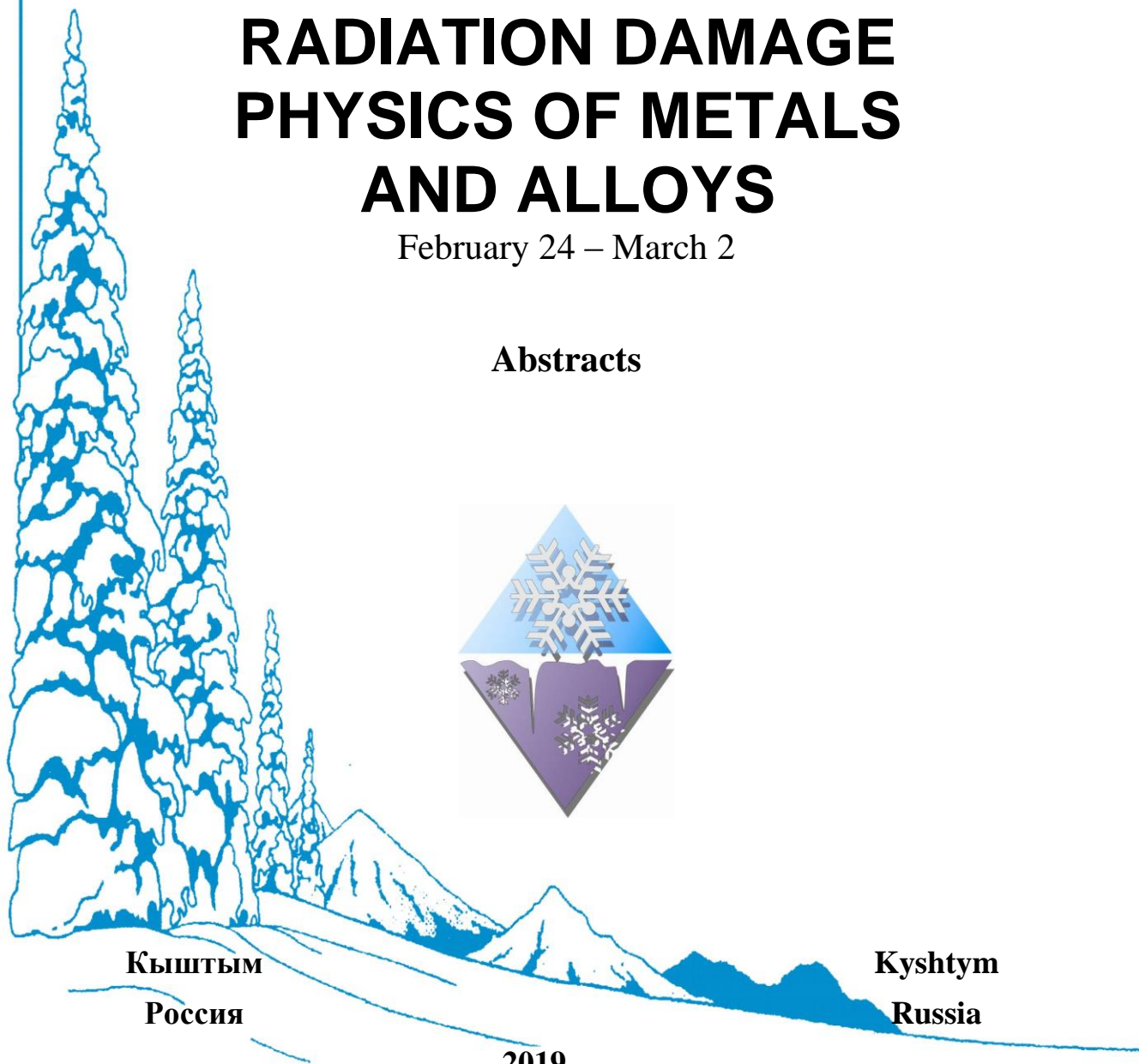
The Thirteenth International Ural Seminar

on

## RADIATION DAMAGE PHYSICS OF METALS AND ALLOYS

February 24 – March 2

Abstracts

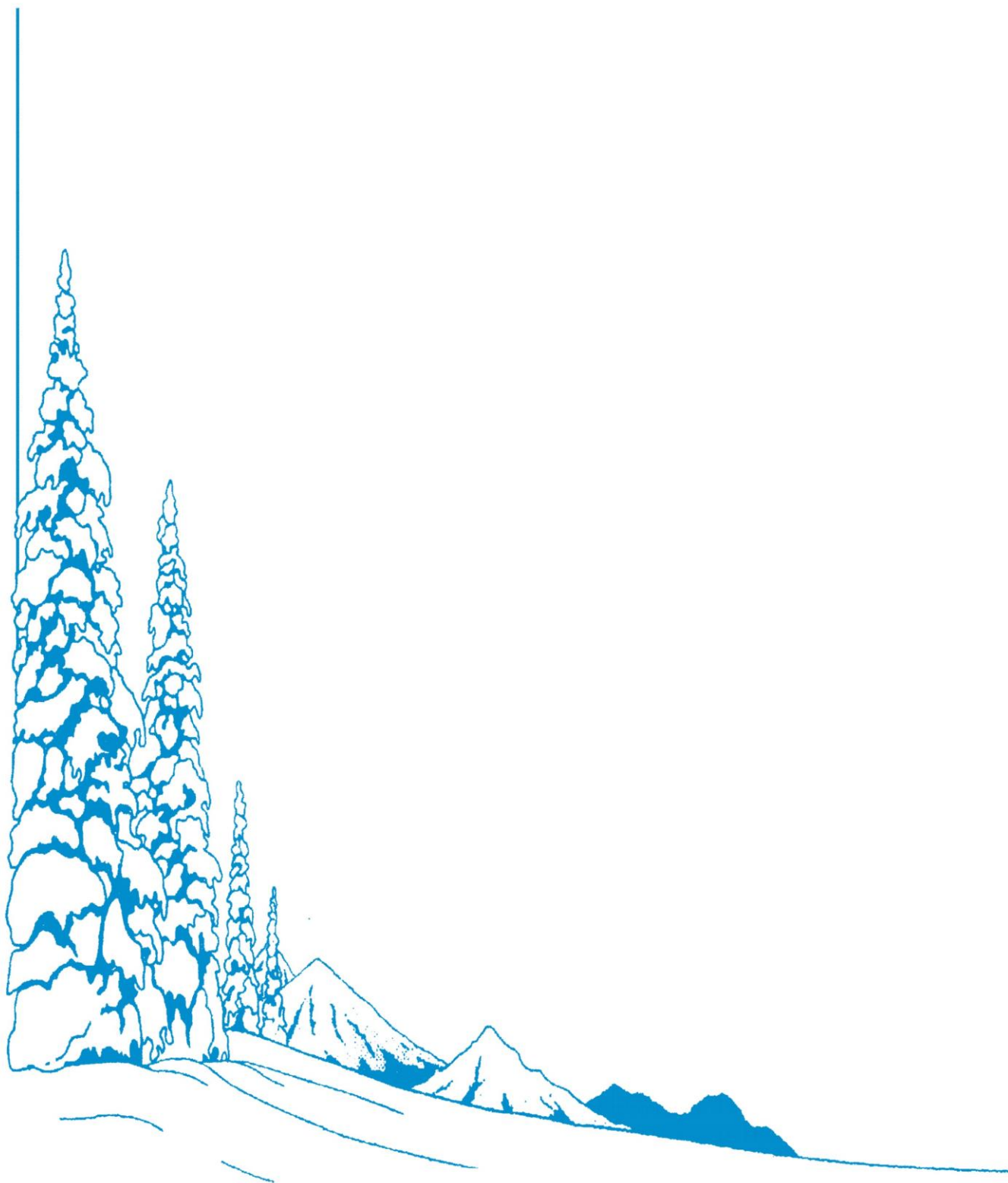


КЫШТЫМ  
Россия

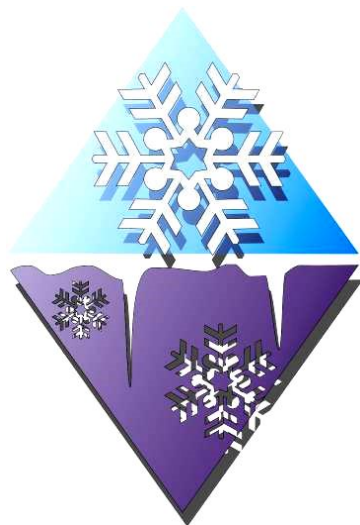
Kyshtym  
Russia

2019

**Тезисы докладов Тринадцатого Международного Уральского  
Семинара «Радиационная физика металлов и сплавов»**



**Тринадцатый Международный Уральский Семинар**



**РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА  
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

**24 февраля - 2 марта**

**Тезисы докладов**

**Кыштым, Россия  
2019**

#### **Организационный комитет:**

Б.Н. Гощицкий, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Со-  
председатель  
Г.Н. Рыкованов, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Со-  
председатель  
В.В. Дремов, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Зам.  
председателя  
В.В. Сагарадзе, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
Зам. председателя  
Д.А. Перминов, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
Учёный секретарь Семинара  
В.И. Бобровский, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
А.Г. Залужный, ИТЭФ, Москва  
Ю.Н. Зуев, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Д.Н. Колупаев, ПО «Маяк», Озерск  
М.В. Леонтьева-Смирнова, ВНИИИМ, Москва  
А.В. Макаров, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
А.В. Мирмельштейн, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
В.В. Овчинников, ИЭФ УрО РАН, Екатеринбург  
В.В. Плохой, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
В.Ф. Терещенко, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
В.М. Чернов, ВНИИИМ, Москва

#### **Международный консультативный комитет:**

P.A. Alekseev, Moscow, Russia  
F.A. Garner, Richland, USA  
S.I. Golubov, Oak Ridge, USA  
E.M. Ibragimova, Ulugbek, Uzbekistan  
A.S. Ivanov, Grenoble, France  
M.A. Kirk, Argonne, USA  
Yu.V. Konobeev, Obninsk, Russia  
B.V. Robouch, Frascati, Italy  
M.P. Short, Cambridge, USA

#### **Организаторы семинара:**

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО  
РАН  
Российский Федеральный Ядерный Центр –  
ВНИИТФ им. Е.И. Забабахина  
Научный Совет ОФН РАН по проблеме «Радиаци-  
онная физика твердого тела»

#### **Программный комитет:**

В.В. Сагарадзе, ИФМ УрО РАН  
А.Г. Залужный, ИТЭФ, Москва  
А.В. Козлов, ИРМ, Заречный  
М.В. Леонтьева-Смирнова, ВНИИИМ, Москва  
А.В. Мирмельштейн, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
В.С. Неустроев, ГНЦ НИИАР, Димитровград  
В.В. Овчинников, ИЭФ УрО РАН  
В.А. Печёнкин, ГНЦ РФ ФЭИ, Обнинск  
С.В. Рогожкин, ФГБУ ГНЦ РФ ИТЭФ, Москва  
М.В. Садовский, ИЭФ УрО РАН, Екатеринбург  
В.М. Чернов, ВНИИИМ, Москва

#### **Секретариат:**

Д.А. Перминов, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
Учёный секретарь Оргкомитета  
С.Е. Данилов, ИФМ УрО РАН, Россия  
В.Л.Т. Емельянова, РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия  
Н.М. Клейнерман, ИФМ УрО РАН, Россия  
Е.И. Лаврукова, ИФМ УрО РАН, Россия  
А.В. Литвинов, ИФМ УрО РАН, Россия  
Г.М. Соломина, ИФМ УрО РАН, Россия  
В.Ф. Терещенко, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Celia M. Elliott, University of Illinois at Urbana-  
Champaign, USA

#### **Комиссия по подведению итогов конкурса молодых докладчиков:**

В.В. Сагарадзе, Председатель  
В.Н. Брудный  
А.Г. Залужный  
Ю.Н. Зуев  
В.С. Неустроев  
В.В. Овчинников  
С.В. Рогожкин

#### **Наши спонсоры:**

Госкорпорация по атомной энергии «Росатом»,  
Москва  
РФЯЦ – ВНИИТФ, Снежинск  
ФГУП ПО «Маяк»  
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
ООО «Мелитэк»  
ElliottCelia M., USA  
Garner F.A., USA

**Организационный комитет сердечно благодарит спонсоров за их поддержку Российской науки и выражает особую благодарность Селии Эллиотт (США) и Фрэнку Гарнеру (США), Российскому Фонду Фундаментальных Исследований за финансовую поддержку молодых ученых – участников Семинара. Мы надеемся, что наша встреча в Кыштыме будет способствовать расширению и укреплению научных контактов.**

<b>I. ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ФИЗИКИ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ</b>	<b>1</b>
<b>IMPROVEMENT OF ION BOMBARDMENT AS A TOOL TO SIMULATE SWELLING OF AUSTENITIC PWR INTERNAL COMPONENTS USING PREVIOUSLY NEUTRON-IRRADIATED SPECIMENS</b>	<b>3</b>
F.A. Garner, A.J. French, H. Kim, C. Shiao, L. Shao, P.D. Freyer	
<b>RECONSIDERING IRRADIATION VARIABLE SHIFTS FOR SOLUTE NANOCCLUSTERING</b>	<b>3</b>
Matthew J. Swenson, <u>Janelle P. Wharry</u>	
<b>USE OF PURE IRON AND Fe-15Cr-16Ni MODEL ALLOY TO STUDY THE IMPACT OF DISPLACEMENT RATE AND IRRADIATION TEMPERATURE ON CHARGED PARTICLE SIMULATION OF VOID SWELLING</b>	<b>4</b>
Aaron J. French, <u>Frank A. Garner</u> , Lin Shao	
<b>БЛИЖНИЙ ПОРЯДОК И НЕРАВНОВЕСНЫЕ ВАКАНСИИ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА</b>	<b>5</b>
<u>А.Р. Кузнецов</u> , Ю.Н. Горностырев, И.Г. Шмаков	
<b>ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И ПРОВОДИМОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ Cu<sub>3</sub>Au</b>	<b>6</b>
<u>В.И. Воронин</u> , А.Ю. Волков, Б.Н. Гощицкий, <u>А.Е. Карькин</u>	
<b>ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАБОРА ПОВРЕЖДАЮЩЕЙ ДОЗЫ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ X18N10T ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 330-350°C</b>	<b>7</b>
<u>Д.Е. Маркелов</u> , А.В. Обухов, В.С. Неустроев	
<b>ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК РАДИАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТИ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ, НА ВЕЛИЧИНУ ДОСТИГНУТЫХ В НИХ КОНЦЕНТРАЦИЙ СОБСТВЕННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ</b>	<b>8</b>
<u>А.Р. Исинбаев</u> , А.В. Козлов, И.А. Портных	
<b>ГЕНЕРАЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРУЕМЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В АСПЕКТЕ СОЗДАНИЯ НОВЫХ УПРОЧНЯЕМЫХ ОКСИДАМИ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ</b>	<b>9</b>
В.В. Сагарадзе	
<b>КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ, ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ И ДИФФУЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИМЕЖУЗЛИЙ В ОЦК-МЕТАЛЛАХ Fe И V</b>	<b>10</b>
<u>Д.Н. Демидов</u> , А.Б. Сивак, П.А. Сивак	
<b>НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ, ЛЕГИРОВАННЫХ ФОСФОРОМ И ТИТАНОМ, В ПРОЦЕССЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ, ИССЛЕДОВАННОЕ С ПОМОЩЬЮ ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ</b>	<b>11</b>
<u>Д.А. Перминов</u> , А.П. Дружков, В.Л. Арбузов	
<b>ПЕРВИЧНАЯ РАДИАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ В ОЦК-МЕТАЛЛАХ Fe И V: АНАЛИЗ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ ДАННЫХ</b>	<b>12</b>
<u>А.Б. Сивак</u> , Д.Н. Демидов, П.А. Сивак, В.М. Чернов	
<b>РАДИАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ НАНОЧАСТИЦ Y-Ti-O В ДУО СПЛАВАХ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ С ЭНЕРГИЯМИ ОСКОЛКОВ ДЕЛЕНИЯ</b>	<b>13</b>
Е.А. Корнеева, <u>В.А. Скуратов</u> , А.С. Сохацкий, Ж. О'Коннелл, М. Здоровец, Я. Ниитлинг	
<b>РАДИАЦИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ СТАЛЕЙ X18N10T И X16N12M3T ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 330÷420°C</b>	<b>14</b>
<u>Е.И. Макаров</u> , В.С. Неустроев	
<b>СОПОСТАВЛЕНИЕ РАЗВИТИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ДЕФОРМИРОВАННОМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ И ОБЛУЧЕННОМ СПЛАВЕ Fe-36Ni ПОСЛЕ ОТЖИГА</b>	<b>15</b>
С.Е. Данилов, В.В. Сагарадзе, В.П. Пилюгин, В.Л. Арбузов, <u>А.В. Литвинов</u> , В.А. Шабашов, Н.В. Катаева	

<b>СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ И РАДИАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЛЕГИРОВАННОЙ ТИТАНОМ</b>	<b>16</b>
<u>С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов</u>	
<b>СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ X18N9 ПОСЛЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОГО НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ</b>	<b>17</b>
<u>В.И. Пастухов, В.Л. Панченко, И.А. Портных, А.В. Козлов</u>	
<b>ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА ТЕОРИИ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ</b>	<b>17</b>
<u>О.В. Огородникова, М. Majerle, В.В. Gann, J. Cizek, P. Hruska, S. Simakov, M. Stefanik, B. Zach</u>	
<b>ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕЛИЕВОЙ ПОРИСТОСТИ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССЕ ПОСЛЕРАДИАЦИОННОГО ОТЖИГА</b>	<b>18</b>
<u>Т.В. Нгуен, А.С. Сохацкий, В.А. Скуратов, Е.А. Корнеева, Ж. О'Коннелл, М. Здоровец, Я. Ниитлинг</u>	
<b>ЭНЕРГИЯ МИГРАЦИИ ВАКАНСИЙ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ</b>	<b>19</b>
<u>А.В. Козлов, И.А. Портных, О.И. Асипцов</u>	
<b>ЭФФЕКТ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ ГЕЛИЯ В ФЕРРИТНЫХ СТАЛЯХ</b>	<b>20</b>
<u>А.С. Сохацкий, В.Т. Нгуен, В.А. Скуратов, Е.А. Корнеева, Ж. О'Коннелл, М. Здоровец, Я. Ниитлинг</u>	
<b><u>II. МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ И ТЕРМОЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ, НОВЫЕ ПОДХОДЫ К СОЗДАНИЮ РАДИАЦИОННО-СТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ</u></b>	<b>23</b>
<b>ALLOY DESIGN, MICROSTRUCTURE CHARACTERIZATION AND MECHANICAL PERFORMANCE OF RADIATION-RESISTANT HIGH-ENTROPY ALLOY</b>	<b>25</b>
<u>Y. Zhang, W.Q. Jiang, Z.W. Zhang</u>	
<b>EFFECT OF HIGH-DOSE NEUTRON IRRADIATION ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM BERYLLIDE</b>	<b>26</b>
<u>R. Gaisin, V. Chakin, R. Rolli, M. Klimenkov, P. Vladimirov, A. Fedorov, L. Magielsen</u>	
<b>ION IRRADIATION EFFECTS ON NANOCUSTER PRECIPITATION IN STEELS</b>	<b>27</b>
<u>Z.W. Zhang, Y. Zhang, C.T. Liu, X-L. Wang, J.R. Williams, B.A. Chin</u>	
<b>MICROSTRUCTURE, DEFORMATION AND IRRADIATION CHARACTERISTICS OF OXIDE DISPERSION STRENGTHENED ALLOYS FOR NUCLEAR APPLICATIONS</b>	<b>27</b>
<u>Yinbin Miao, Xiang Liu, <u>James Stubbins</u></u>	
<b>NEW DATA AND INSIGHTS ON PREDICTION OF VOID SWELLING IN AUSTENITIC PRESSURE VESSEL INTERNALS</b>	<b>28</b>
<u>F.A. Garner</u>	
<b>SWELLING OF BERYLLIUM UNDER HIGH-DOSE NEUTRON IRRADIATION</b>	<b>29</b>
<u>V. Chakin, M. Klimenkov, A. Fedorov, L. Magielsen</u>	
<b>ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ НА ОХРУПЧИВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ</b>	<b>30</b>
<u>М.В. Лапин, <u>А.А. Сущев</u>, В.Н. Матвиенко, В.А. Горновой, А.А. Зотиков</u>	
<b>ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАТОРОВ ВТОРОГО РОДА НА СКЛОННОСТЬ РАСПЛАВА К ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЮ</b>	<b>31</b>
<u>М.В. Лапин, О.Ю. Шешуков, И.В. Некрасов</u>	
<b>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ</b>	<b>32</b>
<u>С.Н. Лучко, А.В. Макаров, В.А. Шабашов, К.А. Козлов, В.В. Сагарадзе, А.Е. Заматовский, Е.Г. Волкова,</u>	

А.Л. Осинцева

- ВЛИЯНИЕ ЦЕМЕНТАЦИИ В ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА УПРОЧНЕНИЕ И КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ** 33  
П.А. Скорынина, А.В. Макаров, А.И. Меньшаков, Н.В. Гаврилов, А.Л. Осинцева
- ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ** 34  
Н.В. Катаева, В.В. Сагарадзе, А.В. Павленко
- ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛИ 12X18H10T В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И ИМИТАЦИОННЫХ РАСТВОРАХ РАДИОАКТИВНЫХ СУСПЕНЗИЙ ЕМКОСТЕЙ-ХРАНИЛИЩ ВЫСОКОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ** 35  
М.А. Литвинова, В.П. Леликов, А.А. Мальцев
- ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ СПЛАВА ПЕРЕМЕННОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА** 36  
С.В. Барсанова, М.В. Евсеев, В.И. Пастухов, Р.П. Карагерги
- ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОТОЧНОЙ МОДЕЛИ НА РЕШЕТКЕ** 37  
Е.А. Мешков, И.И. Новоселов, А.В. Янилкин
- МАЛОАКТИВИРУЕМЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ ДЕЛЕНИЯ И СИНТЕЗА – СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ СУЩЕСТВЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ** 38  
В.М. Чернов, М.В. Леонтьева-Смирнова, М.М. Потапенко, Д.А. Блохин, К.А. Мороз, А.Н. Тюменцев
- НОВЫЙ ПОДХОД К ПОВЫШЕНИЮ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ** 40  
А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, М.С. Гибзун
- ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ УПРОЧНЯЮЩЕЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ** 41  
М.С. Гибзун, Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, С.Н. Лучко
- ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НЕЙТРОННО-ПОГЛОЩАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ БОРИДА ТИТАНА ПРИ МАГНЕТРОННОМ НАПЫЛЕНИИ ИЗ КОМПОЗИТНОЙ КАТОДНОЙ МИШЕНИ С СИСТЕМОЙ В-Ti** 43  
А.С. Ларионов, Л.В. Чекушина, С.Б. Кислицин, А.С. Диков
- ПЕРЕСТРОЙКА НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛИ ЧС-139 ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ** 44  
Н.А. Искандаров, С.В. Рогожкин, А.А. Никитин, А.А. Богачев, А.А. Хомич, В.В. Хорошилов, А.А. Лукьянчук, О.А. Разницын, А.С. Шутов, П.А. Федин, Т.В. Кулевой
- ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ** 44  
Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, С.Н. Лучко, М.С. Гибзун, М.А. Чалина
- ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ** 46  
С.Н. Лучко, Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, М.С. Гибзун
- РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ BOR-60** 47  
В.С. Неустроев, С.В. Белозёров, Е.И. Макаров, Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов, Д.А. Соколовский

<b>РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЦИРКОНИЕВОЙ ТРУБЫ ДЕФЕКТНОГО КАНАЛА СУЗ РБМК ПОСЛЕ 32 ЛЕТ ЭКСПЛУАТАЦИИ</b>	<b>47</b>
<u>Д.Н. Вельмогин, В.А. Цыгвинцев, С.А. Аверин, М.В. Евсеев, М.В. Чернецов, В.И. Пастухов</u>	
<b>ТОМОГРАФИЧЕСКОЕ АТОМНО-ЗОНДОВОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ 12CrODS ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ</b>	<b>48</b>
<u>А.А. Хомич, Н.Н. Орлов, А.А. Никитин, А.С. Шутов, О.А. Разницын, А.А. Лукьянчук, С.В. Рогожкин</u>	
<b>УТОЧНЕНИЕ ДОЗНО-ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ РАСПУХАНИЯ СТАЛИ X18H10T ДЛЯ ОЦЕНКИ РАСПУХАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ РЕАКТОРА БОР-60 ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ОБЛУЧЕНИИ</b>	<b>49</b>
<u>Д.А. Соколовский, В.С. Неустров</u>	
<b>ЭЛЕКТРОПОТЕНЦИАЛЬНЫЙ КОНТРОЛЬ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБ, ДИСТАНЦИОННЫМ МЕТОДОМ В ГОРЯЧИХ КАМЕРАХ</b>	<b>50</b>
<u>В.С. Шихалев, С.В. Брюшков</u>	
<b><u>III. ЯДЕРНОЕ ТОПЛИВО И ПРОБЛЕМЫ ЗАМКНУТОГО ЯДЕРНО-ТОПЛИВНОГО ЦИКЛА</u></b>	<b><u>51</u></b>
<b>ВЛИЯНИЕ ОБОГАЩЕНИЯ УРАН-ГРАФИТОВОГО ТОПЛИВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ</b>	<b>53</b>
<u>А.С. Диков, А.С. Ларионов, С.Б. Кислицин, В.В. Фирсова</u>	
<b>ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ИНДУКЦИОННО-ШЛАКОВОЙ ПЕРЕПЛАВКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВАГОНОВ ОТ ПЕРЕРАБОТКИ ОЯТ В «ХОЛОДНОМ ТИГЛЕ»</b>	<b>53</b>
<u>П.В. Козлов, М.Б. Ремизов, Т.В. Смелова, Д.Ю. Сунцов, И.Н. Шестоперов</u>	
<b>ПОДБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА КОНТРОЛЯ МОКС-ТОПЛИВА С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ, РЕЗУЛЬТАТЫ ПРОВЕДЁННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ</b>	<b>54</b>
<u>А.А. Мальцев, М.А. Литвинова</u>	
<b>ТЕРМОЯДЕРНОЕ ГОРЕНИЕ ПЛОТНОЙ ПЛАЗМЫ В УСТРОЙСТВАХ МАГНИТНО-ИНЕРЦИАЛЬНОГО СИНТЕЗА</b>	<b>55</b>
<u>Ж.Б. Сексембаев, В.И. Кукулин, С.К. Сахиев</u>	
<b><u>IV. ИССЛЕДОВАНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВКЛЮЧАЯ СИЛЬНОКОРРЕЛИРОВАННЫЕ, МЕТОДАМИ НЕУПРУГОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ, РЕНТГЕНОВСКОЙ-, МЁСБАУЭРОВСКОЙ- И ЯМР-СПЕКТРОСКОПИИ И ИЗМЕРЕНИЯ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦОВ</u></b>	<b><u>57</u></b>
<b>ANISOTROPY OF MAGNETIC EXCITATIONS IN HIGH-TEMPERATURE SUPERCONDUCTORS</b>	<b>59</b>
<u>A.S. Ivanov</u>	
<b>SPIN-WAVE DYNAMIC AND EXCHANGE INTERACTIONS IN MULTIFERROIC NdFe<sub>3</sub>(BO<sub>3</sub>)<sub>4</sub> EXPLORED BY INELASTIC NEUTRON SCATTERING.</b>	<b>59</b>
<u>I.V. Golosovsky, A.K. Ovsyanikov, D.N. Aristov, P.G. Matveeva, A.A. Mukhin, M. Boehm, L-P. Regnault, L.N. Bezmaternykh</u>	
<b>АНОМАЛЬНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОВЕРХНОСТИ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ АЗОТИРОВАНИЯ В ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА</b>	<b>60</b>
<u>В.А. Шабашов, К.А. Козлов, А.В. Макаров, Н.В. Гаврилов, С.Г. Титова</u>	
<b>АТОМНОЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ В Fe-Cr СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОНАМИ</b>	<b>61</b>
<u>К.А. Козлов, В.А. Шабашов, А.Е. Заматовский, В.В. Сагарадзе, А.Л. Николаев</u>	



<b>ДИФРАКЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МАГНИТНОГО ПОРЯДКА В ОКСИДНЫХ НАНОСИСТЕМАХ ЯДРО/ОБОЛОЧКА.</b>	<b>62</b>
<u>И. Голосовский</u> , M. Estrader, A. López-Ortega, A.G. Roca, J. Nogués	
<b>ЗАВИСИМОСТЬ ФОНОННОГО СПЕКТРА УЗКОЩЕЛЕВОГО ПОЛУПРОВОДНИКА FeSi ОТ АТОМНОГО ОБЪЕМА</b>	<b>63</b>
П.П. Паршин	
<b>ИНДУЦИРОВАННОЕ СВЕРХВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ БЛИЖНЕЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В ГЦК Fe-Ni СПЛАВАХ</b>	<b>64</b>
<u>В.А. Шабашов</u> , В.В. Сагарадзе, К.А. Козлов, А.Е. Заматовский, Н.В. Катаева, К.А. Ляшков, С.Е. Данилов	
<b>ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМАГНИТНОЙ ОБЛАСТИ МОНОНИТРИДА УРАНА МЕТОДОМ ЯМР <sup>14</sup>N</b>	<b>65</b>
<u>В.В. Оглобличев</u> , А.М. Потапов, С.В. Верховский, А.В. Мирмельштейн	
<b>МЕССБАУЭРОВСКИЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКОГО СПЛАВЛЕНИЯ <sup>238</sup>U С <sup>57</sup>Fe</b>	<b>66</b>
<u>К.А. Козлов</u> , В.А. Шабашов, В.В. Сагарадзе, Ю.Н. Зуев	
<b>НЕОБЫЧНЫЕ СВОЙСТВА ε-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – РЕДКОЙ ПОЛИМОРФНОЙ МОДИФИКАЦИИ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА</b>	<b>67</b>
<u>Д.А. Балаев</u> , А.А. Дубровский, С.В. Семенов, Ю.В. Князев, О.А. Баюков, А.А. Красиков, В.Л. Кириллов, С.С. Якушкин, О.Н. Мартьянов	
<b>СИНТЕЗ И СПИН-ЗАВИСИМЫЙ ТРАНСПОРТ В ГИБРИДНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ СИЛИЦИДА ЖЕЛЕЗА</b>	<b>68</b>
<u>А.С. Тарасов</u> , М.В. Рауцкий, А.В. Лукьяненко, Д.А. Смоляков, И.А. Бондарев, И.А. Яковлев <sup>1</sup> , И.А. Тарасов, С.Н. Варнаков, С.Г. Овчинников, Н.В. Волков	
<b>СИНТЕЗ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ИМПУЛЬСАХ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА В ВОДЕ С КОНЦЕНТРАЦИЕЙ NaCl 0.1Г/Л И ТРАНСМУТАЦИЯ ЧАСТИ ЭКСТРАГИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА ЛАТУННЫХ ЭЛЕКТРОДОВ</b>	<b>69</b>
<u>М.П. Кащенко</u> , В.Ф. Балакирев, М.Б. Смирнов, Ю.Л. Чепелев, В.В. Илюшин, Н.В. Николаева, В.Г. Пушин	
<b>СПЕКТР МАГНИТНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ И ПОВЕДЕНИЕ ОБЪЕМНОГО МОДУЛЯ δ-ФАЗНОГО ПЛУТОНИЯ</b>	<b>70</b>
<u>А.В. Мирмельштейн</u> , В.Н. Матвиенко	
<b>СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МАГНИТНЫХ И РЕЗОНАНСНЫХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА RbMn<sub>1-x</sub>Fe<sub>x</sub>VO<sub>4</sub> (X=0, 0.1)</b>	<b>71</b>
<u>М.И. Колков</u> , А.И. Панкрац, А.Д. Балаев, С.Е. Никитин	
<b>ТВЕРДОСТЬ И ПОВРЕЖДЕННОСТЬ ШАРА ИЗ СПЛАВА U-Fe-Ge ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ</b>	<b>72</b>
<u>Д.А. Беляев</u> , А.С. Александров, Ю.Н. Зуев, <u>Е.А. Козлов</u> , С.А. Лекомцев, А.С. Недосвити, И.Л. Святков, Е.А. Леви	
<b>ТЕРМИЧЕСКАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ НИТРИДНОГО ТОПЛИВА</b>	<b>73</b>
В.Г. Субботин, <u>М.В. Степанов</u> , В.А. Горохов	
<b>ФОТОВОЛЬТАИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В МДП СТРУКТУРАХ</b>	<b>74</b>
<u>И.А. Бондарев</u> , М.В. Рауцкий, А.В. Лукьяненко <sup>1</sup> , А.С. Тарасов, И.А. Яковлев, Л.В. Шанидзе, С.Н. Варнаков, С.Г. Овчинников, Н.В. Волков	
<b>УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ТЕРМОХИМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СНУП ТОПЛИВА</b>	<b>75</b>
В.Г. Субботин, <u>В.А. Щелан</u> , В.А. Горохов, И.В. Санников	
<b>УСКОРЕННОЕ РАСТВОРЕНИЕ И ВЫДЕЛЕНИЕ ФАЗ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА ПРИ МЕГАДЕФОРМАЦИИ. СОПОСТАВЛЕНИЕ С РАДИАЦИОННЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ</b>	<b>76</b>
В.А. Шабашов	

<b>ЭФФЕКТЫ МАГНИТНОЙ ПРИМЕСИ В КОНДО-ИЗОЛЯТОРЕ</b>	<b>77</b>
<u>П.А. Алексеев, В. Фурман, Ж-М. Миньо, К.С. Немковский, Е.С. Клементьев, В.Н. Лазуков</u>	
<b><u>V. РАДИАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИКАЦИИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ</u></b>	<b><u>79</u></b>
<b>EFFECTS OF IRRADIATION ON DEFORMATION MECHANISMS IN 304L STAINLESS STEEL</b>	<b>81</b>
<u>Janelle P. Wharry, Keyou S. Mao, Cheng Sun, Paula D. Freyer, Frank A. Garner</u>	
<b>АНАЛИЗ ХИМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОНЕНТОВ СПЛАВОВ Cu-Ni, Cu-Mn ПОСЛЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ N<sup>+</sup></b>	<b>82</b>
<u>Т.С. Картапова, О.Р. Бакиева, Ф.З. Гильмутдинов, В.Л. Воробьев</u>	
<b>ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В РАДИАЦИОННОЙ ФИЗИКЕ</b>	<b>83</b>
<u>В.В. Овчинников</u>	
<b>ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И СТРУКТУРЫ В АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛАХ В УСЛОВИЯХ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ</b>	<b>84</b>
<u>А.А. Колотов, В.Л. Воробьев, Д.В. Сурнин, В.Я. Баянкин</u>	
<b>ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ</b>	<b>85</b>
<u>А.В. Жихарев, В.Я. Баянкин, С.Г. Быстров</u>	
<b>ЛОКАЛЬНАЯ АТОМНАЯ СТРУКТУРА ИОННОМОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛЕЗА</b>	<b>86</b>
<u>И.К. Аверкиев, О.Р. Бакиева, А.А. Колотов, С.М. Решетников, Ф.З. Гильмутдинов</u>	
<b>МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИСЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДА ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ</b>	<b>86</b>
<u>Н.М. Созонова, А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин, В.Л. Воробьев</u>	
<b>НАНЕСЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> МЕТОДОМ РЕАКТИВНОГО МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ</b>	<b>87</b>
<u>Л.Р. Хлабыстина, М.В. Лапин, В.Н. Матвиенко</u>	
<b>НОВЫЙ ЗАЩИТНЫЙ ЧЕХОЛ ДЛЯ МАНИПУЛЯТОРОВ: ОПЫТ РАЗРАБОТКИ И ВНЕДРЕНИЯ</b>	<b>88</b>
<u>М.Р. Хусаинов, А.И. Березюк, С.А. Комаристов, В.М. Шагин, С.С. Зырянов, А.В. Кружалов, О.В. Рябухин, Ф.Г. Нешов</u>	
<b>РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МОРФОЛОГИИ ЧАСТИЦ ПОРОШКООБРАЗНОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА</b>	<b>89</b>
<u>М.А. Арсентьев, Е.Д. Политова, А.Ю. Рашковский, А.С. Смолянский</u>	
<b>СВИДЕТЕЛЬСТВА УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ПРИРОДЫ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ ПРИ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКЕ</b>	<b>90</b>
<u>Е.В. Макаров, В.В. Овчинников</u>	
<b>СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЕВ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННЫХ УГЛЕРОДОМ МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ</b>	<b>91</b>
<u>В.Л. Воробьев, Ф.З. Гильмутдинов, П.В. Быков, В.Я. Баянкин</u>	
<b>СПЕКТРАЛЬНЫЙ СОСТАВ СВЕЧЕНИЯ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ (Fe, Zr, W, Ta) ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ИНЕРТНЫХ ГАЗОВ (Ar<sup>+</sup>, Kr<sup>+</sup> и Xe<sup>+</sup>). ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕРМИЧЕСКИХ ПИКОВ</b>	<b>92</b>
<u>К.В. Шаломов, В.В. Овчинников, С.О. Чолах</u>	
<b>СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА 1441 (Al-Li-Cu-Mg), ПОДВЕРГНУТОГО МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ</b>	<b>93</b>
<u>Н.В. Гущина, В.В. Овчинников, Ф.Ф. Махинько, Л.И. Кайгородова, Д.Ю. Распоиенко</u>	

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ПЛАЗМЕННЫХ И ИОННО-ЛУЧЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ** 94  
И.А. Цыганов, А.И. Цыганов, А. Колич, А. Лоде, М. Гелински

**ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛЕВЫХ ФОЛЬГ, С НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ АЛЮМИНИЯ, ПОСЛЕ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ ИОНАМИ АРГОНА** 95  
П.В. Быков, В.Л. Воробьев, И.Н. Климова, А.А. Колотов, В.Я. Баянкин

**ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТОНКИХ УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК** 96  
Т.С. Картапова, О.Р. Бакиева, Ф.З. Гильмутдинов, В.Л. Воробьев, А.А. Колотов

## **VI. РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В МАГНЕТИКАХ, СВЕРХПРОВОДНИКАХ, ПОЛУПРОВОДНИКАХ И ИЗОЛЯТОРАХ** 99

**INVESTIGATION OF ELECTRONIC AND STRUCTURAL PARAMETERS OF GaN FILMS GROWN ON Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> SUBSTRATE** 101  
P.A. Brudnyi, V. M. Voiko

**ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИИ НА БИПОЛЯРННУЮ ПСЕВДОЩЕЛЬ В ВТСП МАТЕРИАЛАХ** 102  
Б.Л. Оксенгендлер, З.И. Каримов, Ю.В. Пахаруков, Н.Н. Тураева

**ГИБРИДНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ: ОТ МАГНИТОСПРОТИВЛЕНИЯ ДО ЭФФЕКТА СПИНОВОЙ АККУМУЛЯЦИИ** 103  
Н.В. Волков, А.С. Тарасов, М.В. Рауцкий, А.В. Лукьяненко, И.А. Бондарев, И.А. Яковлев, И.А. Тарасов, С.Н. Варнаков, С.Г. Овчинников

**ЗАРЯДОВАЯ НЕЙТРАЛЬНОСТЬ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ** 104  
В.Н. Брудный

**ИОННО-ЛУЧЕВОЕ ФОРМИРОВАНИЕ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ** 105  
Д.И. Тетельбаум

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ** 106  
М.М. Деметьева, К.Е. Приходько, Б.А. Гурович, Л.В. Кутузов, Д.А. Комаров

**ЛАТЕНТНЫЕ ТРЕКИ, ВЫЗЫВАЕМЫЕ БЫСТРЫМИ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ В НИТРИДЕ КРЕМНИЯ** 107  
А.Д. Ибраева, А. Янсе ван Вуурен, Ж. О'Коннелл, В.А. Скуратов, М. Здоровец

**СИНЕРГЕТИКА В РАДИАЦИОННЫХ КАСКАДНЫХ ПРОЦЕССАХ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ** 108  
Н.Н. Тураева, Б.Л. Оксенгендлер, Ю.В. Пахаруков

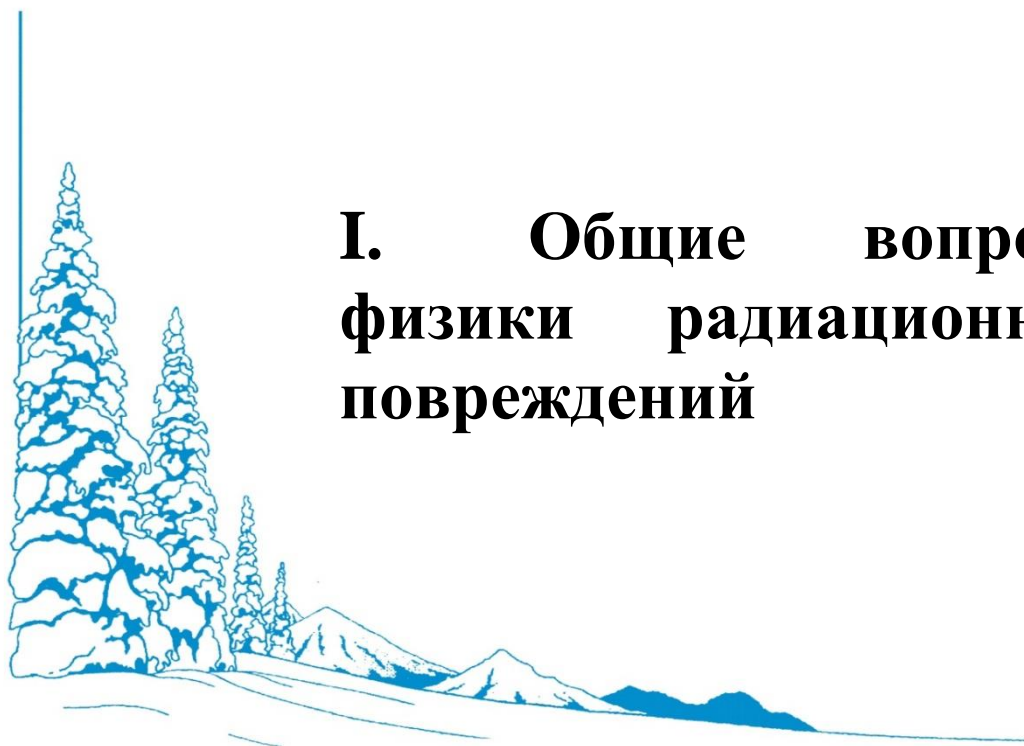
**ЭФФЕКТ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЙ ГЕНЕРАЦИЕЙ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ПРИ ОБЛУЧЕНИИ МАТЕРИАЛОВ ИОНАМИ ИЛИ СВЕТОМ И РАСПРОСТРАНЕНИЕМ ВОЛН ПО ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ТВЕРДОЕ ТЕЛО–ВОДА: ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ** 109  
Д.И. Тетельбаум, В.С. Туловчиков, А.В. Степанов, Е.В. Курильчик, А.А. Никольская, Р.А. Шуйский

## **VII. ТЕХНИКА И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА** 111

**IN SITU MEASUREMENT OF RADIATION DAMAGE WITH TRANSIENT GRATING SPECTROSCOPY** 113  
M.P. Short, C.A. Dennett, S.E. Ferry, A. Kushima, K.P. So, P. Cao, K. Hattar, D. Buller

**МЕТОДИЧЕСКИЙ ПОДХОД ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ МАССОПЕРЕНОСА ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ СТАЛЕЙ В РАСПЛАВЛЕННОМ СВИНЦЕ** 114  
О.А. Голосов, В.Н. Николкин, А.В. Барыбин, С.С. Хвостов, Д.С. Бутаков

<b>ПРИМЕНЕНИЕ АНАЛИТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ И ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ АНАЛИЗА МИКРОСТРУКТУРЫ ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ</b>	<b>114</b>
К.Е. Приходько	
<b>РАЗВИТИЕ МЕТОДИКИ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ В ИТЭФ</b>	<b>116</b>
<u>А.А. Лукьянчук</u> , А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, А.С. Шутов, О.А. Разницын	
<b>РЕНТГЕНДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗЦОВ, СОХРАНЁННЫХ ПОСЛЕ СФЕРИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ.</b>	<b>117</b>
<u>А.Е.Шестаков</u> , И.В.Артамонов	
<b>СОВРЕМЕННЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ СКАНИРУЮЩЕЙ ЗОНДОВОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ И ИССЛЕДОВАНИЙ МАТЕРИАЛОВ В ЯДЕРНОЙ И ТЕРМОЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ</b>	<b>118</b>
Б.А. Логинов	
<b>УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ</b>	<b>120</b>



# **I. Общие вопросы физики радиационных повреждений**

Тематика секции посвящена наиболее актуальным в настоящее время проблемам в области радиационной физики металлов и сплавов. На секцию представлены доклады, посвящённые особенностям поведения точечных дефектов в различных сплавах и соединениях, в том числе, в Fe-Cr(Ni) системах, являющихся основой многих радиационно-стойких реакторных материалов. В Программу секции включены доклады, посвящённые изучению особенностей процессов взаимодействия точечных дефектов радиационного и деформационного происхождения и их комплексов между собой, с примесными атомами, дислокациями, межфазными и межзеренными границами современными методами исследований на всех этапах формирования сложной дефектной структуры в нано и субмикроструктурных металлических системах и влияния этих взаимодействий на деформационно- и радиационно-индуцированные процессы. Большое внимание будет уделено мультимасштабному моделированию радиационных процессов в облучаемых материалах, анализу структурно-фазовых превращений, а также поведению трансмутированных газовых примесей.



## IMPROVEMENT OF ION BOMBARDMENT AS A TOOL TO SIMULATE SWELLING OF AUSTENITIC PWR INTERNAL COMPONENTS USING PREVIOUSLY NEUTRON-IRRADIATED SPECIMENS

F.A. Garner<sup>1</sup>, A.J. French<sup>1</sup>, H. Kim<sup>1</sup>, C. Shiau<sup>1</sup>, L. Shao<sup>1</sup>, P.D. Freyer<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Texas A&M University*

<sup>2</sup>*Westinghouse Electric Company*

Ion bombardment at highly accelerated atomic displacement rates is being employed to at our laboratory to simulate void swelling of 300 series stainless steels that were used to construct the internal components of PWRs. Most studies of this type use virgin unirradiated specimens as starting material but ion irradiation of virgin material usually produces less-than-neutron-characteristic void densities. More importantly, void swelling of stainless steels under neutron irradiation is preceded by a microchemical evolution that cannot be reproduced at ion-relevant dpa rates. In addition, the densities of voids, Frank loops, precipitates, etc. are strongly affected by the ion-induced dpa rate, requiring a shift in irradiation temperature to maintain defect equivalence.

A proposed partial solution to these shortcomings is to start with neutron-produced microstructures, especially for voids, and then induce additional ion-induced damage, using both shifted and unshifted ion irradiation temperatures. Not only will the starting microstructural densities be characteristic of neutron irradiation, but the microchemical evolution will be either totally or partially complete with a neutron-characteristic behavior before ion damage is introduced.

Two sets of results will be presented. First, previously unpublished “neutron preconditioning” irradiation studies from the 1970 and 1980s will be shown. Second, new ongoing preconditioning studies, incorporating insight derived since the 1980s from both neutron and ion irradiation will be presented, focusing on 304 stainless steel from EBR-II reflector blocks, and 316 PWR flux thimble tubes.

Both sets of studies confirm the utility of using neutron-preconditioned material for ion irradiation, but there are several surprises that require us to reconsider some of the current perceptions of void swelling.

## RECONSIDERING IRRADIATION VARIABLE SHIFTS FOR SOLUTE NANOCLUSTERING

Matthew J. Swenson<sup>1</sup>, Janelle P. Wharry<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Department of Mechanical Engineering, University of Idaho, Moscow, Idaho, USA*

<sup>2</sup>*School of Nuclear Engineering, Purdue University, West Lafayette, Indiana, USA*

The objective of this presentation is to review theories of solute nanocluster irradiation evolution, and present their implications on irradiation variable (i.e. temperature and dose rate) shifts. Historically, ion irradiation conditions have been selected to emulate neutron irradiation based on the “invariance theory”, which prescribes a positive temperature shift for higher dose rate irradiations. This theory has been proven effective in b.c.c. Fe-based alloys for using ion

irradiation to generate void and dislocation loop morphologies resembling those generated by neutron irradiation [1]. However, the invariance theory has not been benchmarked against other nano/microstructural features, including solute nanoclusters. Herein, we present a collection of experiments in a model Fe-9%Cr ODS steel and two commercial ferritic/martensitic (F/M) alloys HCM12A and HT9, irradiated with  $\text{Fe}^{2+}$  ions, protons, or neutrons at temperatures ranging 400-500°C and to damage doses ranging 1-100 displacements per atom (dpa) [2,3]. The observed irradiation evolution of ODS oxides, Si-Mn-Ni nanoclusters, and Cu-rich nanoclusters, in these three alloys, appear inconsistent with the invariance theory, and suggest that nanocluster evolution mechanisms must consider irradiation damage cascade effects.

This presentation will summarize four theories describing the mechanisms governing nanocluster evolution in irradiated alloys, and compare these theories against experimental data. First, we consider an advanced rate theory model originally developed by Nelson, et al. [4]. The model accurately predicts experimentally observed nanocluster evolution, but when varying the irradiation temperature within the model, a negative temperature shift is required for higher dose rate ion irradiations to simulate nanocluster evolution due to lower dose rate neutron irradiation. This negative temperature shift is corroborated by three other cluster evolution models developed by Martin [5], Wagner (advanced by Chen [6]), and Ribis, et al. [7]. These findings suggest that the irradiation damage cascade morphology (which is ignored in the invariance theory) must be considered in selecting irradiation conditions to properly emulate nanocluster evolution.

Models such as cluster dynamics or phase field, which fully incorporate the influence of irradiation temperature, dose rate, and cascade morphology, are needed to more accurately simulate nanocluster evolution and determine the appropriate temperature shift requirements.

### References

1. M.J. Swenson & J.P. Wharry, *JNM* **502** (2018) p.30-41.
2. M.J. Swenson & J.P. Wharry, *JNM* **496** (2017) p.24-40.
3. M.J. Swenson & J.P. Wharry, *JNM* **467** (2015) p.97-112.
4. R.S. Nelson, J.A. Hudson, & D.J. Mazey, *JNM* **44** (1972) p.318-330.
5. G. Martin, *Phys. Rev. B.* **30** (1984) p.1424-1436.
6. T. Chen, et al., *Acta Mater.* **116** (2016) p.29-42.
7. J. Ribis, et al., *J. Mater. Res.* **30** (2015) p.2210-2221.

## USE OF PURE IRON AND Fe-15Cr-16Ni MODEL ALLOY TO STUDY THE IMPACT OF DISPLACEMENT RATE AND IRRADIATION TEMPERATURE ON CHARGED PARTICLE SIMULATION OF VOID SWELLING

Aaron J. French, Frank A. Garner, Lin Shao  
*Nuclear Engineering, Texas A&M University, College Station, TX, United States.*

Void swelling of iron-base alloys under neutron irradiation is known to be very sensitive to a wide variety of material and environmental variables. Additional sensitivities arise using charged particle simulation. To enhance the credibility of charged particle simulation of neutron-induced



swelling it is necessary to isolate and quantify those variables associated with ion simulation from those that are material-specific or involve segregation and phase stability, especially under the influence of surface effects, injected interstitials and segregation along ion-induced gradients in dpa rates that are characteristic of ion irradiation. Additionally, it is important to assess the impact of the much higher rates of atomic displacement used in ion irradiation compared to neutron irradiation.

Using pure iron the synergistic effects of temperature and displacement rate on swelling, expressed in the well-known “temperature shift” concept, are being studied, using 5 MeV Fe ions at peak dpa rates of  $3 \times 10^{-3}$ ,  $1 \times 10^{-4}$ , and  $3 \times 10^{-4}$  dpa/s, to peak dpa values of 50, 75 and 100 dpa, and at irradiation temperatures of 375, 425, 475, and 525°C. In pure bcc iron there are no microchemical or segregation processes involved in the evolution.

Additionally, we are repeating the temperature shift experiment on a pure annealed fcc Fe-15Cr-20Ni model alloy, using a higher temperature range of 475 to 650°C, based on previous ion studies conducted on this alloy. The specimens used are drawn from the same batch used for dpa-rate studies conducted in the FFTF fast reactor at 420°C where a transient shift was observed with change in dpa rate. The lack of minor solutes (Si, P, C, especially) in this alloy preclude precipitation and minimize segregation of major elements along the ion damage depth profile.

The results provide significant insight on the complexities of using charged particle simulation at accelerated dpa rates to study neutron-induced void swelling, especially with respect to the temperature shift and transient shift phenomena.

## БЛИЖНИЙ ПОРЯДОК И НЕРАВНОВЕСНЫЕ ВАКАНСИИ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

А.Р. Кузнецов<sup>1,2</sup>, Ю.Н. Горностырев<sup>1</sup>, И.Г. Шмаков<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([a.kuznetsov@imp.uran.ru](mailto:a.kuznetsov@imp.uran.ru))

<sup>2</sup>Физико-технологический институт, Уральский федеральный университет,  
Екатеринбург, Россия

Сплавы замещения Fe-X (X=Al, Si, Ga, Ge) на основе ОЦК-Fe вызывают значительный интерес в связи с их необычными магнитными и другими свойствами, такими как наведенная магнитная анизотропия (Fe-Al,Si), гигантская магнестрикция (Fe-Ga), существенное снижение модулей упругости (Fe-Ga,Ge). Согласно существующим представлениям, особые физические свойства этих сплавов обусловлены наличием определенного ближнего порядка (БП), однако, природа и причины его формирования на данный момент остаются предметом дискуссий.

Для выяснения механизмов формирования БП мы провели Монте Карло моделирование структуры рассматриваемых сплавов в зависимости от температуры и магнитного состояния с использованием рассчитанных из первых принципов (метод VASP-PAW) энергий межатомных взаимодействий. При этом также учитывалось присутствие высокой концентрации неравновесных вакансий, генерируемых в процессе интенсивного воздействия на материал (облучение, большая пластическая деформация) и/или благодаря образованию устойчивых комплексов вакансия-примесь (Vac-X) с легирующими элементами.

Показано, что энергия эффективного X-X взаимодействия в ОЦК Fe существенно зависит от магнитного состояния матрицы. В результате, БП В2-типа, ответственный за

усиление магнитной анизотропии, формируется при  $T > T_C$  и фиксируется при закалке, в то время как в ферромагнитном состоянии ( $T < T_C$ ) равновесным является БП D0<sub>3</sub>-типа. Показано, что энергия связи вакансии с примесью велика в случае Ga, Ge (составляет ~0.45 эВ) и вдвое меньше (~0.24 эВ) в случае Al, Si; подобное соотношение между энергиями связи сохраняется и при образовании комплексов X-Vac-X. В результате, образование БП В2-типа в сплавах Fe-X (X = Ga, Ge) оказывается предпочтительным даже в присутствии равновесных вакансий, в то время как в сплавах Fe-X (X = Al, Si) для реализации БП требуется дополнительное внешнее воздействие.

Полученные результаты выявляют важную роль магнетизма в формировании ближнего порядка в данных сплавах, а также возможность его существенного усиления благодаря присутствию вакансий, и позволяют объяснить наблюдаемые экспериментально структурные особенности в зависимости от состава и температуры.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура», № АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке РФФИ (проект № 18-02-00391). Работа была выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования «Комплекс моделирования и обработки данных исследовательских установок мега-класса» НИЦ «Курчатовский институт» (субсидия Минобрнауки, идентификатор работ RFMEFI62117X0016), <http://ckp.nrcki.ru/>.*

## ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ НА КРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И ПРОВОДИМОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ Cu<sub>3</sub>Au

В.И. Воронин, А.Ю. Волков, Б.Н. Гощицкий, А.Е. Карькин  
<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

К числу недостаточно изученных радиационно-индуцированных процессов в многокомпонентных материалах относятся и особенности поведения под облучением интерметаллидных преципитатов в реакторных сталях. Обычно в ходе исследований лишь фиксировалось выпадение либо растворение мелкодисперсных частиц в объеме облучаемого материала, но никак не анализировалось их внутреннее состояние, т.е. степень упорядочения, дефектность, присутствие в них микронапряжений, что происходит с их структурным состоянием с увеличением флюенса быстрых нейтронов, и прочее. Вполне вероятно, что все эти внутренние изменения в преципитатах оказывают влияние на основную матрицу и на ее физико-механические свойства в целом – этот вопрос пока слабо освещен вследствие малости объема этих выделений в рабочих материалах и недостаточного внимания к данной проблеме. Так в работе [1] была найдена связь между структурным состоянием сплава Fe<sub>62</sub>Ni<sub>35</sub>Ti<sub>3</sub> и выпадением или растворением метастабильной гамма-штрих фазы Ni<sub>3</sub>Ti, но не была прослежена микроструктура этой гамма-штрих фазы. Для прояснения подобных вопросов с учетом того, что никель чрезвычайно сильно активизируется в процессе облучения, в рамках проекта планируется проведение исследований радиационных эффектов в модельном двухкомпонентном упорядочиваемом сплаве, в качестве которого предлагается классический Cu<sub>3</sub>Au.

В работе прослежены внутри решеточные изменения под действием облучения быстрыми нейтронами в Cu<sub>3</sub>Au и их влияние на поведение сопротивления вплоть до флюенса  $5 \times 10^{19}$  н/см<sup>2</sup>. Обнаружены корреляции в их поведении.

*Работа выполнена с использованием УНУ «НМК ИФМ» в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Поток», № АААА-А18-118020190112-8 при частичной поддержке Гранта РФФИ № 18-02-00270.*

### **Литература**

1. Voronin V.I., Berger I.F., Goshchitskii B.N., Structural changes in a model alloy after irradiation of Fe<sub>62</sub>Ni<sub>35</sub>Ti<sub>3</sub> with fast neutrons and isochronous temperature annealing, *Phys. Met. Metallogr.* т.113 (9) (2012) с.878-882.

## **ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАБОРА ПОВРЕЖДАЮЩЕЙ ДОЗЫ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ X18H10T ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 330-350°C**

*Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов, В.С. Неустроев  
АО "ГНЦ НИИАР", Ульяновская область, г. Димитровград*

Аустенитная сталь с основой X18H10T - материал, из которого изготовлена большая часть внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР. Для обеспечения надёжной работы и для обоснования продления назначенного срока службы несменяемых внутрикорпусных устройств и конструкций реактора используются данные, полученные из специальных экспериментов по облучению образцов и данные из исследований реальных изделий и конструкций, эксплуатировавшихся в реакторе на быстрых нейтронах длительное время. Такой выбор объектов для исследований связан с тем, что только в реакторах на быстрых нейтронах набираются нужные (высокие) повреждающие дозы, необходимые для обоснования срока службы ВКУ реакторов ВВЭР. Высокие повреждающие дозы на образцах можно набрать в экспериментах, проводимых в активной зоне реактора с высокими скоростями набора дозы, либо при облучении в экране реактора с низкими скоростями, но за гораздо более длительное время. Так как проводить эксперимент в экране реактора БОР-60 длительное время достаточно сложно, то выходом из этой ситуации может стать исследование экранных сборок, изготовленных из стали с основой X18H10T, длительное время эксплуатировавшихся в экране реактора.

Интересным является исследование и сравнение микроструктуры образцов стали с основой X18H10T, облучённых с различной скоростью набора дозы, до примерно одинаковых повреждающих доз при близких температурах. С этой целью было исследовано два образца. Первый образец был вырезан из чехла экранной сборки, которая облучалась в реакторе БОР-60 почти 41 год до повреждающая доза около 100 смещений на атом. Второй образец был вырезан из «гагаринского» образца, облучённого в реакторе БОР-60 в течение примерно 7 лет так же до повреждающей дозы 100 сна. Оба образца облучались при одинаковой температуре 330-350°C. Скорость набора повреждающей дозы для образца из чехла составила около 2,5 сна/год, а для второго – 15 сна/год, что примерно в 6 раз больше. В результате исследований были замечены значительные различия в микроструктуре образцов, облучённых с разными скоростями набора повреждающей дозы. Это различие касалось обнаружения развитой пористости в образце с малой скоростью набора дозы и её отсутствие в образце с большой скоростью. Было обнаружено также отличие в формировании фазовой структуры облучённых образцов.

Полученные данные можно использовать для обоснования критерия гамма-альфа перехода в материалах ВКУ реакторов ВВЭР при длительной эксплуатации до высоких

повреждающих доз. Эти данные будут также использованы для пополнения базы данных по радиационной стойкости стали X18H10T, необходимой для обоснования продления срока службы внутрикорпусных устройств реактора БОР-60 и энергетических реакторов типа ВВЭР.

## ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК РАДИАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТИ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ, НА ВЕЛИЧИНУ ДОСТИГНУТЫХ В НИХ КОНЦЕНТРАЦИЙ СОБСТВЕННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

А.Р. Исинбаев<sup>1</sup>, А.В. Козлов<sup>2</sup>, И.А. Портных<sup>3</sup>

АО «Институт реакторных материалов», г. Заречный, Россия ([isinbaev.a.r@gmail.com](mailto:isinbaev.a.r@gmail.com))

Среди научно-технических проблем, сдерживающих развитие ядерной энергетики, одной из наиболее важных является проблема радиационной стойкости конструкционных материалов активных зон реакторов. Главной причиной нестабильности конструкций, работающих в полях ионизирующих излучений, является возникновение и развитие в материалах радиационной пористости, являющейся причиной распуханием материала. Это приводит к ограниченному сроку службы конструкционных материалов. Изучение процессов распухания позволит лучше понять механизмы, отвечающие за распухание и в дальнейшем прогнозировать сроки эксплуатации тепловыделяющих сборок. Это позволит найти пути улучшения характеристики материалов и увеличить ресурс их эксплуатации.

Целью данной работы является выявление закономерности влияния характеристик радиационной пористости, при нейтронном облучении, на концентрацию точечных дефектов и исследовании распухания, обусловленного дисбалансом концентраций вакансий и междоузельных атомов в аустенитных сталях.

Распухание происходит при температуре, когда вакансии и междоузельные атомы подвижны. При облучении материала в нем образуются точечные дефекты в виде некаскадных пар Френкеля, которые мигрируя по кристаллу, могут попасть на стоки с некоторой вероятностью. Миграция точечных дефектов по кристаллу и их поглощение стоками формирует различные потоки вакансий и междоузлий. Пренебрегая образованием междоузельных атомов термическим путем (для этого требуется очень высокая энергия) изменение концентрации вакансий во времени, можно описать уравнениями [1]:

$$\frac{dc_v}{dt} = (G_v + G_{term}) - (J_{vd} + J_{vg} + J_{vt} + J_{vr} + J_{vv}), \quad (1)$$

$$\frac{dc_i}{dt} = G_i - (J_{id} + J_{ig} + J_{it} + J_{ir} + J_{iv}), \quad (2)$$

где  $G_v$  – генерация вакансий облучением,  $c^{-1}$ ;  $G_{term}$  – термическая генерация вакансий,  $c^{-1}$ ;  $J_{vd}$  – поток вакансий на дислокации,  $c^{-1}$ ;  $J_{vg}$  – поток на границы зерен,  $c^{-1}$ ;  $J_{vt}$  – поток на границы двойников,  $c^{-1}$ ;  $J_{vr}$  – поток на рекомбинацию,  $c^{-1}$ ;  $J_{vv}$  – поток на вакансии в поры,  $c^{-1}$  (аналогичные обозначения для междоузлий с индексом  $i$ ). Отметим, что в начале облучения концентрация вакансий и междоузлий мала, так что рекомбинацией можно пренебречь, а пор вообще нет. При этом два уравнения на этой стадии независимы друг от друга и допускают независимые решения.

Облучение нейтронами, в материале приводит сначала к резкому увеличению концентрации вакансий, после чего по пришествию  $\sim 1$  с она становится квазистационарной [1]. У межузельных атомов происходит подобное изменение концентрации, но за значительно более короткое время (меньшее на 5-7 порядков). Со временем в кристалле происходит рост пор и соответственно его распухание, которое вызвано несбалансированным потоком вакансий и междоузлий в пору. Это позволяет описать зависимость скорости роста объема поры от этих потоков [2]:

$$\frac{dV_1}{dt} = (J_{vv+} - J_{vv-} - J_{iv+}) \cdot \frac{a^3}{4} = J_{vv} \cdot \frac{a^3}{4}, \quad (3)$$

где  $J_{vv}$  – несбалансированный поток вакансий в пору,  $\text{с}^{-1}$ ;  $J_{vv+}$  – поток вакансий в пору,  $\text{с}^{-1}$ ;  $J_{vv-}$  – поток вакансий, испаряющихся из поры,  $\text{с}^{-1}$ ;  $J_{iv+}$  – поток междоузлий в пору,  $\text{с}^{-1}$ ;  $a$  – параметр решетки, м; объем вакансии принят равным элементарному объему  $a^3 / 4$ .

С использованием этих уравнений рассчитаны изменения объема пор при определенной температуре и потоке нейтронов. Это можно использовать при исследовании зависимости распухания от характеристик нейтронного облучения.

Таким образом, предложенная физическая модель влияния характеристик вакансионной пористости на скорость роста пор может быть использована как для правильной интерпретации результатов исследования поведения конструкционных материалов в реакторах, так и для нахождения новых путей борьбы с распуханием.

### Литература

1. Козлов А.В. Зависимость концентрации точечных дефектов в аустенитной стали ЧС-68 от скорости их генерации и температуры при нейтронном облучении // *Физика металлов и металловедение*. т.107 (2009), № 6, с. 574-581.
2. Портных И.А., Козлов А.В. Рост вакансионных пор на начальной стадии нестационарного распухания // *Физика металлов и металловедение*. т. 119 (2018), № 6, с. 636-644.

## ГЕНЕРАЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРУЕМЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В АСПЕКТЕ СОЗДАНИЯ НОВЫХ УПРОЧНЯЕМЫХ ОКСИДАМИ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ

В.В. Сагарадзе

<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([vsagaradze@imp.uran.ru](mailto:vsagaradze@imp.uran.ru))

Разработка дисперсно упрочненных оксидами (ДУО) реакторных сталей с рекордной жаропрочностью в настоящее время интенсивно осуществляется в Японии, Франции, США, Китае, России и других странах. Первый этап производства заключается в механическом легировании сталей кислородом в процессе растворения кислородсодержащих фаз в стальной матрице при обработке порошковой смеси в мельницах. При последующем высокотемпературном спекании механолегированного порошка выделяются упрочняющие оксиды размером менее 10 нм, что приводит к существенному повышению жаропрочности. В этой цепочке производства ДУО-сталей остается не до конца изученным процесс диффузионного растворения дисперсных частиц при

низкотемпературной деформации. Деформационное растворение дисперсных фаз, состоящих полностью или частично из элементов замещения (никель, титан, железо, хром, ванадий и др.), трудно себе представить при пониженных температурах, так как вакансионная диффузия этих элементов в стали при комнатной и криогенных температурах не происходит. Однако в выполненных нами работах [1] была показана возможность образования деформационно-индуцированных приграничных атомных сегрегаций никеля и аномального деформационного растворения самых разнообразных дисперсных фаз (интерметаллидов, оксидов, нитридов хрома и др.) при 300 К и ниже. В частности, мессбауэровским методом надежно показана возможность растворения интерметаллидов  $Ni_3Ti$  и  $Ni_3Al$  в предварительно состаренных сплавах Fe-36Ni-3Ti и Fe-36Ni-5Al в процессе деформации при 77 К. Это объясняется деформационной генерацией междоузельных атомов (несмотря на высокую энергию их образования) и их миграцию из частицы в матрицу, например, вслед за дислокациями. Как показывают расчеты [1], атомы никеля в междоузельном положении в виде краудина (энергия активации миграции  $E \sim 0.1$  эВ) могут двигаться диффузионным путем (на ощутимое расстояние  $\sim 1$  нм и больше) в поле напряжения дислокаций даже при температуре 77 К, когда вакансии «заморожены». При повышении температуры деформации до 500-600 К, напротив, активизируется вакансионная диффузия, что приводит к аномально ускоренному выделению интерметаллидов. Нами была экспериментально подтверждена миграция междоузельных атомов никеля при 77-160 К в Fe-Ni аустенитных сплавах по изменению электросопротивления в процессе отжига при этих температурах в предварительно деформированных образцах. Подобная ситуация наблюдается и в облученных высокоэнергетическими электронами Fe-Ni сплавах, когда образование междоузельных атомов не вызывает сомнения.

Полученные результаты по аномальному растворению дисперсных фаз при деформации позволили оптимизировать и упростить технологическую цепочку получения дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) реакторных сталей. В частности, в результате растворения поверхностных окислов при обработке в мельнице предварительного окисленного порошка реакторной стали типа 13Cr-2W-Y-Ti и проведения высокотемпературного спекания с выделением упрочняющих иттрий-титановых нанооксидов получены образцы ДУО-стали с высокими прочностными свойствами.

### Литература

1. Сагардзе В.В., Уваров А.И. *Упрочнение и Свойства Аустенитных Сталей*. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.

## КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ, ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ И ДИФфуЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИМЕЖУЗЛИЙ В ОЦК-МЕТАЛЛАХ Fe И V

Д.Н. Демидов<sup>1</sup>, А.Б. Сивак<sup>1</sup>, П.А. Сивак<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия ([Demidov DN@nrcki.ru](mailto:Demidov DN@nrcki.ru))

Диффузия радиационных дефектов, возникающих под нейтронным повреждающим облучением, и их поглощение стоками приводит к эволюции микроструктуры материалов и, как следствие, к изменению их физико-механических свойств. Для построения феноменологических моделей изменения свойств материалов под облучением необходимо



знать характеристики радиационных дефектов. В процессе облучения образуются не только собственные точечные дефекты, но и их кластеры. Одним из самых часто образующихся типов кластеров являются димежузлия: по результатам молекулярно-динамического (МД) моделирования каскадов атомных столкновений в ОЦК-металлах Fe и V от 10 до 20% выживших после окончания каскада собственных межузельных атомов содержатся в димежузлиях.

В настоящей работе, с использованием потенциалов межатомного взаимодействия [1] и [2], проведено МД-моделирование диффузии димежузлий в ОЦК-металлах Fe и V, являющихся основой перспективных конструкционных материалов ядерной техники (ферритно-мартенситные стали, сплавы ванадия). Получены температурные зависимости коэффициентов диффузии димежузлий и их аналитические аппроксимации в температурном диапазоне 200 – 800 К. Полученные температурные зависимости носят неаррениусовский характер и реализуются за счет нескольких механизмов диффузии, преобладающих в разных температурных диапазонах. Методом молекулярной статики определены энергии образования конфигураций димежузлий, обеспечивающих различные механизмы диффузии. Построены кинетические модели диффузии, объясняющие полученные результаты.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (научный проект 18-08-01205-а) с использованием оборудования центра коллективного пользования «Комплекс моделирования и обработки данных исследовательских установок мега-класса» НИЦ «Курчатовский институт», (субсидия Минобрнауки, идентификатор работ RFMEFI62117X0016), <http://ckp.nrcki.ru/>.*

#### Литература

1. В.А. Романов и др., *ВАНТ, Сер. Материаловедение и новые материалы*, **1(66)** (2006) 129
2. В.А. Романов и др., *ВАНТ, Сер. Термоядерный синтез, вып. 2* (2012) 60

## НАКОПЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ, ЛЕГИРОВАННЫХ ФОСФОРОМ И ТИТАНОМ, В ПРОЦЕССЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАМИ, ИССЛЕДОВАННОЕ С ПОМОЩЬЮ ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Д.А. Перминов, А.П. Дружков, В.Л. Арбузов  
ФГБУН Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
([perminov@imp.uran.ru](mailto:perminov@imp.uran.ru))

Одним из материалов, наиболее полно удовлетворяющих требованиям, предъявляемым к конструкционным материалам для ядерных реакторов, являются аустенитные нержавеющие стали и сплавы. Эти сплавы проработаны с технологической точки зрения, обладают хорошими эксплуатационными характеристиками, сравнительно дешевы, их радиационная повреждаемость достаточно тщательно исследована. Однако аустенитные стали и сплавы подвержены радиационно-индуцированному распуханию, что является главным фактором, ограничивающим их применение. Одним из основных методов снижения вакансионного распухания сталей является легирование их малым количеством примесей. В качестве таких легирующих элементов на сегодняшний день

рассматриваются фосфор и титан. Взаимодействуя с точечными дефектами, титан и фосфор могут влиять на подвижность дефектов и, тем самым, на набухание сталей. В сталях, легированных титаном на уровне выше 1 ат.%, в процессе облучения так же может происходить распад твердого раствора и образование выделений вторых фаз (интерметаллидных выделений, карбидов титана. Добавка фосфора в аустенитную нержавеющую сталь может приводить к образованию не когерентных матрице фосфидов типа  $Fe_2P$  и  $Fe_3P$  игольчатой формы. Легирование фосфором и титаном совместно может приводить к образованию сложных фосфидов типа  $FeTiP$ , которые, предположительно являются более стабильными, чем простые фосфиды. Указанные выделения являются эффективными стоками точечных дефектов либо центрами усиленной их рекомбинации.

Таким образом, влияние фосфора и титана на сдерживание набухания может быть обусловлено несколькими причинами. При этом этот эффект будет зависеть от концентрации легирующих элементов, температуры облучения, дозы и других параметров. К сожалению, на сегодняшний день отсутствуют систематические исследования этих эффектов в зависимости от содержания легирующих элементов, исходной микроструктуры сталей и условий облучения. Такие данные могли бы облегчить понимание механизмов влияния легирующих элементов на накопление радиационных дефектов. Следует отметить, что, хотя структурно-фазовые превращения в аустенитных сталях, легированных фосфором и титаном, при термическом воздействии достаточно хорошо изучены, процессы образования сложных фосфидов и их стабильность на сегодняшний день практически не изучались. Кроме того, радиационно-индуцированные структурно-фазовые превращения в сталях, содержащих фосфор, не исследовались. Отсутствие этих знаний не позволяет подобрать их оптимальную структуру, а также прогнозировать их поведение в реальных условиях эксплуатации.

В докладе представлены результаты исследования накопления дефектов в сталях X16N15M3 и X16N15M3T1 на ранних стадиях облучения (до  $10^{-4}$  сна) при температурах 300 К и 573 К, полученные методом позитронной аннигиляционной спектроскопии. Также обсуждаются механизмы влияния фосфора и титана в твердом растворе на поведение точечных дефектов при облучении.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема "Спин" № АААА-А18-118020290104-2), по проекту УрО РАН № 18-10-2-22 при частичной поддержке РФФИ (проект № 18-02-00270).*

## ПЕРВИЧНАЯ РАДИАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ В ОЦК-МЕТАЛЛАХ Fe И V: АНАЛИЗ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ ДАННЫХ

А.Б. Сивак<sup>1</sup>, Д.Н. Демидов<sup>1</sup>, П.А. Сивак<sup>1</sup>, В.М. Чернов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия ([sivak\\_ab@nrcki.ru](mailto:sivak_ab@nrcki.ru))

<sup>2</sup>АО «ВНИИНМ», Москва, Россия

Проведён анализ результатов молекулярно-динамического исследования первичной повреждаемости для различных повреждающих энергий (1, 5, 10, 20, 50 кэВ) и температур (300, 600, 900 К) в ОЦК-металлах Fe и V, являющихся основой перспективных материалов ядерной и термоядерной техники (ферритно-мартенситные стали с ускоренным спадом наведенной активности, малоактивируемые сплавы ванадия).



Рассчитаны зависимости количества пар Френкеля, выживающих после прохождения каскадов атомных столкновений, от температуры и повреждающей энергии. Подобрано аналитическое выражение, аккуратно описывающее расчетные данные в пределах статистических разбросов данных. При повреждающих энергиях выше 10 кэВ количество образованных пар Френкеля составляет ~25 % от НРТ-значений. Повышение температуры снижает количество выживших пар Френкеля (максимальный эффект при повреждающей энергии 2,2 кэВ: 40%-снижение количества пар Френкеля при повышении температуры с 300 до 900 К). Получены распределения кластеров собственных точечных дефектов по размеру.

Обсуждены возможные физические механизмы, лежащие в основе наблюдаемых особенностей поведения рассчитанных зависимостей количества пар Френкеля и распределений кластеров собственных точечных дефектов по размерам.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (научный проект 18-08-01205-а) с использованием оборудования центра коллективного пользования «Комплекс моделирования и обработки данных исследовательских установок мега-класса» НИЦ «Курчатовский институт» (субсидия Минобрнауки, идентификатор работ RFMEFI62117X0016), <http://ckp.nrcki.ru/>.*

## РАДИАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ НАНОЧАСТИЦ $\text{Y-Ti-O}$ В ДУО СПЛАВАХ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ С ЭНЕРГИЯМИ ОСКОЛКОВ ДЕЛЕНИЯ

Е.А. Корнеева<sup>1</sup>, В.А. Скуратов<sup>1</sup>, А.С. Сохацкий<sup>1</sup>, Ж. О'Коннелл<sup>2</sup>, М. Здоровец<sup>3</sup>,  
Я. Ниитлинг<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Лаборатория ядерных реакций им. Г.Н.Флерова, Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия ([skuratov@jinr.ru](mailto:skuratov@jinr.ru))

<sup>2</sup>Национальный ядерный университет МИФИ, Москва, Россия

<sup>3</sup>Университет Дубна, Дубна, Россия

<sup>2</sup>Центр просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, Университет им. Н.Манделы. Порт-Элизабет, Южно-Африканская Республика

<sup>3</sup>Институт ядерной физики, Астана, Казахстан

В настоящем докладе представлены результаты электронно-микроскопических исследований структурных изменений в наночастицах  $\text{Y-Ti-O}$  в ДУО стали ЭП450, облученной тяжелыми ионами высоких энергий в зависимости от флюенса ионов, уровня электронного торможения и температуры облучения. Установлено, что воздействие ионов с энергиями осколков деления в интервале температур 300-1000К приводит к образованию в частицах  $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$  аморфных латентных треков, начиная с порогового значения удельных ионизационных потерь энергии 7,4-9,7 кэВ/нм [1]. Пример ПЭМ изображения треков в наночастицах  $\text{Y}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$  в ДУО стали ЭП450, облученной ионами ксенона с энергий 220 МэВ при 800 К, приведен на рис. 1. Показано, что результатом перекрытия трековых областей является полная аморфизация частиц пирохлора, кристаллическая структура которых не восстанавливается в процессе послерадиационной термической обработки. Зависимость радиуса латентных треков от уровня электронного торможения и температуры облучения удовлетворительно описывается в модели термического пика.

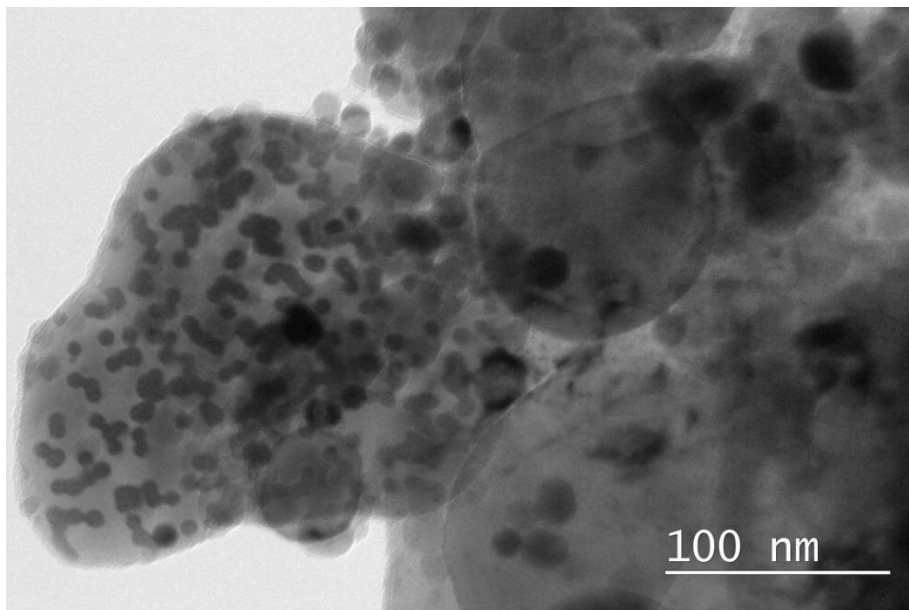


Рисунок 1. Светлопольный ПЭМ снимок частицы  $Y_2Ti_2O_7$  в ДУО стали ЭП450, облученной ионами ксенона  $Xe(220 \text{ МэВ})$  при 800К. Флюенс ионов  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Диаметр трека  $7,2 \pm 1,5 \text{ нм}$ .

### Литература

1. Skuratov V.A., Sohatsky A.S., O'Connell J.H., Kornieieva K., Nikitina A.A., Neethling J.H., Ageev V.S. *J. Nucl. Mater.* **456** (2015) p. 111-114.

## РАДИАЦИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ СТАЛЕЙ X18H10T И X16H12M3T ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 330÷420°C

Е.И. Макаров, В.С. Неустроев

АО «Государственный научный центр — Научно-исследовательский институт атомных реакторов», г. Димитровград, Россия ([neustroev@niiar.ru](mailto:neustroev@niiar.ru))

В настоящей работе приведены результаты исследования радиационной ползучести газонаполненных образцов разной конструкции [1, 2], изготовленных из аустенитных сталей X18H10T и X16H12M3T. Газонаполненные образцы облучались в реакторе БОР-60 в интервалах температуры облучения 330÷350 и 400÷420°C до различных повреждающих доз.

Целью данного доклада является экспериментальное определение закономерностей радиационной ползучести, а также влияния вида напряженного состояния на деформацию ползучести в аустенитных сталях X18H10T и X16H12M3T под действием нейтронного облучения в быстром реакторе БОР-60.

Исследование облученных газонаполненных образцов показало, что с увеличением повреждающей дозы линейно возрастает изменение диаметра газонаполненных образцов. Проведено сравнение влияния сжимающих и растягивающих напряжений на радиационную ползучесть стали X18H10T. Определены модули ползучести на стадии установившейся ползучести для сталей X18H10T и X16H12M3T, которые хорошо

согласуются с модулями ползучести для российских сталей аустенитного класса с основной X18H9 и зарубежных сталей SA 304L и CW316 [3].

Результаты данного исследования использовались в прочностных расчётах выгорodka реакторов ВВЭР-1000 и новых проектов ВВЭР-1200.

### Литература

1. Неустроев В.С., Макаров Е.И., Белозеров С.В., Островский З.Е., *Физика металлов и металловедение*. т.110 (2010), №4, с.412-416.
2. Неустроев В.С., Белозеров С.В., Макаров Е.И., Обухов А.В., *Физика металлов и металловедение*. т.115 (2014), №10, с.1070-1074.
3. Garner F.A., *Materials Science and Technology: A Comprehensive Treatment*, vol.10 A (1994), p. 419–543.

## СОПОСТАВЛЕНИЕ РАЗВИТИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ДЕФОРМИРОВАННОМ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ И ОБЛУЧЕННОМ СПЛАВЕ Fe-36Ni ПОСЛЕ ОТЖИГА

С.Е. Данилов, В.В. Сагарадзе, В.П. Пилюгин, В.Л. Арбузов, А.В. Литвинов,  
В.А. Шабашов, Н.В. Катаева

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
([danilov@imp.uran.ru](mailto:danilov@imp.uran.ru))

Исследован сплав Fe-36Ni в закаленном, облученном электронами при 70 К и деформированном при 77 К состояниях. Показано, что в процессе отжига в интервале температур 70-570 К в данном сплаве происходят аналогичные структурно-фазовые превращения как после предварительного низкотемпературного электронного облучения, так и после предварительной низкотемпературной деформации. Наблюдается миграция междоузельных атомов (70-140 К) и вакансий (180-570 К), которая вызывает фазовые превращения, объясняемые атомным расслоением и упорядочением участков с повышенным содержанием никеля. Обсуждаются механизмы структурно-фазовых изменений при деформации и отжигах.

Цель работы заключалась в резистометрическом обнаружении образующихся при низкотемпературной деформации (77 К) точечных дефектов (междоузельных атомов и вакансий) в модельном аустенитном сплаве Fe-36Ni. Их поведение при отжиге было сравнено с поведением точечных дефектов, полученных при низкотемпературном (70 К) облучении электронами с энергией 5 MeV. Учитывался тот факт, что изменение электросопротивления в процессе отжига деформированного или облученного сплава при 70-140 К связано с миграцией междоузельных атомов, а при температурах 200 К и выше с миграцией вакансий [1-3].

Из экспериментальных данных следует, что в процессе отжига при 70-570 К в предварительно деформированном сплаве Fe-36Ni протекают такие же диффузионные процессы, как при отжиге этого сплава после низкотемпературного электронного облучения: наблюдается миграция междоузельных атомов и вакансий. Поскольку этот процесс для вакансий в сплаве Fe-36Ni обычно происходит в районе 180-240 К, все изменения электросопротивления при более низких температурах связаны со свободной миграцией собственных междоузельных атомов. При более высоких температурах (240-

570 К) наблюдается диссоциация вакансионных комплексов и ускоренное точечными дефектами расслоение твердого раствора.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 14-13-00908).

### Литература

1. Сагарадзе В.В., Шабашов В.А. // ФММ. 2011. Т. 112. № 2. С. 155.
2. Sagaradze V.V., Shabashov V.A., Kataeva N.V., Zavalishin V.A., Kozlov K.A., Kuznetsov A.R., Litvinov A.V., Pilyugin V.P. // Phil. Mag. 2016. V. 96. № 17. P. 1724.
3. Данилов С.Е., Арбузов В.Л., Дружков А.П., Шальнов К.В. // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физика повреждений и радиац. материаловедение. 2000. Вып. 4. С. 3.

## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ И РАДИАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЛЕГИРОВАННОЙ ТИТАНОМ

С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов

ФГБУН Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уро РАН, Екатеринбург, Россия  
([danilov@imp.uran.ru](mailto:danilov@imp.uran.ru))

Радиационные и структурно-фазовые превращения в аустенитной стали Fe-16% Cr-15% Ni-3% Mo в исходном и легированном титаном (0,0%, 0,6% и 1,0%) исследованы методом остаточного электросопротивления при облучениях электронами с энергией 5 МэВ при различных температурах и при изохронном отжиге.

Оценено, что вакансии мигрируют ниже 320 К и образуют кластеры вакансий при облучении. Атомы титана при облучении действуют как кластерные центры зародышеобразования для кластеров вакансий. Двумерные кластеры вакансий (петли) появляются при облучении при 573 К.

Вследствие миграции вакансий при облучении и при диссоциации вакансионных кластеров при изохронном отжиге выше 400 К происходит упорядочение твердого раствора. При температурах выше 700 К благодаря термической диффузии происходит приближение состояния сталей к равновесному состоянию, в том числе и для необлученных сталей. При этом все зависимости электросопротивления от температуры для каждого сплава (облученных при различных температурах и необлученных) сходятся при повышении температуры на единую зависимость, разную для разных сплавов. Это определяется зависимостью равновесного состояния от температуры. Легирование титаном подавляет упорядочение и понижает равновесную зависимость.

Интерметаллиды состава Ni<sub>3</sub>Ti образуются термически выше 850 К, что выражается в снижении электросопротивления ниже исходного уровня. Пересыщение вакансий уменьшается в присутствии частиц интерметаллидов, что соответствует подавлению вакансионного распухания в легированных титаном сплавах.

## СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ X18N9 ПОСЛЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОГО НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В.И. Пастухов<sup>1,2</sup>, В.Л. Панченко<sup>1,3</sup>, И.А. Портных<sup>1</sup>, А.В. Козлов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Акционерное общество «Институт реакторных материалов», г. Заречный, Свердловская область

<sup>2</sup>«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург

<sup>3</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (НИЯУ «МИФИ»), Москва, Россия

Стали типа X18N9 нашли большое применение в реакторах, как на быстрых, так и на тепловых нейтронах. Это обеспечивается уникальным сочетанием конструктивной прочности и коррозионной стойкости, присущими структурному состоянию, формирующемуся при соответствующей термической обработке. Продолжительное нейтронное облучение приводит к структурным изменениям материала на микроуровне, и как следствие это отражается на макро свойствах материала. Одно из требований, предъявляемых к подобному классу материалов, предсказуемость и стабильность их свойств.

Методами сканирующей [1] и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование структурного состояния стали X18N9 после нейтронного облучения в течение 35 лет до максимальной повреждающей дозы 33 сна. Облучение материала происходило в температурном диапазоне (370-460) °С при низких скоростях набора повреждающей дозы. Облучение материала привело к радиационному порообразованию и радиационно стимулированному выпадению карбидов в матрице.

Получены характеристики ансамбля радиационных пор стали X18N9 с максимальной набранной повреждающей дозой после облучения и различных режимов последующей термической обработки материала.

### Литература

1. Pastukhov V.I., *J. Nucl. Mater.*, **v.480** (2016), p.289–300

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА ТЕОРИИ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ

О.В. Огородникова<sup>1</sup>, М. Majerle<sup>2</sup>, В.В. Gann<sup>3</sup>, J. Cizek<sup>4</sup>, P. Hruska<sup>4</sup>, S. Simakov<sup>5</sup>,  
M. Stefanik<sup>2</sup>, B. Zach<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Россия,

<sup>2</sup>Ядерный Физический институт, Чешская Республика,

<sup>3</sup>Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", Украина,

<sup>4</sup>Карлов Университет, Чехия,

<sup>5</sup>Институт по нейтронной физике и технологии реакторов, Германия

Вольфрам (W) является основным материалом, контактирующий с плазмой, для будущих термоядерных реакторов ITER и DEMO. Низко-активированные ферритно-

мартенситные (RAFM) стали являются одними из приоритетных материалов для перспективных конструкционных материалов для будущих ядерных и термоядерных реакторов. В этом отношении фундаментальное понимание радиационных повреждений в W и Fe имеет решающее значение для проектирования материалов в экстремальных условиях, например, для применения в реакторах. Однако, работа на облученных материалах дорога. Для моделирования нейтронно-индуцированных повреждений в ядерных материалах широко используются ионные пучки. Однако не всегда ясно, как соответствуют радиационные повреждения ионным пучком облучению нейтронами с более низкой мощностью дозы и спектром первичных атомов (ПКА). Для моделирования реальных экспериментальных условий облучения реакторных материалов для достоверных прогнозов радиационных повреждений в термоядерных реакторах необходимо установить адекватность получаемых повреждений при различных видах облучения. По этой причине сравниваются радиационно-индуцированные дефекты в W и Fe, создаваемые протонами с энергией 22,5 МэВ и нейтронами с непрерывным спектром до 35 МэВ. Исследование различных распределений радиационно-индуцированных вакансий и вакансионных кластеров различных размеров, создаваемых различными типами облучения, позволяет экспериментально обосновать значение "смещения на атом" (сна) при сравнении различных типов облучения. В данной работе, радиационно-индуцированные дефекты изучены общепринятым методом позитронно-аннигиляционной спектроскопии. Новые экспериментальные данные в сочетании с данными из литературных источников показывают, что классическая Norgett-Робинзон-Торренс (NRT\_dpa) модель хорошо описывает экспериментальные данные для W. С другой стороны, недавно разработанная модель атермической рекомбинации (arc\_dpa) [1] хорошо описывает экспериментальные данные в случае Fe. Причины обсуждаются.

*Авторы благодарны В. Ефимову за рекристаллизацию образцов. Эта работа была частично поддержана чешским научным агентством (проект P108 / 12 / G043) и частично поддержана Российским научным фондом (РНФ), грант № 16-12-10332.*

### Литература

1. К. Нордлунд и соавт. *Природа коммуникации*, **9** (2018), 1-8

## ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕЛИЕВОЙ ПОРИСТОСТИ В ФЕРРИТНО- МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ В ПРОЦЕССЕ ПОСЛЕРАДИАЦИОННОГО ОТЖИГА

Т.В. Нгуен<sup>1</sup>, А.С. Сохацкий<sup>1</sup>, В.А. Скуратов<sup>1</sup>, Е.А. Корнеева<sup>1</sup>, Ж. О'Коннелл<sup>2</sup>,  
М. Здоровец<sup>3</sup>, Я. Ниитлинг<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Лаборатория ядерных реакций им. Г.Н.Флерова, Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия ([nvtiep@jinr.ru](mailto:nvtiep@jinr.ru))

<sup>2</sup>Центр просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, Университет им. Н.Манделы. Порт-Элизабет, Южно-Африканская Республика

<sup>3</sup>Институт ядерной физики, Астана, Казахстан

Как показывают многочисленные исследования развития гелиевой пористости, получаемой в результате высокотемпературного ионного легирования/облучения, в сплавах с введенными в матрицу дисперсными нановключениями вторичных фаз, в



частности, в дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО), распухание обычно значительно меньше, чем в сплавах аналогичного состава без наночастиц, например [1]. Эффект связывают с гетерогенным зарождением газовых пузырьков на границах наночастиц с матрицей и дальнейшим ростом пузырьков уже в закрепленном состоянии, не допускающим их коалесценции. Источник объема для роста закрепленных пузырьков составляют только вакансии радиационного происхождения. Однако, ожидается, что при высокотемпературном отжиге легированных гелием сплавов картина развития газовой пористости будет иной, поскольку рост пор будет контролироваться уже диффузионной доставкой к сливающимся пузырькам термических вакансий от их источников: свободной поверхности, межзеренных границ и незакрепленных дислокаций. Остаточные внутренние микронапряжения, особенно сильные в ДУО сплавах, могут значительно ускорять самодиффузию в градиентах напряжений, тем самым, ускоряя рост пор [2].

Объектами для исследования в этой работе были выбраны ОЦК сплавы: модельный 08X13, экспериментальный X16B2 ДУО (“Cr16ДУО”) и 12X13M2БФР ДУО (“ЭП450ДУО”). Исходное состояние образцов характеризовалось с помощью металлографии, рентгеновской дифрактометрии и ПЭМ. Установлено, что все выбранные сплавы имеют структуру феррита. В сплавах 08X13 и Cr16 ДУО не обнаружено внутренних напряжений, в то время как в сплаве ЭП450ДУО были зафиксированы остаточные микронапряжения, величиной от 310 до 430МПа для разных кристаллографических направлений.

С помощью ионной имплантации при комнатной температуре в образцах были сформированы области равномерного легирования гелием с концентрацией 0.2 и 1ат%, после чего образцы были отожжены при 800°C в течении 30мин. Проведенные ПЭМ исследования показали, что при отжиге в образцах 08X13 и Cr16 ДУО пористость развивается одинаково, причем крупные пузырьки наблюдаются исключительно в зонах, окаймляющих границы зерен, с градиентом к границе. Коалесценция пор в зонах происходит по механизму миграции и слияния. Серединная область зерна оказывается изолированной для поступления в нее вакансий и коалесценции пузырьков в ней не происходит. Относительный объем пузырьков в теле зерна меньше, чем у границы в 6-8 раз в образцах с [He]=0.2ат% и в 4-5 раз при [He]=1ат%. В отожженных образцах ЭП450ДУО с сильными микронапряжениями крупные пузырьки распределены равномерно во всем объеме зерен. Пузырьки декорируют, главным образом дислокации, при этом наблюдается относительно мало пузырьков, которые декорируют наноксиды. Общее газовое распухание ЭП450ДУО значительно больше, чем для образцов 08X13 и Cr16 ДУО. Тем самым, показано, что наличие в ДУО сталях внутренних напряжений оказывает существенное влияние на термический рост в них гелиевой пористости.

### Литература

1. K. Yutani, H. Kishimoto, R. Kasada, A. Kimura, *J. Nucl. Mater.* 367–370 (2007) 423–427.
2. D.G. Martin, *J. Nucl. Mater.* 33 (1969) 23-29

## ЭНЕРГИЯ МИГРАЦИИ ВАКАНСИЙ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

А.В. Козлов, И.А. Портных, О.И. Асипцов

АО «Институт реакторных материалов» г. Заречный, Свердловская обл., Россия  
([kozlov\\_alv@irmatom.ru](mailto:kozlov_alv@irmatom.ru))

Энергия миграции точечных дефектов является одной из важнейших характеристик, в описании диффузионно-контролируемых процессов, протекающих в материалах при нейтронном облучении. В реакторных материалах энергии миграции межузельных атомов составляют, в большинстве случаев,  $0,15 \div 0,30$  эВ, и, при температурах их работы в реакторах БН (выше 600 К), различия в несколько сотых эВ не оказывают существенного влияния на диффузионно-контролируемые процессы (в частности, набухание). Энергии миграции вакансий в реакторных аустенитных сталях превышают 1 эВ и их вариации на сотые эВ существенно влияют на ход подобных процессов, поэтому определение их величины является актуальным. В то же время понятие энергий вакансий в сплавах является некоторым усреднением, и, как корректно его использовать – является неоднозначной проблемой.

Целью работы является разработка процедуры измерения и использования энергии миграции вакансий в сталях и сплавах для описания радиационного набухания.

В работе проведен анализ понятия энергии миграции вакансий в сплавах, в котором показано, что различным видам атомов для перескока к соседний вакантный узел необходима разная энергия. Описана процедура определения энергии миграции компонент сплава с использованием результатов дилатометрических измерений образцов, предварительно облученных в реакторе. Использование процедуры продемонстрировано на ранее полученных результатах дилатометрических исследований образцов оболочек ТВЭЛов из сталей ЧС68 и ЭК164 [1]. В них определены энергии миграции вакансий, когда их перемещение происходит за счет перескока атомов Ni, Fe и Cr.

Средняя энергия миграции вакансий в этих сталях рассчитана таким образом, чтобы общее количество перескоков вакансий было таким же, как суммарное количество перескоков по отдельным элементам.

С использованием средних значений энергий миграции проведен расчет квазистационарных концентраций вакансий и межузельных атомов в сталях ЧС68 и ЭК164 в начале стадии нестационарного набухания.

### Литература

1. Козлов А.В., Портных И.А., Целищев А.В., Шило О.Б., Асипцов О.И. Определение энергии миграции вакансий в оболочечных сталях ЧС68 и ЭК164 // *Металлы*, 2014. №3. с.76-83.

## ЭФФЕКТ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ ГЕЛИЯ В ФЕРРИТНЫХ СТАЛЯХ

А.С. Сохацкий<sup>1</sup>, В.Т. Нгуен<sup>1</sup>, В.А. Скуратов<sup>1</sup>, Е.А. Корнеева<sup>1</sup>, Ж. О'Коннелл<sup>2</sup>,  
М. Здоровец<sup>3</sup>, Я. Ниитлинг<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Лаборатория ядерных реакций им. Г.Н.Флерова, Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия ([sohatsky@jinr.ru](mailto:sohatsky@jinr.ru))

<sup>2</sup>Центр просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, Университет им. Н.Манделы. Порт-Элизабет, Южно-Африканская Республика

<sup>3</sup>Институт ядерной физики, Астана, Казахстан

Воздействие быстрых тяжелых ионов (БТИ) с энергией более 1МэВ/аеm во время их торможения заключается в мгновенном разогреве электронной подсистемы материала



мишени в цилиндрической области вокруг ионного трека. В зависимости от тормозной способности и температуропроводности материала в результате закалочных процессов возможны масштабные структурные изменения, производимые в материале каждым отдельным ионом. Во многих диэлектриках БТИ формируют аморфные треки, диаметром несколько нм, перекрытие которых при достаточной дозе облучения (не более  $10^{13}$  см<sup>-2</sup>) приводит к сплошной аморфизации мишени на глубину пробега ионов. В металлах индивидуальные ионные треки ничем не визуализируются, однако их многократное наложение в ГЦК металлах приводит к образованию хорошо видимых в ПЭМ тетраэдров дефектов упаковки (Cu, Ni). Облучение БТИ ОЦК сплавов на основе Fe не производит в них никаких видимых в ПЭМ структурных дефектов. Тем не менее, образование в ОЦК сталях при облучении БТИ невидимых кластеров точечных дефектов не исключено. Гелиевые пузырьки, получаемые в результате дополнительной ионной имплантации и отжига, предположительно могут служить детектором наличия в материале структурных изменений.

Для эксперимента были взяты образцы: обычной стали 08X13 и порошковой стали, упроченной дисперсными оксидами (ДУО), X15B2 ДУО (“Cr16”) в виде отрезков холоднокатаной ленты, после отжига и нормализации. Структура образцов характеризовалась с помощью металлографии, рентгеновской дифрактометрии и ПЭМ. Было установлено, что образцы имеют структуру феррита, включая ферритно-мартенситную Cr16 (благодаря большому содержанию с ней карбидов  $M_{23}C_6$ ) и не имеют остаточных внутренних напряжений. Половина образцов была облучена ионами Хе с энергией 200МэВ, дозой  $10^{13}$  см<sup>-2</sup>, при комнатной температуре. Затем, с помощью ионной имплантации при комнатной температуре во всех образцах были сформированы области равномерного легирования гелием с концентрацией 1ат%, после чего образцы были отожжены при 800°C в течении 30мин.

ПЭМ исследования показали, что в образцах, не облученных БТИ Хе, гелиевые пузырьки растут при отжиге только в зонах, окаймляющих источники термических вакансий: границы зерен и незакрепленные дислокации, в то время как в образцах, предварительно облученных БТИ Хе, пузырьки не растут нигде. Показано, что рост наблюдаемых пузырьков происходит путем их коалесценции по механизму миграции и слияния, т.е. благодаря самодиффузии. Отсутствие роста пор в облученных ионами Хе сталях связывается с образованием высокой плотности невидимых в ПЭМ кластеров дефектов, препятствующих диффузии вакансий. Данный вывод косвенно подтверждается рентгеновскими измерениями, показывающими определенные структурные изменения в феррите в результате облучения БТИ Хе.





## **II. Материалы для ядерной и термоядерной энергетики, новые подходы к созданию радиационно-стойких конструкционных материалов**

**В настоящее время наиболее важной является проблема создания новых металлических материалов для реакторов деления и синтеза. На секции будет заслушано большое число материаловедческих сообщений по радиационно-индуцированному изменению физико-механических свойств различных (использующихся в настоящее время и перспективных для использования) реакторных материалов. Рассматриваются материаловедческие проблемы высокотемпературной ползучести, распухания ГЦК и ОЦК сталей, радиационного воздействия на аустенитные реакторные стали. Результаты, полученные на реальных реакторных материалах, анализируются, исходя из общих принципов радиационной физики твёрдого тела. Также здесь будут представлены доклады российских и зарубежных учёных, посвящённые результатам исследования влияния оксидного и интерметаллидного старения на структуру и механические свойства высоколегированных конструкционных сталей. Основное внимание будет уделено создаваемым в последнее время сталям, упрочняемым термостойкими оксидами (иттрия, титана, тория).**



## ALLOY DESIGN, MICROSTRUCTURE CHARACTERIZATION AND MECHANICAL PERFORMANCE OF RADIATION-RESISTANT HIGH-ENTROPY ALLOY

Y. Zhang, W.Q. Jiang, Z.W. Zhang

*Key Laboratory of Superlight Materials and Surface Technology, Ministry of Education, College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, China ([zhangyang0115@hrbeu.edu.cn](mailto:zhangyang0115@hrbeu.edu.cn))*

In recent years, one kind of new alloys, high-entropy alloy has received more and more attentions due to its unique structure and excellent properties. Promising properties in hardness, wear resistance, oxidation resistance and corrosion resistance, especially irradiation resistance can be obtained by proper composition design. By using a new design philosophy of high-entropy and low-enthalpy, pure and 0.1wt.%C doped Fe<sub>30</sub>Cr<sub>25</sub>Ni<sub>20</sub>Co<sub>15</sub>Mn<sub>10</sub> high-entropy alloys were designed to further decrease the free energy and enhance the stability. The alloys were prepared using arc melting method. The effects of carbon element on microstructure and mechanical properties of as-cast and annealed CoCrFeMnNi alloy were investigated. XRD results show that all the alloys were single fcc structure. The introduction of carbon element into CoCrFeMnNi alloy led to the formation of carbonization, refined grain and increased the mechanical properties. The effect of annealing on the microstructure and mechanical properties were also investigated, and the annealing temperatures were 800 °C and 1000 °C. After annealing, the anisotropy among RD, ND and TD directions became weaker, and the hardness decreased generally with the increase of annealing temperature. As the annealing temperature increased, the formation of the  $\alpha$ -oriented line texture and the randomization of the grain orientation were caused. The addition of C element affects the formation of annealed twins; the tendency of grain orientation randomization during high temperature annealing is discussed.

*This work was supported by China Postdoctoral Science Foundation Funded Project (2017M620111), NSFHLJ (JC2017012), the High-Tech Ship Research Projects Sponsored by MIIT (K24367), and the Fundamental Research Funds for the Central Universities (HEUCFP201850, HEUCFM181004, HEUCFJ181001 and HEUCFP201703).*

### References

1. J.M. Zhu, H.M. Fu, H.F. Zhang \*, A.M. Wang, H. Li, Z.Q. Hu, *Journal of Alloys and Compounds* **509**, 3476–3480 (2011).
2. Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K.Liaw, Z.P. Lu, *Progress in Materials Science* **61**, 1–93 (2014).

## EFFECT OF HIGH-DOSE NEUTRON IRRADIATION ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM BERYLLIDE

R. Gaisin<sup>1</sup>, V. Chakin<sup>1</sup>, R. Rolli<sup>1</sup>, M. Klimenkov<sup>1</sup>, P. Vladimirov<sup>1</sup>, A. Fedorov<sup>2</sup>, L. Magielsen<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Karlsruhe Institute of Technology, Institute for Applied Materials, Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany ([ramil.gaisin@kit.edu](mailto:ramil.gaisin@kit.edu))

<sup>2</sup>Nuclear Research and Consultancy Group, Westerduinweg 3, Postbus 25, Petten, 1755 ZG, the Netherlands

Beryllium was planned to be used as a neutron multiplier material for the Helium Cooled Pebble Bed (HCPB) blanket concept in the DEMO fusion reactor. However, recent investigations of beryllium pebbles irradiated at high neutron doses show that beryllium demonstrates high swelling, low corrosion resistance in air and steam, high tritium retention behavior. This significant degradation of the properties raises doubts on the use of beryllium in the DEMO blanket. Intermetallic compounds of beryllium such as beryllides show much less swelling under irradiation. Titanium beryllide has higher working temperatures, corrosion resistance and strength as well as lower tritium retention. However, the effect of irradiation at high temperatures with high neutron doses on the structure and properties of titanium beryllide was not sufficiently studied.

In the present study, two kinds of titanium beryllide were investigated. The first kind of Be-7 at.%Ti alloy was received from JAEA, Japan. It was fabricated using the conventional argon melting process. The second kind of Be<sub>12</sub>Ti was fabricated in KIT, Karlsruhe, Germany using powder metallurgy methods such as the hot extrusion and the hot isostatic pressing (HIP). The melted titanium beryllide and the melted pure beryllium were irradiated at temperatures of 438-768°C and neutron damage doses of 23-37 dpa in the HFR, Petten, the Netherlands. Microstructure and microhardness of both irradiated materials were studied using an optical microscope, scanning and transmission electron microscopes. Thermal desorption tests of these irradiated materials were performed with a quadrupole mass-spectrometer and an ionization chamber. In case of titanium beryllide fabricated by powder metallurgy methods, the effect of HIP temperature on microstructure and properties of this material was also investigated.

Microstructure investigations showed, that as-cast irradiated Be-7 at.%Ti has two phases such as pure beryllium and Be<sub>12</sub>Ti. The volume fraction of beryllium in the titanium beryllide, produced by powder metallurgy, is much lower compared to the as-cast beryllide. With increasing HIP temperature, the amount of residual beryllium decreases.

The microstructural studies of the irradiated cast titanium beryllide showed that helium bubbles are mainly located in the beryllium phase, and titanium beryllide has almost no bubbles even after irradiation at the highest temperature. Experiments on thermal desorption showed that the titanium beryllide samples irradiated at temperatures of 525–768°C contain negligible amounts of tritium in comparison with the beryllium phase which has a much higher tritium retention. The possible advantages of the use of titanium beryllide fabricated by powder metallurgy compared to the as-cast beryllide under irradiation are discussed.

## ION IRRADIATION EFFECTS ON NANOCUSTER PRECIPITATION IN STEELS

Z.W. Zhang<sup>1,2</sup>, Y. Zhang<sup>1</sup>, C.T. Liu<sup>3</sup>, X-L. Wang<sup>3</sup>, J.R. Williams<sup>2</sup>, B.A. Chin<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Harbin Engineering University, Harbin 150001, China

<sup>2</sup>Auburn University, Auburn, AL 36849, USA

<sup>3</sup>City University of Hong Kong, Kowloon, Hong Kong

Newly-developed precipitate-strengthened ferritic steels with and without pre-existing nanoscale precipitates were irradiated with 4 MeV protons to a dose of ~5 mdpa at 50°C and subsequently examined by nanoindentation and atom probe tomography (APT). Irradiation-enhanced precipitation and coarsening of pre-existing nanoscale precipitates were observed. Proton irradiation induces the precipitation reaction and coarsening of pre-existing nanoscale precipitates, and these results are similar to a thermal aging process. The precipitation and coarsening of nanoscale precipitates are responsible for the changes in hardness. The observation of the radiation-induced softening is essentially due to the coarsening of the pre-existing Cu-rich nanoscale precipitates. The implication of the precipitation on the embrittlement of reactor-pressure-vessel steels after irradiation is discussed.

## MICROSTRUCTURE, DEFORMATION AND IRRADIATION CHARACTERISTICS OF OXIDE DISPERSION STRENGTHENED ALLOYS FOR NUCLEAR APPLICATIONS

Yinbin Miao<sup>1</sup>, Xiang Liu<sup>2</sup>, James Stubbins<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Materials Scientist, Chemical and Fuel Cycle Technologies Division, Argonne National Lab, Lemont, IL 60439, USA

<sup>2</sup>Research Associate, Advanced Post-Irradiation Examination Department, Idaho National Lab, Idaho Falls, ID 83402, USA

<sup>3</sup>Donald Biggar Willett Professor, Department of Nuclear, Plasma and Radiological Engineering, University of Illinois at Urbana-Champaign, Urbana, IL, 61801, USA  
([jstubbin@illinois.edu](mailto:jstubbin@illinois.edu))

There has been a continuing effort to develop enhanced versions of several types of engineering alloys by strengthening them with a very high number density of very small oxide particles. Most of the recent work has concentrated on ferritic/martensitic ODS alloy development and performance. It is clear that the addition of a fine distribution of nano-oxide dispersoids will provide major improvements in material strength especially at very high temperatures and extend the application temperature range to levels appropriate for advanced nuclear systems. Since the oxide particles are actually ceramics, they should maintain their stability and strengthening capabilities even at very high temperatures. For nuclear applications where atomic displacement damage takes place, the particles also offer a very large amount of internal surface area which can potentially absorb irradiation-induced defects to reduce radiation damage effects.

This process of making metal alloys with dispersed oxide particles has been attempted in a wide variety of metal systems with some success. The current heavy emphasis on developing ODS F/M steels has resulted in a nearly negligible interest in the development of ODS stainless steels. This talk will discuss the possibilities for the development of ODS austenitic steels. Since

austenitic stainless steels are currently used for a wide variety of applications in current nuclear reactors and are slated for use in a number of advanced nuclear fission and nuclear fusion reactor systems, the development of ODS austenitic alloys should be of considerable interest. The research work discusses the oxide dispersoid microstructure and mechanical behavior of this class of new alloys for nuclear applications<sup>1, 2</sup>. The talk will also cover recent results on the irradiation behavior of ODS particles and other microstructural features in the ferritic alloys<sup>3,4</sup>.

*Work supported by DOE INL 120293, DOE-NE NEUP 12-3882, DOE-NE NSUF 08-92, DOE-NE NSUF15-CINR-8305, and DOE-NE NSUF RTE- 15-538*

## References

1. Y. Miao, *Materials Characterization*, **101** (2015) 136-143
2. Y. Miao, et al., *Materials Science and Engineering A*, **639**, (2015) 585-596
3. X. Liu, et al., *Scripta Materialia*, **148** (2018) 33–36.
4. X. Liu, et al., *Scripta Materialia* **138** (2018) 57–61.

## NEW DATA AND INSIGHTS ON PREDICTION OF VOID SWELLING IN AUSTENITIC PRESSURE VESSEL INTERNALS

F.A. Garner

*Texas A&M university, College Station TX*

It is well known that void swelling is an issue that must be addressed for austenitic pressure vessel components, particularly for extended lifetimes of 60 years or more. While there are currently available predictive correlations for swelling of 304 and 316 stainless steel, their applicability to pressure vessel internals of PWRs has not been established, especially as all observed swelling levels in PWRs are somewhat scattered but are less than 1% at the highest doses examined.

The major problem is that these correlations were developed using data from the EBR-II fast reactor which operated at temperatures above 370°C, while most of PWR internals will operate at lower temperatures and with an inherently different type of temperature history, as well as operating under quite different neutron-flux spectra and atomic displacement rates.

The current predictive equation for 304 stainless steel was developed from out-of-core regions in EBR-II fast reactor where the atomic displacement rates are comparable to that of PWR baffle plates, but at very much lower generation rates of helium and hydrogen, which are known influencers of void swelling. Additionally, there is significant scatter in the EBR-II 304 stainless steel data base from which the swelling correlation was derived and the low temperature portion of these data has not been adequately examined since they exist at lower dose levels obtained near the core lower boundary.

The major unresolved question concerning the existing swelling correlation is:

While it is well-known that austenitic stainless steels will eventually swell at a post-transient swelling rate of ~1%/dpa over temperatures and dpa rates characteristic of fast reactors, as assumed in the current swelling correlation, is it reasonable to assume that a similar high swelling rate must occur under PWR-relevant conditions?

This activity involves reanalysis of many earlier data sets involving components of 304 stainless steel. Not all of these data sets have been previously published. Additional data from Russian and British variants of 300 series steels irradiated in fast reactors at lower PWR-relevant temperatures are also used to assess the generality of the derived conclusions concerning low temperature swelling behavior.

The major conclusion of this effort is that while the post-transient onset of ~1%/dpa swelling rate, a



rate sometimes referred to as a "crystal constant", eventually develops over a wide range of temperatures in austenitic steels, there appears to be another previously unrecognized, much lower swelling rate of ~0.06 to 0.07%/dpa that precedes the 1%/dpa regime. This second crystal constant often persists to very high doses, especially at lower irradiation temperatures characteristic of PWR internals.

It therefore appears that the 1%/dpa swelling rate mandated in the current swelling correlation is not destiny and may not apply to most of the steel in PWR internals operating at lower temperatures. This is a very exciting possibility that swelling may not as large an issue in PWRs as previously anticipated.

## SWELLING OF BERYLLIUM UNDER HIGH-DOSE NEUTRON IRRADIATION

V. Chakin<sup>1</sup>, M. Klimenkov<sup>1</sup>, A. Fedorov<sup>2</sup>, L. Magielsen<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Karlsruhe Institute of Technology, Institute for Applied Materials, Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany ([vladimir.chakin@kit.edu](mailto:vladimir.chakin@kit.edu))*

<sup>2</sup>*Nuclear Research and Consultancy Group, Westerduinweg 3, Postbus 25, Petten, 1755 ZG, the Netherlands*

Beryllium possesses unique nuclear physical properties which allow its use as a reflector or moderator in research nuclear reactors and as plasma-facing and neutron multiplier materials in future fusion reactors such as ITER and DEMO. Beryllium transmutes under neutron irradiation into helium and tritium that causes its swelling. The first evidence of beryllium swelling dates back to the late 1950s and to the early 1960s. However, even presently, there are not enough results to describe the swelling phenomenon from the point of view of designers, i.e. to predict the swelling behavior of beryllium under high-dose neutron irradiation. In this study, new experimental results and appropriate correlations of beryllium swelling versus irradiation temperature at 343-1041 K and neutron dose after high-dose neutron irradiation ( $(0.5-8) \times 10^{22} \text{ cm}^{-2}$  ( $E > 0.1 \text{ MeV}$ )) in the SM, BOR-60, and HFR nuclear research reactors are presented. Four kinds of beryllium materials were investigated including two Russian grades TE-56 and TE-400, and the cast beryllium and the beryllium pebbles with 1 mm diameter produced by the rotating electrode method both delivered by NGK, Japan. Swelling was measured using immersion, geometrical, helium pycnometry, and transmission electron microscopy methods.

The type of dose dependence of beryllium swelling depends on the irradiation temperature. After irradiation at 343 K, the swelling increases with different rate depending on the neutron dose, i.e. it has an irregular behavior. However, even at the highest neutron fluence of  $7.7 \times 10^{22} \text{ cm}^{-2}$  ( $E > 0.1 \text{ MeV}$ ), the maximum swelling is not higher than 2.6 %. The increasing irradiation temperature up to 473 K leads to the linear dose dependence of beryllium swelling. The maximum swelling is between 2.6 and 3.4 % at the highest dose of  $6.5 \times 10^{22} \text{ cm}^{-2}$  ( $E > 0.1 \text{ MeV}$ ). After irradiation at 673-713 K, also the linear dose dependence of beryllium swelling occurs. In this case, the maximum swelling reaches 5 % at the maximum neutron fluence of  $8 \times 10^{22} \text{ cm}^{-2}$  ( $E > 0.1 \text{ MeV}$ ). Considering the higher irradiation temperatures of 641-923 K within the fast neutron fluence ranges of  $(0.57-1.81) \times 10^{22} \text{ cm}^{-2}$ , the beryllium swelling demonstrates an almost equal swelling rate for four different irradiation temperatures from this temperature interval. A remarkable increase of the swelling takes place with increasing irradiation temperature from 696 to 1041 K within dose intervals of  $(0.73-1.82) \times 10^{22} \text{ cm}^{-2}$ . At 1041 K, the beryllium swelling is almost 22 %. It can be concluded that beryllium swells with highest rate starting since 800 K. The beryllium swelling shows the similar behavior in the case of low-temperature irradiation (343 K) with the following high-temperature annealing (up to 1073 K), i.e. the sharp increase of swelling starts at 900-1000 K.

The obtained dose and temperature dependences of beryllium swelling can be used by nuclear and fusion reactors designers in the indicated ranges of neutron doses and irradiation temperatures. The use of these dependences outside these ranges is problematic and can be applied only for a rough estimate of the beryllium swelling behavior.

## ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ НА ОХРУПЧИВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

М.В. Лапин, А.А. Сущев, В.Н. Матвиенко, В.А. Горновой, А.А. Зотиков  
РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия ([sushev.and@yandex.ru](mailto:sushev.and@yandex.ru))

В настоящее время на предприятиях атомной отрасли хранится значительное количество деталей из радиоактивных материалов, передать которые на утилизацию не представляется возможным из-за наличия покрытий на их поверхностях. В частности, эти детали могут иметь покрытия на основе титана или алюминия, нанесённые методом конденсации с ионной бомбардировкой [1] или аналогичными методами. Для удаления покрытий с поверхности деталей из радиоактивных материалов в настоящее время наиболее широко применяются «мокрые» способы, основанные на использовании кислот, щелочей, органических растворителей, а также «сухие» способы механической обработки с образованием больших объемов стружки, содержащей радиоактивные материалы. Для снятия тонких металлических плёнок с деталей из радиоактивных материалов предпринимались многократные попытки разработать соответствующие технологии. Однако до сих пор эта проблема остаётся актуальной и не имеет достаточно эффективного решения.

В докладе обсуждаются результаты внедрения технологии удаления алюминиевого покрытия с поверхности деталей из радиоактивных металлов и сплавов, включающем нагрев деталей в вакуумной камере импульсными токами высокой частоты до образования интерметаллидных соединений [2], обработку проводят сверхзвуковым потоком инертного газа, содержащим порошок корунда [3] с контролем полноты удаления покрытия.

Существенным достоинством разработанного способа является то, что при его применении образуются лишь малое количество твердых радиоактивных отходов и, тем самым, в производственных условиях обеспечивается высокий уровень экологической безопасности. Таким образом, решена задача создания универсального «сухого» способа удаления металлических покрытий с поверхностей деталей из радиоактивных металлов и сплавов, который обеспечивает, наряду с существенным уменьшением энергетических затрат и времени обработки каждой детали, высокий уровень экологической безопасности [4]. Для более благоприятных условий удаления тонких покрытий предварительно наносят дополнительное металлическое покрытие, аналогичное удаляемому.

### Литература

1. I. I. Aksenov, A. A. Andreev, *Problems of Atomic Science and Technology*, № 3 (1999), p.242-246.
2. Федюкин В.К., *Термоциклическая обработка: технология, структура и свойства металлических материалов*, Л., ЛФ ИПМаш АН СССР (1991), с.17.
3. А.П.Алхимов, *Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика*, М.:Физматлит, 2009, с. 313.

4. Патент РФ №2640398, МПК G21F9/28, опубл. 09.01.2018 г.

## ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАТОРОВ ВТОРОГО РОДА НА СКЛОННОСТЬ РАСПЛАВА К ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЮ

М.В. Лапин<sup>1</sup>, О.Ю. Шешуков<sup>2</sup>, И.В. Некрасов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия ([Max2046@yandex.ru](mailto:Max2046@yandex.ru))

<sup>2</sup>ИМЕТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Высокие требования, предъявляемые к механическим свойствам и радиационной стойкости материалов, используемых в ядерной энергетике, требуют новых подходов к производству [1]. Приходится учитывать ряд аспектов, которые упускаются в традиционных технологических процессах на металлургических предприятиях, но при должной реализации позволяющих раскрыть заложенный потенциал повышения качества продукции без глубокого изменения технологической схемы. Одним из таких аспектов является процесс модифицирования литой структуры металла введением щелочноземельных и редкоземельных элементов непосредственно перед разливкой. Основным недостатком данной технологии является загрязнение расплава материалами, входящими в состав модифицирующих добавок. Температура расплава перед разливкой не оптимальна с точки зрения эффективности модифицирования, а время до затвердевания расплава недостаточно для удаления внесенных модификаторами неметаллических включений.

В докладе рассматривается влияние модификаторов второго рода на степень переохлаждения железоуглеродистого расплава, проводится обзор предлагаемых производителями модификаторов и обсуждаются результаты внедрения технологии высокотемпературной обработки металла перед вакуумированием [2]. Кроме того, рассматриваются перспективы применения данной технологии при выплавке ответственных марок сталей для нужд атомной промышленности.

В рамках данной работы основной фокус внимания сосредоточен на сплавах силикокальция с добавкой Ва, Се и La, как одних из наиболее активно применяющихся на серийных предприятиях. Были использованы близкие по химическому составу модификаторы, как выплавленные по стандартной технологии, так и быстроохлажденные «чипсовые» сплавы. Проведен анализ фракционного, фазового и химического составов модификаторов. Для определения влияния модификаторов на степень переохлаждения проводилась серия экспериментов, направленных на выявления оптимального количества вводимого модификатора в пересчете на тонну стали. Основным методом исследования склонности расплава к переохлаждению являлось определение гистерезиса кинематической вязкости в режимах нагрева и охлаждения т.к. вязкость является одной из наиболее характерных структурно-чувствительных характеристик жидкости, и ее изучение, наряду с исследованием других физико-химических свойств, открывает возможности для установления структуры металлических расплавов, природы и сил взаимодействия между компонентами в сплавах [3].

### Литература

1. V.N. Voyevodin, *Problems of atomic science and technology*, Rev.2 (2007).
2. Патент РФ 2535428, МПК C21C7/00, опубл. 20.09.2014 г.
3. Шешуков О.Ю., Лапин М.В. и др., *Черная металлургия*, № 8 (2014), с. 31.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ

С.Н. Лучко<sup>1</sup>, А.В. Макаров<sup>1</sup>, В.А. Шабашов<sup>1</sup>, К.А. Козлов<sup>1</sup>, В.В. Сагарадзе<sup>1</sup>,  
А.Е. Заматовский<sup>1</sup>, Е.Г. Волкова<sup>1</sup>, А.Л. Осинцева<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
([serojaluchko@gmail.com](mailto:serojaluchko@gmail.com))

<sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Разработка высокоазотистых сталей ферритного и аустенитного классов является актуальным направлением современного металловедения высокопрочных материалов. Ранее было исследовано влияние больших пластических деформаций, реализуемых методом сдвига под давлением (СД) при комнатной температуре на структуру фазовый состав и механические свойства высокоазотистой стали 08X22ГА1,24 после закалки и различных режимов высокотемпературного старения при 650°C, формирующих ферритную ( $\alpha$ -ОЦК) структуру металлической матрицы с нитридами хрома [1]. Целью данной работы явилось изучение влияния температуры деформации СД (-196°C, 20°C и 200°C) на структуру, фазовый состав и микромеханические характеристики высокоазотистой стали после закалки и высокотемпературного старения при 650°C (2,5ч).

Методами мессбауэровской спектроскопии и трансмиссионной электронной микроскопии установлено, что в стали в результате старения при 650°C (выдержка 2,5ч) из обедненной азотом  $\gamma$ -фазы формируется перлитоподобная структура с прослойками  $\alpha$ -фазы (феррита) и образуются тонкие протяженные вторичные нитриды Cr<sub>2</sub>N вследствие выделения из аустенита азота и хрома, стабилизирующих  $\gamma$ -фазу. В условиях холодной деформации при комнатной температуре в матрице состаренной стали со структурой аустенита наблюдается увеличение содержания азота в состоянии твердого раствора внедрения, а в структуре феррита – увеличение содержания хрома в твердом растворе замещения  $\alpha$ -фазы [2]. В феррите стали, состаренной при 650°C и содержащей нитриды хрома Cr<sub>2</sub>N, при снижении температуры деформации СД от 200°C до -196°C происходит увеличение содержания хрома в ОЦК-матрице от исходных 18,5 ат. % до 19,3, 19,8, и 21,9 ат. % соответственно, вследствие растворения нитридов хрома и ослабления активности деформационного старения.

Измерениями микротвердости по методу остаточного отпечатка индентором Виккерса установлено также, что при увеличении температуры деформации СД от -196°C до 200°C происходит более эффективное упрочнение (от ~854 до ~988 HV<sub>0,025</sub> соответственно). Измерения микромеханических свойств высокоазотистой стали так же показали небольшой рост твердости вдавливания: от  $H_{IT}$ =8,7 ГПа для деформации СД при -196°C до  $H_{IT}$ = 10,3 ГПа для деформации СД при 200°C.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 и в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 15-9-12-45).*

### Литература:

1. Макаров А.В., Лучко С.Н., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Литвинов А.В. Структура, фазовый состав и микромеханические характеристики высокоазотистой аустенитной стали после высокотемпературного старения и деформации сдвигом под давлением //

Вектор науки ТГУ. 2017. №4 (42). С. 59–66.

2. Шабашов В.А., Макаров А.В., Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Заметовский А.Е., Волкова Е.Г., Лучко С.Н. Деформационно-индуцированное растворение и выделение нитридов в аустените и феррите высокоазотистой аустенитной стали // *ФММ*, **119**, № 2, 193 (2018).

## ВЛИЯНИЕ ЦЕМЕНТАЦИИ В ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА УПРОЧНЕНИЕ И КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

П.А. Скорынина<sup>1</sup>, А.В. Макаров<sup>1,2</sup>, А.И. Меньшаков<sup>3</sup>, Н.В. Гаврилов<sup>3</sup>, А.Л. Осинцева<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([polina.skorynina@mail.ru](mailto:polina.skorynina@mail.ru))  
<sup>2</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
<sup>3</sup>Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Существенными недостатками аустенитных хромоникелевых сталей являются низкие прочностные свойства и склонность к адгезии при трении, которые не улучшаются термической обработкой. Это ограничивает возможность применения аустенитных сталей в областях, где кроме обеспечения коррозионной стойкости необходимы высокие прочностные свойства и износостойкость. Низкотемпературная (ниже 500°C) плазменная цементация позволяет совместить улучшение механических и коррозионных свойств аустенитных хромоникелевых сталей [1]. В работе рассмотрено влияние цементации в плазме электронного пучка в интервале температур 350-500°C на концентрацию углерода, фазовый состав, упрочнение и шероховатость поверхности хромоникелевой аустенитной стали 04X17H8T.

Цементация при всех температурах обеспечивает одинаковый уровень упрочнения (1100-1110 HV 0,025) поверхностного слоя аустенитной стали. Эффективное упрочнение обусловлено повышенным содержанием углерода в  $\gamma$ -фазе при всех температурах цементации и формированием фазы Fe<sub>3</sub>C при T<sub>ц</sub>=350-450 °C, карбидов хрома Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> при T<sub>ц</sub>=350, 450, 500 °C, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> при T<sub>ц</sub>=400 и 500 °C. При понижении температуры цементации глубина упрочненного слоя также снижается, в связи с уменьшением скорости диффузии углерода. После цементации концентрация углерода в слое глубиной ~60 мкм достигает 1,28-2,23 мас. %.

Методом оптической профилометрии установлено ухудшение качества электрополированной поверхности, имеющей исходную шероховатость Ra=40 нм, в результате проведения цементации при T<sub>ц</sub>=400-500°C: значения параметра шероховатости Ra возрастают до 755-1420 нм. Цементация при T<sub>ц</sub>=350°C не приводит к существенному ухудшению качества электрополированной поверхности: значения параметра шероховатости возрастают лишь до Ra=195 нм. Однако цементация закаленной аустенитной стали при данной температуре обеспечивает наименьшую глубину упрочненного слоя. Для увеличения скорости диффузии углерода в объем модифицируемого материала и, соответственно, повышения глубины упрочненного слоя, при T<sub>ц</sub>=350 °C, перспективным может оказаться проведение перед химическим модифицированием деформационного наноструктурирования поверхностного слоя.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00561\_мол\_а и в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1 и ФАНО России по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 (проект № 18-10-2-*



39).

**Литература**

1. Ma F., Pan L., Zhang L. J., Zhu Y. F., Li P., Yang, M., *Materials Research Innovations*. V. 18 (2014), 1023.

**ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ**

Н.В. Катаева<sup>1</sup>, В.В. Сагарадзе<sup>1</sup>, А.В. Павленко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,  
(kataeva@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», г. Снежинск, Россия

Аустенитная сталь X20H6Г11M2АФБ с 0.4 мас.% азота после закалки с прокатного нагрева, а также после закалки от 1100 °С и холодной деформации на 15 %, обладает высокими механическими свойствами, повышенными характеристиками износостойкости и сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН), что свидетельствует о возможности ее использования в качестве плакирующего материала корпусных сталей арктических судов.

Методами металлографии, трансмиссионной электронной микроскопии и EBSD анализа выполнено исследование структурно-фазовых превращений при различных скоростях и температурах ударно-волнового нагружения в корпусной аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ.

В работе показано отсутствие рекристаллизации при разогреве образцов в условиях деформации со скоростями 471 и 904 м/с. В процессе ударной деформации в исследованной стали наблюдалось повышение плотности дислокаций и развитие прямого мартенситного превращения с образованием  $\epsilon$ -мартенсита с ГПУ решеткой. Если в процессе ударно-волнового нагружения происходил разогрев образцов выше 150-300 °С, то в стали должно развиваться обратное мартенситное превращение  $\epsilon \rightarrow \gamma$  с исчезновением кристаллов  $\epsilon$ -фазы. Появление в аустенитных зернах темных хорошо ограниченных полос с повышенной плотностью дислокаций, которые имеют ту же ГЦК решетку и ориентацию, как аустенитная матрица, свидетельствует о развитии циклического превращения  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$  в процессе ударного воздействия. Формирование внутри аустенитных зерен вытянутых участков с повышенной плотностью дислокаций (до  $8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), которые имеют ту же ГЦК решетку, как аустенитная матрица, свидетельствует о развитии обратного  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращения при ударном воздействии с возникновением участков, упрочненных фазовым наклепом. Увеличение скорости ударно-волнового нагружения от 471 до 904 м/с при исходной комнатной температуре приводит к дополнительному разогреву образцов и вызывает активизацию обратного  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращения с наследованием дислокаций.

Работа выполнена по темам «Структура», № АААА-А18-118020190116-6 и «Давление» № АААА-А18-118020190104-3. Электронно-микроскопические исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН.

## ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛИ 12X18H10T В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И ИМИТАЦИОННЫХ РАСТВОРАХ РАДИОАКТИВНЫХ СУСПЕНЗИЙ ЕМКОСТЕЙ-ХРАНИЛИЩ ВЫСОКОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ

М.А. Литвинова, В.П. Леликов, А.А. Мальцев  
ФГУП «ПО «Маяк», г. Озерск, РФ ([cpl@po-mayak.ru](mailto:cpl@po-mayak.ru))

Целью работы являлось исследование коррозионной стойкости стали марки 12X18H10T, как наиболее близкой по своему составу, физико-механическим свойствам и коррозионной стойкости к стали 08X18H9T, использованной для облицовки емкостей-хранилищ высокоактивных отходов завода РТ-1. Исследования проводили в технологических растворах и растворах, имитирующих по составу технологическую среду хранилищ.

Химический состав всех имитационных растворов соответствовал усредненному составу содержимого емкостей-хранилищ. При испытаниях стали 12X18H10T в имитационных условиях и изучении влияния концентрации хлорид- и гидроксид-ионов, температуры и продолжительности испытаний в растворе варьировались массовые концентрации NaOH от 0 до 150 г/дм<sup>3</sup> и NaCl от 1 до 6 г/дм<sup>3</sup>, а влияние температуры изучалось при 20, 60 и 95 °С при продолжительности испытаний двадцать пять часов для каждой температуры.

Исследования в имитационных растворах показали, что при заданных условиях сталь 12X18H10T обладает высокой коррозионной стойкостью. Только в первых циклах наблюдали повышение скорости коррозии на отдельных образцах, но эти потери массы были связаны с наличием поверхностных дефектов на образцах. В дальнейшем скорость коррозии стали 12X18H10T оставалась на незначительном уровне.

Исследование коррозионной стойкости стали марки 12X18H10T в реальных технологических средах емкостей-хранилищ завода РТ-1 проводилось на образцах-свидетелях с общим временем экспозиции 17520 часов (730 суток).

Проведенные исследования коррозионной стойкости стали 12X18H10T в технологических средах емкостей-хранилищ показали, что средняя скорость коррозии образцов-свидетелей из нержавеющей стали марки 12X18H10T в контакте с технологическими средами емкостей-хранилищ составила не более 0,44 мкм/год за период с 2014 по 2016 годы.

Полученная скорость коррозии с учётом особенностей проведения испытаний незначительна применительно к условиям эксплуатации технологического оборудования из коррозионностойких сталей, работающих с радиоактивными средами.

Результаты проведённых исследований показали высокую коррозионную стойкость стали 12X18H10T в имитационных и технологических растворах емкостей-хранилищ. На основании этого можно сделать вывод, что конструкционный материал облицовки емкостей-хранилищ завода РТ-1 – сталь марки 08X18H9T, близкая по своим физико-химическим показателям к стали 12X18H10T, также сохраняет устойчивое пассивное состояние в реальных технологических условиях хранения высокоактивных отходов.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ СПЛАВА ПЕРЕМЕННОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

С.В. Барсанова, М.В. Евсеев, В.И. Пастухов, Р.П. Карагерги  
*Акционерное общество «Институт реакторных материалов»*

При прогнозировании срока эксплуатации ядерных энергетических установок типа ВВЭР одной из основных задач является оценка сопротивления хрупкому разрушению (СХР) и расчет критической температуры хрупкости ( $T_K$ ) материала корпуса реактора. В зонах сварного соединения корпуса реактора с антикоррозионной наплавкой наблюдается химическая и структурная неоднородность материала, включая металл корпуса, сварной шов, зону термического влияния сварки и металл антикоррозионной наплавки. Имея такую неоднородность, эти зоны становятся наиболее чувствительными к радиационному охрупчиванию, которое приводит к смещению критической температуры хрупкости в сторону более высоких температур и деградации механических свойств. Поэтому, для адекватной оценки СХР металла границы сплавления основного металла и антикоррозионной наплавки необходимо проведение исследований материала таких зон, как в исходном состоянии, так и после облучения.

В докладе представлены экспериментальные данные исследования слитка ЭШП с переменным химическим составом, который моделирует границу сплавления материала корпуса реактора (сталь 15Х2НМФА) и материала антикоррозионной наплавки (сталь 08Х25Н13ГУ). Заготовка для исследования получена путем электрошлакового переплава электродов из разнородных материалов. Нижняя часть слитка состоит из перлитной стали, а верхняя - из аустенитной. Между этими зонами находится металл переходного состава. Полученная заготовка по высоте была разделена на 10 частей (зон) с переменным химическим составом и структурой.

Целью данной работы являлось определение критической температуры хрупкости образцов сплавов переменного химического состава. Исследование экспериментального слитка ЭШП проводилось методом ударных испытаний малогабаритных образцов с надрезом типа Шарпи и размерами 3,3х3,3х26 мм. Испытания проводились на маятниковом копре при различных температурах (от -130 до 250°C). Для образцов из различных зон слитка были получены сериальные кривые ударной вязкости (КСУ), доли вязкого излома ( $V$ ) и относительного уширения образца ( $\delta_B$ ) в зависимости от температуры испытаний. Были проведены фрактографические исследования для определения доли вязкого разрушения. На основе этих данных были рассчитаны значения критической температуры хрупкости материала в исходном состоянии ( $T_{K0}$ ). Так же были проведены кратковременные механические испытания и определено изменение твердости по длине слитка.

В работе сделан вывод о возможности применения данной методики определения критической температуры хрупкости для образцов переменного химического состава после облучения и прогнозирования работоспособности корпусных сталей.

### Литература

1. Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П., Погорелов Е.В., Кощев К.Н., Барсанова С.В. Оценка сопротивления хрупким разрушениям металла переменного химического состава технологической модели границы сплавления «основной металл – металл антикоррозионной наплавки» корпусов ВВЭР // *Межотраслевая научно – техническая конференция «Реакторные материалы атомной энергетики»*, г. Сочи, 2018.

2. Аносов Н.П., Скоробогатых В.Н., Гордюк Л.Ю., Михеев В.А., Погорелов Е.В., Шамардин В.К. Сопротивление хрупким разрушениям корпусной стали ВВЭР в исходном состоянии // *Известия вузов. Ядерная энергетика*. – 2018. – №1 – С. 134 –145.



3. Дуб А.В, Скоробогатых В.Н., Аносов Н.П., Гордюк Л.Ю., Зубченко А.С., Шамардин В.К. Статистическое моделирование реалистичной оценки радиационного охрупчивания корпусных материалов ВВЭР–1000// *ВАНТ. Сер.: Физика ядерных реакторов* – 2016. – Вып. 2. – С. 24–41.

4. Карзов Г.П., Теплухина И.В. Материаловедческие аспекты новых принципов повышения эксплуатационных характеристик теплоустойчивых сталей для корпусов АЭУ и их практическая реализация // *ВАНТ. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (97)*– 2011. – Вып. 2. – С. 46–53.

5. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок // Госатомэнергонадзор СССР. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 525 с.

6. ГОСТ 9454-78. Металлы. Методы испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М.: Издательство стандартов, 1994. – 26 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОТОЧНОЙ МОДЕЛИ НА РЕШЕТКЕ

Е.А. Мешков<sup>1</sup>, И.И. Новоселов<sup>1</sup>, А.В. Янилкин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГУП «ВНИИА им. Н.Л. Духова», Москва, Россия ([evgenij.meshkov@gmail.com](mailto:evgenij.meshkov@gmail.com))

На сегодняшний день одним из перспективных классов металлических материалов являются высокоэнтропийные сплавы (ВЭС). Эти материалы содержат четыре или более главных компонентов, концентрации которых составляют от 5 до 35 ат.% [1]. Было показано, что некоторые ВЭС обладают отличными механическими свойствами (высокая пластичность, высокая прочность на растяжение, твердость), а также высокую сопротивляемость к радиационно-индуцированным процессам деградации (слабое набухание, упрочнение, сегрегация компонентов) [2]. Поэтому ВЭС рассматривают в качестве перспективных радиационно-стойких материалов.

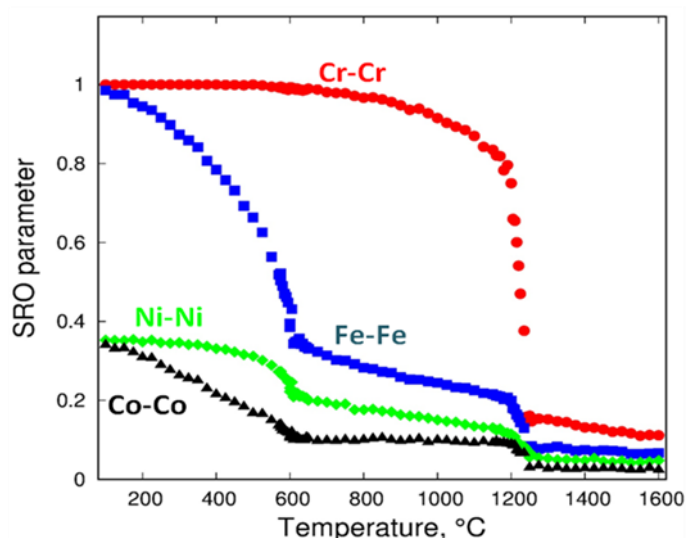


Рис.1 Температурная зависимость параметра порядка для компонентов CoCrFeNi

В данной работе исследовалось локальное упорядочение атомов в высокоэнтропийном сплаве CoCrFeNi с помощью потенциалов, созданных с использованием алгоритмов машинного обучения [3], в широком интервале температур. Первопринципные расчёты использовались для построения потенциалов (MLIP), которые в дальнейшем применялись в расчётах методом кинетического Монте-Карло. Результаты исследования локального упорядочения в CoCrFeNi представлены на рис. 1. На данном рисунке по оси ординат отложен параметр порядка (SRO), который численно характеризует образование в системе неупорядоченного твердого раствора ( $SRO \approx 0$ ), подрешёток ( $SRO \approx 1$ ) или кластеров ( $SRO < 0$ ). Согласно полученным данным, в исследуемой системе с ГЦК решеткой образуются простые кубические подрешётки железа (синие квадраты) и хрома (красные круги) при температурах до 600 °С и 1230 °С соответственно.

Полученные результаты согласуются с ранее опубликованными экспериментальными и теоретическими данными [4]. Однако впервые определена температурная область существования подрешёток железа и хрома. Эти результаты могут быть использованы для определения причин радиационной стойкости сплавов этого класса.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00736.*

### Литература

1. Yeh J. W., *Advanced Engineering Materials* т.6 (2004), № 5, с. 299-303.
2. Jin K., *Scripta Materialia*. т. 119 (2016), с. 65-70.
3. Shapreev A., *Computational Materials Science* т. 139 (2017), с. 26-30.
4. Niu C., *Applied Physics Letters* т. 106 (2015), № 16, с. 161906.

## МАЛОАКТИВИРУЕМЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ ДЕЛЕНИЯ И СИНТЕЗА – СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ СУЩЕСТВЕННОГО ПОВЫШЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

В.М. Чернов<sup>1,2</sup>, М.В. Леонтьева-Смирнова<sup>1,2</sup>, М.М. Потапенко<sup>1</sup>, Д.А. Блохин<sup>1</sup>,  
К.А. Мороз<sup>1</sup>, А.Н. Тюменцев<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>АО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва, Россия ([VMChernov@bochvar.ru](mailto:VMChernov@bochvar.ru))

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет - МИФИ, Москва, Россия.

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия.

<sup>4</sup>Томский государственный университет, Томск, Россия.

Создание крупно-масштабной ядерной и термоядерной энергетики в условиях требований повышения эффективности и безопасности ядерных реакторов деления (выгорание топлива быстрых реакторов более 15 % т.а.) и синтеза (1 ГВтэ) и реализации полного замкнутого ядерного топливного цикла с переработкой (рециклированием) и дальнейшим использованием облученных топливных и конструкционных материалов (КМ) при минимизации радиоактивных отходов (РАО) выдвигает новые требования к КМ. Эти требования для КМ определяют соответствующие радиационные нагрузки более 150 сна-Fe, существенное расширение температурных, механических и радиационных диапазонов применения и существенное сокращение сроков переработки

(рециклирования) и повторного использования облученных КМ (менее 100 лет после облучения). Нужны количественные физико-химические модели радиационной деградации структуры и функциональных свойств КМ (изделий) и определение критических уровней такой деградации, запрещающих эксплуатацию реакторов. Новые КМ должны превосходить по своим функциональным свойствам имеющиеся и разрабатываемые КМ (стали и сплавы) (сильноактивируемые, время охлаждения после облучения более 1000 лет) и обеспечивать существенные возможности дальнейшего повышения энергетической эффективности и безопасности инновационных реакторов деления и синтеза. Требования к новым КМ могут быть реализованы на классе малоактивируемых (с быстрым спадом активности) КМ (МАКМ): ферритно-мартенситных сталях (ФМС) системы Fe-Cr-W-V-Ta и сплавах ванадия систем V-Ti-Cr и V-Cr-W-Ta-Zr. В значительной мере проблемы выбора, создания и дальнейших модификаций структур и свойств МАКМ определены и для их создания и изготовления использовано практически всё имеющееся научное и технологическое знание о структурах и свойствах при внешних воздействиях разной природы и интенсивности (термических, механических, радиационных). Уже полученные МАКМ - ФМС (промышленное производство) и сплавы ванадия (опытно-промышленное производство) - могут обеспечить требования для ядерных реакторов деления и синтеза ближайшего будущего, но обеспечить инновационные энергетические реакторы деления и синтеза нового поколения в полной мере не смогут. Для МАКМ нового поколения наиболее потенциально пригодными являются сплавы ванадия. Требуются значительные дальнейшие теоретические и экспериментальные научные и материаловедческие исследования МАКМ, включающие оптимизацию композиционных составов и режимов термо-механических (ТМО) и химико-термических (ХТО) обработок, высокодозные (более 100 сна-Fe) радиационные испытания (быстрые реакторы, мощные нейтронные источники термоядерных нейтронов). Особенно важными и актуальными становятся испытания «в процессе» нейтронного облучения.

Сплавы ванадия отличаются от ФМС по своим свойствам как более технологичные, тугоплавкие (температура плавления 1910 С), немагнитные, высокотеплопроводные, не полиморфные и имеют простые и стабильные режимы ТМО и ХТО и разрабатываются как альтернатива всем типам ФМС. ФМС (температура плавления 1540 С, ферромагнитные, полиморфные, высокая чувствительность структурно-фазовых состояний и полиморфных превращений к композиционным составам и режимам ТМО) практически исчерпали свои потенциальные функциональные свойства для применения в ядерных реакторах деления и синтеза.

Рассмотрены направления исследований и полученные результаты для разрабатываемых и изготавливаемых в России (АО «ВНИИНМ») МАКМ, как высокотехнологических радиационно-стойких жаропрочных и жаростойких КМ для активных зон энергетических реакторов деления (быстрых) и синтеза:

- ФМС типа ЭК-181 (RUSFER-EK181, Fe-12Cr-2W-V-Ta-B, промышленное производство).

- Сплавы ванадия систем V-Ti-Cr (основной сплав V-4Ti-4Cr, опытно-промышленное производство) и V-Cr-W-Zr-C (более жаропрочные и жаростойкие сплавы ванадия, опытное производство).

Приведены результаты материаловедческих и технологических разработок и исследований физико-механических, коррозионных, тепло-физических и ядерно-физических свойств. Ядерные физические свойства (первичная радиационная повреждаемость, поглощение нейтронов, активация, трансмутация, газообразование, мощность эквивалентной дозы, радиоактивность, энерговыделение и изотопный вклад) определены (расчетный комплекс ACDAM-2.0) для нейтронных спектров быстрых

реакторов БН-600, БРЕСТ-ОД-300, БН-1200, МБИР и термоядерного реактора РФ-ДЕМО (проект НИЦ «Курчатовский институт») при длительном облучении и длительном охлаждении после облучения.

Рассмотрены вопросы определения (уточнения) физических закономерностей и механизмов формирования структур и свойств и их изменений при нейтронных воздействиях в КМ разных кристаллических классов (ГЦК, ОЦК) и построения соответствующих физико-химических моделей и возможностей моделирования. Такие исследования имеют целью сделать обоснованное и понятное прогнозируемое поведение МАКМ (изделий) в радиационных условиях, которые имеющимися экспериментальными данными не перекрываются (особенно для энергетических реакторов синтеза). Требуются дальнейшие исследования физико-химических механизмов формирования структурно-фазовых состояний и функциональных свойств МАКМ в их синергетической связи с реальными структурами, напряженно-деформированными состояниями и условиями нейтронного облучения – прочности, пластичности (ползучести), разрушения, распухания (нераспухания), низкотемпературного охрупчивания, хрупкого и усталостного разрушения, др. Требуются дальнейшие исследования технологических вопросов при изготовлении МАКМ (изделий) и режимов их ТМО и ХТО – большие слитки, механическая обрабатываемость, большие деформации, технологическая пластичность, масштабные эффекты, др.

Комплексные ориентированные теоретические, расчетные и экспериментальные материаловедческие исследования, включающие высокодозные (более 100 сна-Fe) и «в процессе» нейтронного облучения (быстрые реакторы, мощные источники термоядерных нейтронов) и обеспечивающие получение (уточнение) нового знания о закономерностях и механизмах радиационного формирования исходных и радиационных структур и функциональных свойств и их физико-химических количественных моделях, будут эффективным путем для своевременного промышленного создания МАКМ и их безальтернативного применения в инновационных ядерных энергетических реакторах деления (быстрых) и синтеза нового поколения.

## НОВЫЙ ПОДХОД К ПОВЫШЕНИЮ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

А.В. Макаров<sup>1</sup>, Н.Н. Соболева<sup>2</sup>, И.Ю. Малыгина<sup>2</sup>, М.С. Гибзун<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
([av-mak@yandex.ru](mailto:av-mak@yandex.ru))

<sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Покрытия из коррозионностойких хромоникелевых сплавов находят широкое применение для улучшения качества различных изделий, в том числе эксплуатируемых в условиях значительного нагрева (валки и ролганги в станах горячей прокатки, штампы горячего деформирования, стенки кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок, детали теплообменных аппаратов, турбин, твердотопливных котлов и др.). В связи с этим важной задачей является поиск путей повышения термической стабильности структуры и свойств хромоникелевых сплавов.

Для NiCrBSi покрытий, сформированных газопорошковой лазерной наплавкой, обнаружено значительное снижение прочности и трибологических свойств при нагреве до

900-950 °С. Однако отжиг при температурах 1000-1075 °С способствует резкому улучшению свойств до уровней, соответствующих или даже превышающих характеристики исходного покрытия, сформированного лазерной наплавкой. Это обусловлено формированием в процессе отжига и последующего охлаждения высокопрочного износостойкого каркаса из крупных карбидов и боридов хрома. Сформированная структура является термически устойчивой и, как следствие, обладает повышенными твердостью и абразивной износостойкостью при нагреве вплоть до температуры отжига [1, 2]. Уменьшение скорости охлаждения от температуры отжига позволяет дополнительно существенно повысить износостойкость сплава. Высокотемпературный отжиг покрытия обеспечивает снижение в 1,8 раза интенсивности изнашивания в условиях трения скольжения при скоростях скольжения 6,1 и 9,3 м/с, когда температура фрикционного нагрева поверхностного слоя достигает ~900 °С и выше. Сформированная в результате отжига структура с крупными боридами и карбидами хрома ограничивает развитие процессов теплового схватывания и пластического оттеснения, обеспечивая рост фрикционной теплостойкости NiCrBSi сплава.

На основе обнаруженного эффекта повышения механических и трибологических характеристик наплавленных лазером NiCrBSi покрытий в результате отжига предложен новый подход к повышению термической устойчивости хромоникелевых сплавов до температур 1000 °С и более, включающий формирование покрытия и последующий высокотемпературный отжиг при температурах 1000-1075 °С (патент РФ № 2492980) [3]. Предложенный новый подход открывает уникальные возможности более широкого высокотемпературного использования хромоникелевых сплавов.

*Работа выполнена в рамках государственных заданий ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6 и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4.*

#### **Литература**

1. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л., *Металловедение и термическая обработка металлов.* №3 (2015), с.39-46.
2. Макаров А.В., Соболева Н.Н. *Перспективные материалы: Учебное пособие. Т. VII,* под ред. Д. Л. Мерсона, Тольятти, ТГУ, 2017, с.167–240.
3. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л., Патент РФ № 2492980. *Опубл. в БИМП.* № 26 (2013).

## **ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ УПРОЧНЯЮЩЕЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ**

М.С. Гибзун<sup>1</sup>, Н.В. Лежнин<sup>1</sup>, А.В. Макаров<sup>1,2</sup>, С.Н. Лучко<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, ([nlezhnin@bk.ru](mailto:nlezhnin@bk.ru))  
<sup>2</sup>ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Параметры поверхностного слоя оказывают существенное влияние на эксплуатационные характеристики материалов, такие как износостойкость, коэффициент трения, усталостные свойства. Преимуществами поверхностных деформационных обработок являются: возможность совмещения с финишной обработкой деталей, простота реализации в промышленном масштабе, низкая стоимость и экологичность.

Цель настоящей работы - провести оценку влияния режимов и среды предложенной авторами ультразвуковой ударно-фрикционной обработки (УУФО) на эффективность обработки и шероховатость поверхности.

Нормализованную от 950 °С сталь 09Г2С подвергали УУФО полусферическим твердосплавным индентором диаметром 6 мм с приложением статической нагрузки 147 Н (15 кг) под углами 90°, 80°, 70°, 60°, 50° к обрабатываемой поверхности с использованием масла И-40 или аргона в качестве защитной среды. Обработку осуществляли при однократном сканировании индентором по поверхности с подачей 0,1 мм на проход и скоростью инструмента 600 мм/мин. Параметры шероховатости определяли с помощью оптического профилометра Wyko NT-1100 по 5 снимкам поверхности в случайных местах при увеличениях в 5 и 100 крат.

По результатам исследования на обработанной поверхности можно выделить макрорельеф в виде параллельных «выступов» и «впадин» с шагом 0,2 мм и микрорельеф, формируемый при контакте инструмента с обрабатываемой поверхностью.

После УУФО в смазке среднее значение шероховатости  $R_a$  макрорельефа сохраняется примерно на одном уровне (1,7-1,9 мкм) в диапазоне углов обработки от 90° до 70° градусов, затем происходит рост  $R_a$  до ~2,4 мкм при углах обработки 60° и 50°. При этом для микроучастков поверхности  $R_a$  сохраняется примерно на одном уровне (0,20-0,25 мкм) для всех углов обработки.

УУФО в безокислительной среде аргона дает среднее значение шероховатости  $R_a$  макрорельефа на уровне 1,4-1,6 мкм в диапазоне углов обработки от 90° до 70°, затем происходит рост до ~2,2 мкм при угле обработки 60° и до ~3,5 мкм при угле обработки 50°. При этом для микроучастков наблюдается обратная картина:  $R_a$  микрорельефа сохраняется на уровне 0,23-0,29 мкм в диапазоне углов обработки от 90° до 70° градусов, затем происходит снижение до примерно 0,13 мкм при угле обработки 60° и ниже 0,1 мкм при угле обработки 50°. Увеличение макрорельефа свидетельствует об увеличении сдвиговой составляющей пластической деформации при обработке с меньшими углами.

Таким образом:

1. Ударно-фрикционная ультразвуковая обработка, несмотря на ухудшение рельефа поверхности, полученного в данной работе, может давать потенциальную чистоту обработки поверхности порядка  $R_a = 0,2$  мкм, что было установлено на микроучастках.

2. Использование аргона в качестве защитной среды позволяет достигать больших степеней пластической деформации при обеспечении параметров сопоставимых с параметрами шероховатости, получаемыми при проведении УУФО с использованием смазки.

*«Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00868»*



## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НЕЙТРОННО-ПОГЛОЩАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ БОРИДА ТИТАНА ПРИ МАГНЕТРОННОМ НАПЫЛЕНИИ ИЗ КОМПОЗИТНОЙ КАТОДНОЙ МИШЕНИ С СИСТЕМОЙ В-Ті

А.С. Ларионов<sup>1</sup>, Л.В. Чекушина<sup>1</sup>, С.Б. Кислицин<sup>1,2</sup>, А.С. Диков<sup>1,2</sup>  
<sup>1</sup>ИЯФ РК, Алматы, Казахстан ([gaskonets@list.ru](mailto:gaskonets@list.ru))  
<sup>2</sup>НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

Современные объемы накопленных радиоактивных отходов и прогнозы их роста вынуждают перейти на более высокий уровень организации процесса обращения с радиоактивными отходами (РАО) и отработавшим ядерным топливом (ОЯТ) – перевод их в безопасное состояние на протяжении всего периода потенциальной радиационной опасности[1]. ОЯТ содержит делящиеся материалы, являющиеся источниками нейтронного излучения, которое приводит к регенерации части топлива и увеличению общей активности. Повысить радиационную безопасность можно снижением числа нейтронов. Для этого используются нейтронно-поглощающие материалы. Наибольшим сечением поглощения тепловых нейтронов обладает бор, что делает его наиболее перспективным для создания нейтронно-поглощающих покрытий[2].

В работе приведены результаты исследований структуры и фазового состава нейтронно-поглощающих покрытий борида титана, нанесенных методом магнетронного распыления из мишени сложного состава на стальную подложку. Мишень для магнетронного распыления получена спеканием порошков титана и карбида бора. Исследования структуры и элементного состава покрытия выполнены методами рентгеновской диффрактометрии, СЗМ, СЭМ и ЭДС. Применённый метод формирования данного покрытия позволил получить напыленный слой характеризующийся как смесь двух фаз: гексагональная фаза  $Ti_2B_5$  и орторомбической фазой  $TiB_{12}$ . Первая является матрицей, вторая представлена в качестве фазы внедрения – равномерно распределённые в матрице частицы диаметром до 0,5мкм. Матрица имеет зёрненную структуру с размером зерна ~10 нм. Суммарное содержание бора ~ 80 ат.%, что в 4 раза превышает концентрацию бора в покрытиях, полученных плазменным напылением порошка  $B_4C$ . Применение синтезированных методом магнетронного распыления покрытий борида титана в качестве нейтронно-поглощающих позволит уменьшить толщину покрытия по сравнению с покрытиями из карбида бора, синтезированными методами плазменного напыления[3].

*Работа выполнена в рамках проекта грантового финансирования МО РК AP05134758*

### Литература

1. Н. С. Цебаковская, С. С. Уткин, И. В. Капырин (ИБРАЭ РАН), Н. В. Медянцев, А. В. Шамина (НО РАО), под редакцией И. И. Линге и Ю. Д. Полякова. *Обзор зарубежных практик захоронения ОЯТ и РАО*, М.: Изд-во «Комтехпринт», 2015. 208 с.
2. J. S. Choi, C. K. Lee, B. L. Anderson, M. Sutton, B. V. Ebbinghaus. *Applications of Neutron-Absorbing Structural-Amorphous Metal (SAM) Coatings for Criticality Safety Controls of Used Fuel Storage, Transportation, and Disposal*. ICNC 2015 Charlotte, NC, United States September 13-17, 2015.
3. J. Choi, C. Lee, D. Day, M. Wall, C. Saw, W. MoberlyChan, J. Farmer, M. Boussoufl, B. Liu, H. Egbert, D. Branagan, A. D'Amato *Application of Neutron-Absorbing Structural-Amorphous Metal (SAM) Coatings for Spent Nuclear Fuel (SNF) Container to Enhance Criticality Safety Controls*, 2006 MRS Fall Meeting Boston, MA, 2006 UCRL-CONF-226122.

## ПЕРЕСТРОЙКА НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛИ ЧС-139 ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ

Н.А. Искандаров, С.В. Рогожкин, А.А. Никитин, А.А. Богачев, А.А. Хомич, В.В. Хорошилов, А.А. Лукьянчук, О.А. Разницын, А.С. Шутов, П.А. Федин, Т.В. Кулевой  
НИЦ "Курчатовский институт" – ИТЭФ, Москва, Россия ([nasib.iskandarov@itep.ru](mailto:nasib.iskandarov@itep.ru))

Жаропрочные хромистые ферритно-мартенситные стали являются перспективными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных и термоядерных реакторов. Учитывая склонность ферритно-мартенситных сталей к низкотемпературному радиационному охрупчиванию важное значение имеют исследования перестройки микро- и наноструктуры этих сталей при низкотемпературном облучении.

В настоящей работе представлены результаты наноструктурных исследований стали ЧС-139 (Fe-12Cr-W-V-Ni-Mo-N-B-0.20C) после облучения ионами железа до повреждающих доз несколько сна при температурах 250 °С, 300 °С и 400 °С. Томографические атомно-зондовые исследования показали, что во всех облученных состояниях в стали формируются радиационно-индуцированные кластеры и атмосферы Коттрелла, обогащенные Ni, Si и Mn. Характерные размеры Ni-Si-Mn кластеров составляют несколько нм, а их плотность порядка  $10^{24} \text{ м}^{-3}$  для исследованного диапазона температур и доз облучения. Также было показано, что в облученных состояниях сохраняются, обнаруженные ранее [1] в исходном состоянии, нитридные кластеры Cr-V-Nb-N, но при этом данные кластеры имеют тенденцию к растворению. Характерные размеры кластеров Cr-V-Nb-N и их плотность во всех состояниях составляют соответственно  $7 \pm 4 \text{ нм}$  и  $10^{22} \div 10^{23} \text{ м}^{-3}$ . Обнаруженные радиационно-индуцированные изменения наноструктуры являются важными для понимания причин низкотемпературного радиационного охрупчивания стали ЧС-139.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-19-01696).*

### Литература

1. Рогожкин С.В., Искандаров Н.А., Лукьянчук А.А., Шутов А.С., Разницын О.А., Никитин А.А., Залужный А.Г., Кулевой Т.В., Куйбида Р.П., Андрианов С.Л., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Никитина А.А. Исследование наноструктуры ферритно-мартенситной стали ЧС-139 в исходном состоянии и после облучения ионами Fe. *Перспективные материалы*. 2017, № 11, с.5-17.

## ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Н.В. Лежнин<sup>1</sup>, А.В. Макаров<sup>1,2</sup>, С.Н. Лучко<sup>1</sup>, М.С. Гибзун<sup>1</sup>, М.А. Чалина<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, ([nlezhnin@bk.ru](mailto:nlezhnin@bk.ru))  
<sup>2</sup>ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Одной из важнейших задач материаловедения является обеспечение надежности и



ресурса изделий за счет повышения эксплуатационных характеристик материалов. На сегодняшний день широкое распространение получили технологии, позволяющие локально модифицировать свойства уже готовой детали, при сохранении структуры изделия в целом. Деформационные поверхностные обработки являются доступным и экологичным методом упрочнения материала, позволяющим существенно влиять на механические и эксплуатационные характеристики изделий и сварных соединений за счет формирования ультрамелкодисперсных и наноструктур. Деформационное упрочнение также является эффективным методом для термически неупрочняемых материалов таких как аустенитные нержавеющие стали. Также важной особенностью деформационной обработки является формирование градиентной структуры, обеспечивающей плавный переход от прочной поверхности к более мягкой основе.

В рамках данной работы ставилась цель сравнить предложенную авторами ультразвуковую ударно-фрикционную обработку [1] с традиционными методами поверхностной деформационной упрочняющей обработки: фрикционной обработкой скользящим полусферическим индентором и ультразвуковой ударной обработки (приложение статической нагрузки по нормали к обрабатываемой поверхности). Идея ударно-фрикционной обработки заключается в совмещении значительных степеней пластической деформации металла, за счет больших давлений при высокоэнергетическом ультразвуковом ударном воздействии, и активизации ротационной моды пластического течения, за счет сдвиговых деформаций при фрикционном воздействии. Таким образом, реализуются условия, близкие к сдвигу под высоким давлением и, как следствие, измельчение зерна вплоть до наноуровня. Приложение нагрузки под различными углами к обрабатываемой поверхности позволило оценить вклад нормальной и сдвиговой компонент деформации на глубину и упрочнение поверхностного слоя.

Обработки выполнялись на используемых в атомной промышленности конструкционных сталях марок 04X17H8ГМТ в закаленном состоянии и 09Г2С в нормализованном состоянии. Исходная твердость обеих материалов составила  $\sim 200 \text{ HV}^{0.1}$ .

Методами металлографии, микродюрметрии и 3D-профилометрии установлено:

1. Ультразвуковая ударно-фрикционная обработка позволяет существенно повысить глубину и твердость деформированного поверхностного слоя по сравнению с традиционной ультразвуковой ударной обработкой.

2. При этом повышение прочности сопровождается ухудшением качества поверхности за счет формирования деформационного макрорельефа при малых углах приложения нагрузки и ростом среднего арифметического отклонения профиля поверхности  $R_a$ . Решение данной задачи является предметом дальнейших исследований.

Таким образом, ударно-фрикционная обработка может рассматриваться как перспективный метод поверхностного модифицирования конструкционных материалов, позволяющий увеличить степень и глубину упрочнения при сохранении высокого качества поверхности.

*«Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00868»*

### **Литература**

Патент РФ № 2643289. Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей / А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.В. Буров, Р.А. Саврай. Оpubл. в БИМП. –2018. –№4.

## ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

С.Н. Лучко<sup>1</sup>, Н.В. Лежнин<sup>1</sup>, А.В. Макаров<sup>1</sup>, М.С. Гибзун<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
([serojaluchko@gmail.com](mailto:serojaluchko@gmail.com))

Наноструктурирующие поверхностные обработки инденторами из твердых материалов являются современными методами интенсивного пластического деформирования для локального изменения структуры и упрочнения материалов. Известен способ стандартной ультразвуковой ударной обработки поверхности с применением смазочных материалов (индустриальное масло) при нормальном (угол  $90^\circ$  к обрабатываемой поверхности) воздействии индентора, колеблющемся с ультразвуковой частотой. Данная обработка не обеспечивает максимальных степеней пластической деформации поверхностного слоя. Целью работы явилось изучение и сравнение ультразвуковой ударной и ультразвуковых ударно-фрикционных обработок [1] на упрочнение плоских образцов стали 09Г2С.

Измерение микротвердости проводилось по методу восстановленного отпечатка индентором Виккерса при нагрузке на индентор 100 г. Установлено, что исходная микротвердость образцов составляла  $\sim 200$  HV<sub>0,1</sub>. После проведения стандартной ультразвуковой ударной обработки со смазочным материалом при нормальном воздействии индентора твердость возросла до  $\sim 263$  HV<sub>0,1</sub>. При замене индустриального масла на аргон твердость при нормальном воздействии увеличилась до  $\sim 370$  HV<sub>0,1</sub>, что свидетельствует о росте коэффициента (силы) трения и, как следствие, увеличении деформации поверхностного слоя. Аргон был использован также в качестве защитной газовой атмосферы для предотвращения охрупчивания кислородом диффузионно-активного высокодисперсного поверхностного слоя, формируемого ультразвуковыми обработками.

Введение фрикционной составляющей при использовании наклона индентора к обрабатываемой поверхности увеличивает сдвиговую составляющую пластической деформации. Обработка стальной поверхности с применением смазочного материала и последующим наклоном индентора на углы 10, 20, 30 и  $40^\circ$  от вертикали к поверхности позволяет увеличить твердость материала до  $\sim 270, 370, 400$  и  $435$  HV<sub>0,1</sub> соответственно. Ультразвуковая ударно-фрикционная обработка в среде аргона показало более эффективное упрочнение стали до  $\sim 380, 395, 485$  и  $732$  HV<sub>0,1</sub>.

Увеличение угла наклона индентора к поверхности и исключение смазочных материалов приводит к значительному росту прочности за счет увеличения коэффициента трения в паре «обрабатываемый материал – индентор, и как следствие, образованию на поверхности высокодисперсного слоя большей толщины.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 18-38-00868 мол\_а.*

### Литература:

1. Патент РФ № 2643289. Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей / А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.В. Буров, Р.А. Саврай. – *Опубл. в БИМП.* – 2018. – № 4.

## РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60

В.С. Неустроев, С.В. Белозёров, Е.И. Макаров, Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов,  
Д.А. Соколовский

*АО «Государственный научный центр — Научно-исследовательский институт атомных реакторов», г. Димитровград, Россия ( [neustroev@niiar.ru](mailto:neustroev@niiar.ru) )*

Для оценки состояния материала после длительной эксплуатации необходимо проводить исследования элементов и конструкций длительное время эксплуатировавшихся при различных температурах в реакторе БОР-60. Однако нельзя обойтись и без специально поставленных экспериментов на образцах различного вида с поддержанием достаточно стабильных температурных условий облучения, определяющих то или иное радиационное явление.

В настоящей работе представлены некоторые результаты последних исследований радиационных явлений, таких как радиационное распухание, низкотемпературное радиационное упрочнение и охрупчивание аустенитных сталей. Обсуждаются вопросы влияния длительности облучения (скорости набора дозы) на свойства и структуру облученных сталей. Рассматриваются также вопросы влияния особенностей формирования микроструктуры на физико-механические свойства облученных нейтронами сталей.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЦИРКОНИЕВОЙ ТРУБЫ ДЕФЕКТНОГО КАНАЛА СУЗ РБМК ПОСЛЕ 32 ЛЕТ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Д.Н. Вельмогин, В.А. Цыгвинцев, С.А. Аверин, М.В. Евсеев, М.В. Чернецов,  
В.И. Пастухов

*АО «ИРМ», г. Заречный, Россия ( [irm@irmatom.ru](mailto:irm@irmatom.ru) )*

Объектом исследований являлся канал СУЗ, который эксплуатировался в третьем энергоблоке Курской АЭС с 1983 в течение 32 лет и был выгружен из реактора в результате потери работоспособности (появления течи). При проведении ультразвукового контроля были зафиксированы дефекты. При вырубке участка канала с дефектами произошло его разрушение по ниппелю, в зоне термического влияния (ЗТВ) электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

Канал СУЗ состоит из центральной циркониевой трубы ( $\varnothing 88 \times 3$  мм) длиной 8 м, к концам которой электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) приварены переходники сталь–цирконий. В условиях работы реактора он охлаждался водой сверху вниз: рабочая температура верхней части  $\sim 40^\circ$ , средней  $\sim 60^\circ$ , нижней  $\sim 80^\circ$ .

Целью работы было провести анализ структурного состояния циркониевой части канала и его трещиностойкости.

После реакторные исследования канала СУЗ выполнялись в корпусе «горячих» камер АО «ИРМ».

Металлографические исследования показали, что в структуре ниппелей и участков

трубы, прилегающих к швам ЭЛС, наблюдаются локальные скопления гидридов (блистеры), образующиеся на внутренней поверхности канала, и высокая концентрация гидридов под блистерами. Распределение блистеров по высоте канала неравномерное. Наибольшее количество блистеров на верхнем и нижнем участках канала, в центре канала блистеры не зарегистрированы.

Рентгенофазовый анализ блистеров показал наличие фаз:  $\delta$ -ZrH<sub>1.66</sub>,  $\gamma$ -ZrH,  $\alpha$ -Zr. В зонах термического влияния ЭЛС зарегистрировано наличие  $\beta$ -Zr, который обладает повышенной растворимостью водорода.

Из исследования трещиностойкости выявлено, что эксплуатационное разрушение произошло в зоне с минимальным значением вязкости разрушения и величины критического раскрытия трещины. Причиной изменения характеристик трещиностойкости явилось значительное наводороживание материала.

Замечено, что отложения распределение по каналу неравномерно – в средней части канала их меньше, чем на нижнем и верхнем участках. Были сделаны предположения, что увеличение содержания водорода в материале обусловлено: высоким содержанием водорода в охлаждающей жидкости, отложениями на внутренней поверхности и различным фазовым составом материала. Отмечено, что флюенс образцов не влияет на наводороживания и образование гидридов при низких температурах.

Таким образом, деградация характеристик трещиностойкости произошла из-за наводороживания материала, а причинами неравномерного наводороживания материала, могут быть образовавшиеся на внутренней поверхности канала отложения и наличие  $\beta$ -Zr фазы, которая обладает повышенной растворимостью водорода.

## ТОМОГРАФИЧЕСКОЕ АТОМНО-ЗОНДОВОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ 12CrODS ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ

А.А. Хомич, Н.Н. Орлов, А.А. Никитин, А.С. Шутов, О.А. Разницын, А.А. Лукьянчук,  
С.В. Рогожкин

*Федеральное государственное бюджетное учреждение "Институт теоретической и экспериментальной физики имени А.И. Алиханова Национального исследовательского центра "Курчатовский институт", Москва, Россия ([artem.khomich@gmail.com](mailto:artem.khomich@gmail.com))*

Одной из важных проблем, касающейся создания новых реакторов деления и синтеза является разработка материалов для активной зоны реактора. Эксплуатационные свойства новых материалов должны быть лучше по сравнению с уже имеющимися. Например, радиационная стойкость до 200 сна (смещений на атом), способность сохранять механические свойства при температурах более 700 °С, высокая коррозионная стойкость и др. Одним из кандидатов способных удовлетворить данным требованиям является дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО) стали. В настоящее время активно ведется разработка подобных материалов в мировых исследовательских центрах (ORNL, KIT, KAERI, ВНИИНМ и др.) Механические свойства ДУО сталей в значительной степени зависят от наноструктуры материала: размера и пространственного распределения дисперсных включений (оксидные частицы и кластеры). Известно, что такие элементы как Ti и V влияют на образование наноразмерных частиц, уменьшая их размер и увеличивая их плотность. С данной точки зрения важно изучать модельные ДУО стали с различными системами легирования. Данный подход может позволить углубиться в понимание процессов формирования наноструктуры ДУО материалов, в зависимости от их

изначального состава. Более того, изучение поведения стабильности включений при облучении, в том числе с применением различных моделирующих воздействий, таких как облучение тяжелыми ионами, является важным вопросом, из-за применения ДУО сталей в ядерных реакторах. В данной работе исследовалась ферритно-мартенситная сталь 12Cr-1.1W-0.2V-0.3Ti-0.3Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, изготовленная в Корейском институте атомной энергии (KAERI), была облучена ионами железа Fe<sup>2+</sup> до дозы 8 сна при комнатной температуре. Образцы исследовались с помощью прототипа томографического атомного зонда с лазерным типом испарения (ПАЗЛ-3D), разработанного в Институте Теоретической и Экспериментальной Физики. Получено трехмерное распределение элементов в исследованных объемах материала. Обнаружены кластеры, обогащенные преимущественно по таким элементам как Ti, O и Y в обоих состояниях. Наблюдался эффект увеличения среднего размера кластеров с 4 нм в исходном состоянии до 5 нм после облучения без значительных изменений их плотности (~10<sup>23</sup> м<sup>-3</sup>). Отношения концентраций элементов Y/Ti, Y/(Ti+V), (Ti+V+Y)/O в кластерах остаются постоянными в пределах погрешности, что говорит о стабильности данных кластеров к облучению тяжелыми ионами железа при комнатной температуре до дозы 8 сна.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 17-19-01696).*

## УТОЧНЕНИЕ ДОЗНО-ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ РАСПУХАНИЯ СТАЛИ X18N10T ДЛЯ ОЦЕНКИ РАСПУХАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ РЕАКТОРА БОР-60 ПРИ ДЛИТЕЛЬНОМ ОБЛУЧЕНИИ

Д.А. Соколовский, В.С. Неустроев

*АО «Государственный научный центр научно-исследовательский институт атомных реакторов», г. Димитровград, Россия ([neustroev@niiar.ru](mailto:neustroev@niiar.ru))*

В настоящее время основной эмпирической дозно-температурной формулой для расчета величины распухания  $S$  аустенитных сталей (08-12)X18N10T является формула в виде [1]:

$$S (\%) = C \cdot D^{1.88} \exp[-1,83 \cdot 10^{-4}(T - 470)^2], \quad C = 1,04 \cdot 10^{-2}. \quad (1)$$

Для расчета длительно облучаемых элементов было проведено уточнение коэффициента  $C$  в формуле на основе данных по распуханию элементов двух облучательных устройств ОУ-1 и ОУ-2, по результатам которого этот коэффициент принят равным  $C = 5,6 \cdot 10^{-3}$ .

Определение по уточненной формуле распухания граней чехла экранной сборки Э-169 реактора БОР-60, облучавшейся в одной ячейке в течение 27 лет до максимальной повреждающей дозы 81 сна, подтвердило правильность формулы совпадением расчетных и экспериментальных [2] результатов и показало возможность ее использования при продлении срока службы элементов и конструкций реактора.

Уточненная формула также была применена для расчета распухания одного из критических узлов реактора БОР-60 – шпилек малой поворотной пробки биологической защиты, который позволил продлить срок службы реактора с точки зрения этого элемента до конца 2023 года. Планируется получить дополнительные данные по распуханию стали 12X18N10T, использованной для изготовления элементов ОУ-1 и ОУ-2, с целью повышения статистической обоснованности дозно-температурной формулы распухания

при высоких температурах.

### Литература

1. Васина Н.К., и др. *Вопросы материаловедения*, т.48 (2006), №4, с.69-89.
2. Neustroev V.S., et al, in *Effects of Radiation on Materials: 19th International Symposium*, West Conshohocken, USA, 2000, p.792-800.

## ЭЛЕКТРОПОТЕНЦИАЛЬНЫЙ КОНТРОЛЬ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБ, ДИСТАНЦИОННЫМ МЕТОДОМ В ГОРЯЧИХ КАМЕРАХ

В.С. Шихалев, С.В. Брюшков

*Акционерное общество «Институт реакторных материалов»*

Рассмотрено влияние радиационных и технологических дефектов на изменение электросопротивления оболочек тонкостенных труб. Приведено описание электропотенциального метода неразрушающего контроля материалов (ЭПМ- контроль) и метрологические характеристики оборудования. Представлена теоретическая зависимость и экспериментальные результаты, связывающие вакансионное распухание материала оболочки твэла из аустенитной нержавеющей стали с изменением его электросопротивления.

Для практической реализации ЭПМ-контроля тонкостенных труб в ИРМ, были разработаны и созданы экспериментальные внутрикамерные устройства и проведена оценка метода, как критерия качества оболочек твэлов.

Проведены первичные исследования оболочек штатных и экспериментальных тонкостенных труб после эксплуатации в реакторе электропотенциальным методом контроля. Изучены закономерности и характер повреждения материала, получены новые данные о влиянии облучения на изменение электросопротивления материала оболочек. На примере твэлов экспериментальных ТВС проведена оценка степени вакансионного распухания материала и коррозионного утонения оболочек, показано влияние конструкционных и технологических особенностей твэлов на результаты ЭПМ-контроля.

### Литература

1. Козлов А.В., Щербаков Е.Н., Гарнер Ф.А. и др. Корреляция изменений физико-механических свойств с распуханием аустенитной стали ЧС-68 при высокодозном облучении // *Proceedings of the 13th International Conference on Fusion Reactor Materials* Nice, France, December 10-14, 2007.
2. Щербаков Е.Н., Козлов А.В., Шихалев В.С., Коростин О.С., "Механизмы влияния высокодозного нейтронного облучения на физико-механические свойства аустенитных сталей" Труды Российской научной конференции «Материалы ядерной техники. Радиационная повреждаемость и свойства – теория, моделирование, эксперимент» (МАЯТ-ТЭМЭК-1) в трех томах. Т.2/ М. ФГУП ВНИИНМ. 2004. 507 стр. с. 283-290.
3. Щербаков Е.Н., Козлов А.В., Шихалёв В.С. и др. Использование электропотенциального контроля для оценки влияния технологических и эксплуатационных факторов на состояние оболочки твэлов БН-600. // *ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы.* – 2007. – Вып. 1 (68-69). – С.425-444.



### **III. Ядерное топливо и проблемы замкнутого ядерно-топливного цикла**

Универсальными процессами переработки ОЯТ различных типов являются гидрометаллургический и газотриодидный, позволяющие получать рефабрицированное топливо с высоким коэффициентом очистки от продуктов деления. Для перспективных видов топлива (металлического, нитридного, карбидного) разработаны альтернативные пирохимические процессы переработки ОЯТ в солевых расплавах: электрохимические (электролиз, электрорафинирование), восстановительная экстракция, осаждение оксидов и другие.

Областью применения пирохимических методов является переработка ОЯТ с коротким временем выдержки, когда не требуются высокие коэффициенты очистки рефабрицированного топлива от ПД. Эти разработки еще не вышли из стадии опытных установок, однако, интерес к их промышленной реализации по-прежнему высок в связи с актуальностью создания широкомасштабной атомной энергетики с реакторами на быстрых нейтронах.





## ВЛИЯНИЕ ОБОГАЩЕНИЯ УРАН-ГРАФИТОВОГО ТОПЛИВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

А.С. Диков<sup>1,2</sup>, А.С. Ларионов<sup>1</sup>, С.Б. Кислицин<sup>1,2</sup>, В.В. Фирсова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИЯФ РК, Алматы, Казахстан ([lexa\\_edji@mail.ru](mailto:lexa_edji@mail.ru))

<sup>2</sup>НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

В последнее время повышение уровня безопасности при эксплуатации ядерных реакторов достигается переводом их с высокообогащённого топлива на низкообогащённое [1]. Для оценки рисков при конверсии импульсных уран-графитовых реакторов необходимо определить различие физико-механических характеристик материалов топливных элементов с различным обогащением [2].

Приведены результаты измерений механических испытаний на сжатие и изгиб образцов уран-графитового топлива с обогащением: 90% – высокообогащённое (ВОУ) и 19,75% – низкообогащённое (НОУ). Характер разрушения хрупкий. Среднее значение  $\sigma_{сж}$  для НОУ топлива составляет  $34,1 \pm 3$  МПа, для ВОУ  $57,64 \pm 5$  МПа.

Измерение теплового расширения в трех направлениях показало наличие анизотропии свойств как для ВОУ так и для НОУ топлива. В случае ВОУ топлива анизотропия выражена ярче.

### Литература

1. Аринкин Ф.М., Шаймерденов А.А., Гизатулин Ш.Х., Дюсамбаев Д.С., Колточник С.Н., Чакров П.В., Чекушина Л.В. *Конверсия активной зоны исследовательского реактора ВВР-К*. – Атомная энергия, 2017, т.123, №1 – с.15-20
2. Диков А.С., Гизатулин Ш.Х., Кислицин С.Б., Ларионов А.С. и др. *Комплекс для испытаний облученных конструкционных материалов и ядерного топлива*. // Новые материалы: Толерантное ядерное топливо: Материалы 16-ой международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов. Москва, 29 октября – 2 ноября 2018 г., М.: НИЯУ МИФИ, 2018, – С. 51-52

## ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ИНДУКЦИОННО-ШЛАКОВОЙ ПЕРЕПЛАВКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВАО ОТ ПЕРЕРАБОТКИ ОЯТ В «ХОЛОДНОМ ТИГЛЕ»

П.В. Козлов<sup>1,2</sup>, М.Б. Ремизов<sup>1</sup>, Т.В. Смелова<sup>3</sup>, Д.Ю. Сунцов<sup>3</sup>, И.Н. Шестоперов<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ФГУП «ПО «Маяк», г.Озерск, Россия ([cpl@po-mayak.ru](mailto:cpl@po-mayak.ru))

<sup>2</sup>ОТИ НИЯУ МИФИ, г.Озерск, Россия ([kozlov\\_pavel@inbox.ru](mailto:kozlov_pavel@inbox.ru))

<sup>3</sup>АО «ВНИИНМ», г.Москва, Россия ([tvsv@bochvar.ru](mailto:tvsv@bochvar.ru))

На радиохимическом заводе ПО «Маяк» после растворения ОЯТ образуются ТРО категории ВАО – фрагментированные оболочки твэлов, которые направляются на хранение в специальном хранилище. Эти отходы содержат продукты деления, в том числе и долгоживущие радионуклиды (РЗЭ, Cs, Sr, Ru, U, Pu и др.), и продукты активации (радиоактивные изотопы Fe, Co, Ni и др.). Загрязнение оболочек делющимися материалами и радиоактивными веществами может быть обусловлено наличием:

- продуктов активации конструкционных материалов оболочек;
- поверхностного загрязнения в виде тонких «пленок», изотопный состав которых близок к составу раствора от переработки ОЯТ;
- осевших при растворении ОЯТ на оболочках ТВЭлов мелкодисперсных нерастворимых частиц осадка, содержащих нерастворенные фрагменты топлива и нерастворимые соединения урана, трансурановых элементов и продуктов деления.

Такой способ хранения является экологически опасным и экономически невыгодным. Решением проблемы может быть дезактивация и компактирование облученных оболочек ТВЭлов. При этом возможно достичь понижения категории этого вида РАО, уменьшить объем образующихся при переработке ОЯТ высокоактивных ТРО, привести их в соответствие с критериями приемлемости для последующего захоронения, а также переработать накопленные за десятилетия эксплуатации радиохимического производства фрагментированные оболочки ТВЭлов.

Сравнение различных методов плавки стальных и циркониевых материалов, исследованных в научных центрах Японии, Франции и России, показало, что для переплавки циркония наилучшие результаты получены при использовании индукционной шлаковой переплавке в «холодном тигле».

Анализ результатов экспериментальных исследований по индукционной шлаковой переплавке сплавов на основе циркония и нержавеющей стали показал возможность перехода делящихся материалов и продуктов деления в шлак, содержащий оксиды железа, кальция, кремния, а также фториды кальция и магния, с достаточно высокой эффективностью. При этом для нержавеющей стали достигнута степень извлечения урана 68 %, для сплава нержавеющей стали с цирконием – 74 %, а для циркониевого сплава – 52,5 %. При плавке в результате контакта флюса в расплавленном состоянии с циркониевым сплавом и оксидной пленкой на поверхности переплавляемых оболочек ТВЭлов образуются шлаки, содержащие  $ZrO_2$ . Длительность процесса переплавки составляет около 15 минут, температура – от 1650 до 1900 °С. Процесс проводится в атмосфере аргона.

Полученные результаты подтвердили принципиальную возможность использования процесса индукционно-шлаковой переплавки для дезактивации и компактирования облученных оболочек ТВЭлов и позволили разработать исходные данные на экспериментальную (лабораторную) установку на основе плавителя типа «холодный тигель» с производительностью по металлу 20 кг/сут.

## **ПОДБОР ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА КОНТРОЛЯ МОКС-ТОПЛИВА С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ, РЕЗУЛЬТАТЫ ПРОВЕДЁННЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ**

А.А. Мальцев, М.А. Литвинова  
ФГУП «ПО «Маяк», г. Озерск, РФ ([cpl@po-mayak.ru](mailto:cpl@po-mayak.ru))

Целью работы являлось исследование наиболее оптимального режима контроля таблетки МОКС-топлива (далее – таблетка) с помощью сканирующего электронного микроскопа Mira 3 LMN фирмы TESCAN (далее - СЭМ) и автоматизированной системы энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа с детектором X-MAX 80

производства Oxford Instruments (далее – ЭДС).

Контроль таблеток с применением СЭМ и ЭДС необходим для определения площади участков с повышенным содержанием плутония от номинального значения в два раза от исследуемой площади сечения шлифа таблетки и определения их линейных характеристик в таблетках смешанного оксидного уран-плутониевого топлива. Под участками с повышенным содержанием плутония от номинального значения в два раза понимаются участки шлифа с массовым содержанием плутония более 36 %. Под линейными характеристиками участков с повышенным содержанием плутония от номинального значения в два раза понимается число таких участков, линейные размеры которых превышают 100 мкм.

Скорость накопления результата и его качество в режиме картирования «Quant Map», позволяющего накопить количественные карты элементов с визуализацией пространственного распределения концентраций элементов на поверхности исследуемого образца, зависит от ряда факторов, основные из них: разрешение, количество элементов в списке количественного анализа. Также важно накопить достаточное количество импульсов для спектральных данных в каждом пикселе.

В процессе подбора оптимального способа исследования таблеток с помощью СЭМ и ЭДС в режиме картирования «Quant Map», был обнаружен ряд проблем, мешающих получению точного результата, связанный с собственным излучением таблетки, а именно:

- вероятность повреждения детектирующего окошка ЭДС и его быстрый выход из эксплуатации;
- высокое мёртвое время детектора ЭДС и, как следствие, небольшое количество полезного сигнала, поступающего с поверхности исследуемого образца;
- большие временные затраты для уточненного анализа площадей таблетки (3 поля по 1 мм<sup>2</sup>).

В результате проведённых исследований была оптимизирована схема проведения анализа, в результате чего удалось уменьшить время контроля одной таблетки в 3 раза.

На данный момент исследования в области возможностей контроля таблеток с помощью СЭМ и ЭДС продолжаются. Планируется достичь оптимального режима анализа поверхности таблетки по всей контролируемой площади образца с максимально точным количественным результатом анализа распределения элементов.

## **ТЕРМОЯДЕРНОЕ ГОРЕНИЕ ПЛОТНОЙ ПЛАЗМЫ В УСТРОЙСТВАХ МАГНИТНО-ИНЕРЦИАЛЬНОГО СИНТЕЗА**

**Ж.Б. Сексембаев<sup>1</sup>, В.И. Кукулин<sup>2</sup>, С.К. Сахиев<sup>3</sup>**

*<sup>1</sup>Евразийский национальный университет им.Л.Н.Гумилева, г. Астана, Казахстан  
([jandos\\_s90@mail.ru](mailto:jandos_s90@mail.ru))*

*<sup>2</sup>Научно-исследовательский институт ядерной физики им.Д.В.Скобельцына, г. Москва,  
Россия*

*<sup>3</sup>Казахский национальный педагогический университет им. Абая, г.Алматы, Казахстан*

Для традиционных видов термоядерного топлива основные реакции, которые имеют место и определяют характер горения, можно найти в [1]. В работе [2] показана концепция одной из схем реализации магнитно-инерционного синтеза. В ней авторы предлагают использовать комбинацию Z-пинча с лазерным импульсом для зажигания топлива и

запуска самоподдерживающегося процесса синтеза. В этом типе устройства топливо содержится в экстремальных условиях, способствующих активному протеканию ядерных реакций. Температура плазмы посредством сильных ударных волн и сжимающих электромагнитных сил доводится до нескольких десятков кэВ. При этих значениях скорость реакций синтеза очень велика.

В докладе представлены результаты моделирования термоядерного горения топлив DD, DT, D<sup>3</sup>He в подобных устройствах, где достигаются экстремальные условия (температура и плотность), с учетом уточненных данных скорости основных ядерных реакций. В расчетах учтен рост температуры локальной зоны горения за счет энергии экзотермических реакций. В качестве начальных условий была задана температура плазмы 10-30 кэВ и концентрация частиц каждой компоненты топлива равной  $5 \cdot 10^{23} \text{ см}^{-3}$ .

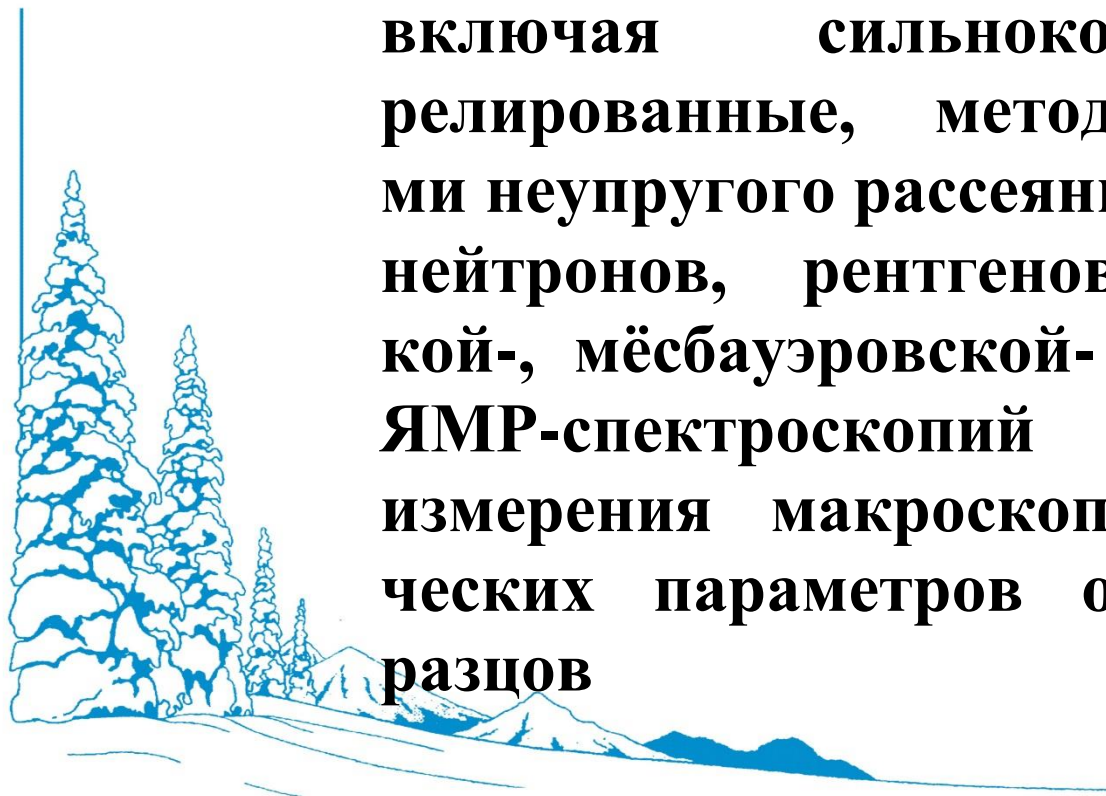
В результате расчетов получено, что горение топлива DD не сопровождается ростом температуры, так как радиационные потери превышают энергию, выделяющуюся в ядерных реакциях, и которая идет на увеличение кинетической энергии частиц плазмы. Поэтому определено, что в качестве топлива для эффективной реализации подобного термоядерного синтеза такое топливо неприменимо. При моделировании горения топлив DT и D<sup>3</sup>He процесс сопровождается ростом температуры, что увеличивает скорость реакций, и соответственно топливо выгорает быстрее. Найдены времена полувывгорания компонент топлив, которые составляют около 3-4 нс для DT [3]. Для D<sup>3</sup>He полученные времена равны приблизительно 6 и 13 нс, соответственно. Эти параметры определяют временные критерии удержания плазмы для эффективного горения.

Данная расчетная модель термоядерного горения может быть использована для подготовки экспериментальной установки по реализации термоядерного синтеза на основе магнитно-инерциального удержания.

### Литература

1. Ворончев В.Т., Кукулин В.И., *Ядерная физика*. т.**63**, №12 (2000), с.2147-2162
2. Ворончев В.Т., Кукулин В.И., *Ядерная физика*. т.**73**, №1 (2010), с.41-61
3. Seksembayev Zh.B., Kukulin V.I., Sakhiyev S.K., *Physica Scripta*. **93**,085602 (2018)

## **IV. Исследования перспективных материалов, включая сильнокоррелированные, методами неупругого рассеяния нейтронов, рентгеновской-, мёсбауэровской- и ЯМР-спектроскопий и измерения макроскопических параметров образцов**



Развитие современных технологий, в том числе ядерных технологий нового поколения, предъявляет все более жесткие требования к конструкционным и функциональным материалам, на основе которых будет создаваться элементная база прогрессивных вычислительных, информационных и контрольно-диагностических систем. Перспективными с этой точки зрения являются материалы на основе d- и f- элементов, обладающие уникальными физическими свойствами и известные в физике как системы с сильными электронными корреляциями. Выдающуюся роль в изучении физических свойств этих материалов играют спектроскопические исследования методами рассеяния нейтронов и рентгеновских лучей. Именно поэтому в Программу секции включены доклады, посвященные исследованию перспективных материалов - сверхпроводников нового поколения, фрустрированных магнетиков, валентно-нестабильных систем, ферроэлектриков, квантовых магнетиков и гибридных наноструктур - методами неупругого рассеяния нейтронов, рентгеновской спектроскопии и измерения макроскопических параметров образцов.



## ANISOTROPY OF MAGNETIC EXCITATIONS IN HIGH-TEMPERATURE SUPERCONDUCTORS

A.S. Ivanov

*Institut Laue-Langevin, Grenoble, France ([aivanov@ill.fr](mailto:aivanov@ill.fr))*

Magnetic response in unconventional superconductors remains to be attractive subject in attempts to reveal clues to high-temperature superconductivity. A particular attention was given to the phases with oriented electronic arrangements in real space, stripes, as possible competitors to the superconducting state. We used inelastic neutron scattering in order to characterize the magnetic excitation spectra in single crystals of different superconductors with orthorhombic distortions of the base tetragonal structure. Such distortions that may create a specific pinning potential for the stripes are observed in different families of copper- and iron-based superconductors. The measurements of the orientation anisotropy in the magnetic spectra should be performed with material samples that contain a singled out orientation of the orthorhombic domains. In the as-grown crystals these elastic domains with different orientation of orthorhombic axes exist in practically equal fractions what makes it impossible to discern the anisotropy. Our cuprate samples are obtained in a special procedure when a single crystal is cooled down to ambient temperature through the tetra-ortho structural transition being subject to a uniaxial mechanical compression. The domain population ratio achieved in such a way can be as high as 20:1 on small, a-few-mm<sup>3</sup> size, crystals. The samples for neutron scattering experiments have been composed from several tens of such small crystals mutually co-oriented with a precision of 1-2 degrees. The crystals of the iron-based pnictide superconductors undergo the tetra-ortho structural transitions well below the room temperature so that detwinning procedure had to be performed “*in situ*” in a cryostat. We give examples of the anisotropy of magnetic excitation spectra measured with such detwinned single crystals.

## SPIN-WAVE DYNAMIC AND EXCHANGE INTERACTIONS IN MULTIFERROIC NdFe<sub>3</sub>(BO<sub>3</sub>)<sub>4</sub> EXPLORED BY INELASTIC NEUTRON SCATTERING.

I.V. Golosovsky<sup>1</sup>, A.K. Ovsyanikov<sup>1</sup>, D.N. Aristov<sup>1</sup>, P.G. Matveeva<sup>1</sup>, A.A. Mukhin<sup>2</sup>,  
M. Boehm<sup>3</sup>, L-P. Regnault<sup>3</sup>, L.N. Bezmaternykh<sup>4</sup>

<sup>1</sup>*NRC "Kurchatov Institute", B.P. Konstantinov Petersburg Nuclear Physics Institute, 188300, Gatchina, Russia ([golosovsky\\_iv@pnpi.nrcki.ru](mailto:golosovsky_iv@pnpi.nrcki.ru))*

<sup>2</sup>*Prokhorov General Physics Institute, RAS, 119991, Moscow, Russia.*

<sup>3</sup>*Institut Laue Langevin, 6 rue Jules Horowitz, BP 156, F-38042 Grenoble, France.*

<sup>4</sup>*Kirenskii Institute of Physics, Siberian Division, RAS, 660038, Krasnoyarsk, Russia.*

The inelastic neutron scattering experiments were performed to reveal the magnetic excitations and to obtain the exchange parameters in phase with collinear antiferromagnetic structure.

Rich picture of spin excitations and strong hybridization and anticrossing of Fe and Nd-subsystems were observed. The experimental spectra were analyzed in a frame of spin-wave theory. The model, which includes the exchange interactions up to 8 coordination spheres, satisfactory describes the observed dispersion curves up to ~ 5.5 meV. It was shown that the spin-wave dynamic is defined by the strongest antiferromagnetic intra-chain interaction along the



Fe chains and three nearly inter-chain interactions. Other interactions, including ferromagnetic exchange, appeared to be insignificant. The overall energy balance of the three antiferromagnetic inter-chain exchange parameters, which couple moments from the adjacent ferromagnetic layers, stabilizes parallel moments in the layer. It demonstrates that the pathway geometry plays a crucial role in the forming of the magnetic structure [1].

### References

1. I. V. Golosovsky, A. K. Ovsyanikov, D. N. Aristova, P. G. Matveeva, A. A. Mukhin, M. Boehm, L-P. Regnault, L. N. Bezmaternykh, "Spin-wave dynamics and exchange interactions in multiferroic  $NdFe_3(BO_3)_4$  explored by inelastic neutron scattering", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, **451**, pp. 443-449, 2018.

## АНОМАЛЬНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПОВЕРХНОСТИ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ АЗОТИРОВАНИЯ В ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

В.А. Шабашов<sup>1</sup>, К.А. Козлов<sup>1</sup>, А.В. Макаров<sup>1</sup>, Н.В. Гаврилов<sup>2</sup>, С.Г. Титова<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([shabashov@imp.uran.ru](mailto:shabashov@imp.uran.ru))

<sup>2</sup>Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

Методом трансмиссионной мессбауэровской спектроскопии совместно с КЭМС и рентгеноструктурным анализом (РСА) исследована структура «расширенного» аустенита метастабильных нержавеющей сталей X19H8T и X17H8ГТ, азотированных в плазме электронного пучка. Анализ с использованием КЭМС поверхности пластины X17H8ГТ толщиной 600 мкм азотированной при 350 °С обнаруживает в слое нескольких десятых долей мкм практически полный  $\gamma \rightarrow \alpha$  переход с сохранением хрома в ферромагнитной  $\alpha$ -фазе. Формирование  $\alpha$ -фазы объясняется сдвиговым превращением вследствие релаксации значительных упругих растягивающих аккомодационных напряжений между пересыщенным азотом аустенитом и свободным от азота аустенитом. В слое на глубине 1-5 мкм азотированной при 350 °С стали X17H8ГТ формируется структура «расширенного» аустенита, по данным РСА и КЭМС с сильным изменением по глубине концентрации и фазовым составом. Структура состоит из смеси пересыщенного азотом аустенита и нестехиометрических дефектных нитридных фаз железа (с преобладанием конфигурации Fe в окружении трех атомов N). Азотирование при 500 °С фольги 20 мкм стали X19H8T сопровождается изменением фазового и концентрационного состава на всю глубину с образованием обедненной хромом  $\alpha$ -фазы, нитридов CrN и Fe<sub>4</sub>N и пересыщенного азотом аустенита. Снижение температуры азотирования фольги до 200-400 °С не изменяет основного концентрационного и фазового состава объема фольги, что, предположительно, объясняется ограниченным объемом азотирования и отсутствием градиентов напряжений.



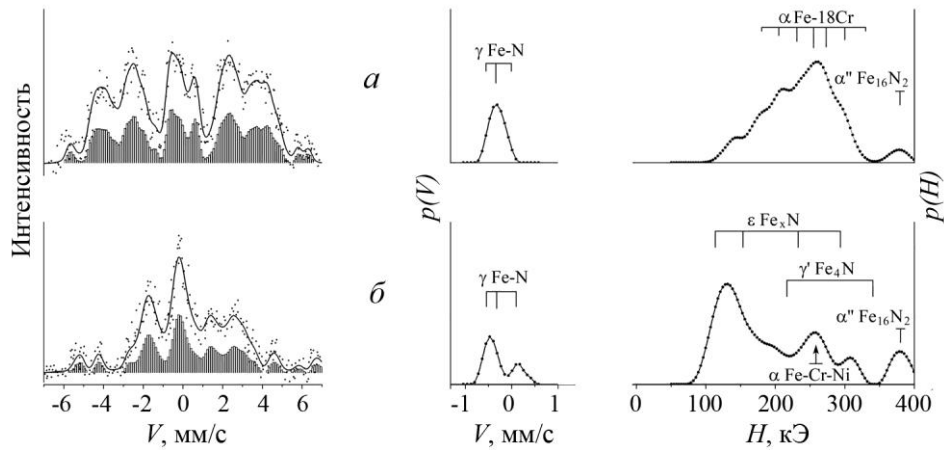


Рис. Мессбауэровские спектры КЭМС послойного анализа пластины стали X17N8GT после одностороннего азотирования при 350 °С: *а* – внешний слой; *б* – утонение 5 мкм. В спектрах показаны распределения  $p(V)$  на всем интервале скоростей; справа от спектров в распределениях  $p(V)$  и  $p(H)$  показаны положения линий  $\gamma$ - и  $\alpha$ -твердых растворов, а также нитридов железа.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6) при поддержке РФФИ (грант № 18-03-00216).*

## АТОМНОЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ В Fe-Cr СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОНАМИ

К.А. Козлов, В.А. Шабашов, А.Е. Заматовский, В.В. Сагарадзе, А.Л. Николаев  
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([kozlov@imp.uran.ru](mailto:kozlov@imp.uran.ru))

В исследованиях по влиянию большой пластической деформации на структурно-фазовые переходы и свойства сплавов отмечается кардинальное отличие поведения структуры от равновесного состояния, и, в частности, диффузионное атомное перераспределение при низких температурах. Это может проявляться в аномальном при холодной деформации растворении и выделении фаз в металлических матрицах [1], либо изменении ближнего порядка [2]. В настоящей работе приведены данные по деформационно-ускоренному ближнему расслоению в низкоконцентрированных пересыщенных ОЦК сплавах Fe-Cr. В закаленных и состаренных сплавах  $FeCr_x$  ( $x = 12, 20$ ) обнаружено расслоение. При холодной (80-298 К) деформации закаленного и состаренного сплавов происходит уменьшение степени ближнего расслоения. Напротив, после деформации при температурах 473-573 К наблюдается увеличение степени ближнего расслоения. Причина изменения направления превращения и ускорения расслоения состоит в зависимости от температуры деформации конкурирующего с дислокационным разрушением ближнего расслоения в результате непрерывной генерации подвижных точечных дефектов типа межузельных атомов и вакансий. Необходимым условием ускорения процессов расслоения в пересыщенных ОЦК Fe-Cr сплавах является поддержание высокой концентрации точечных дефектов при непрерывном деформационном воздействии.

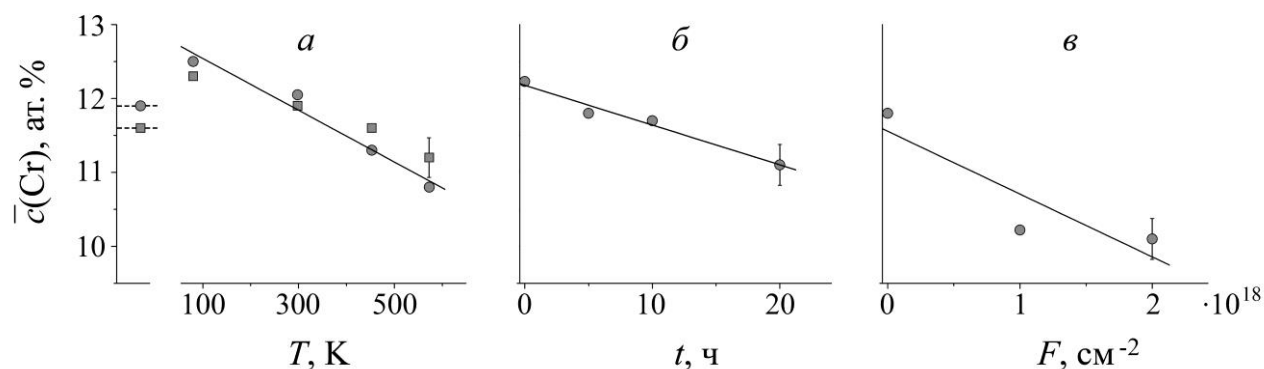


Рис. Зависимость средней эффективной концентрации хрома  $\bar{c}(\text{Cr})$  в матрице сплавов  $\text{Fe}_{86.8}\text{Cr}_{13.2}$  (а, б) и  $\text{Fe}_{88}\text{Cr}_{12}$  (в) от температуры деформации сдвигом под давлением, времени помола в шаровой мельнице и флюенса электронов при 423 К. Круглыми символами обозначены значения для закаленного при 1073 К, квадратными – для состаренного в течение 50 ч при 773 К состояний.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6) при поддержке РФФИ (грант № 18-03-00216).

### Литература

1. Sagaradze V., Shabashov V., Kataeva N., Kozlov K., Arbuzov V., Danilov S., Ustyugov Yu., *Met. Mat. Int.* **24** (2018), p. 249.
2. Shabashov V.A., Kozlov K.A., Sagaradze V.V., Nikolaev A.L., Semyonkin V.A., Voronin V.I., *Phil. Mag.* **98** (2018), p.560.

## ДИФРАКЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МАГНИТНОГО ПОРЯДКА В ОКСИДНЫХ НАНОСИСТЕМАХ ЯДРО/ОБОЛОЧКА.

И. Голосовский<sup>1</sup>, М. Estrader<sup>2</sup>, А. López-Ortega<sup>3</sup>, А.Г. Roca<sup>2</sup>, J. Nogués<sup>2,4</sup>

<sup>1</sup>НИЦ "Курчатовский институт", Петербургский институт ядерной физик, Гатчина, Россия.

<sup>2</sup>Catalan Institute of Nanoscience and Nanotechnology (ICN2), Bellaterra, 08193 Barcelona, Spain.

<sup>3</sup>CIC nanoGUNE, Tolosa Hiribidea, 76 E-20018 Donostia-San Sebastian, Spain.

<sup>4</sup>ICREA, Pg. Lluis Companys 23, E-08010 Barcelona, Spain.

Представлен обзор исследований магнитного и атомного порядка в оксидных наносистемах ядро/оболочка:  $\text{MnO}/\text{Mn}_3\text{O}_4$ ,  $\text{FeO}/\text{Fe}_3\text{O}_4$ ;  $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{Mn}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Mn}_3\text{O}_4/\text{Fe}_3\text{O}_4$ , методами дифракции нейтронов и синхротронного излучения.

Определены морфология, атомный и магнитный порядок, а также эволюция параметров структуры и моментов со временем и температурой. Особое внимание уделено магнитному взаимодействию через интерфейс ядро-оболочка и эффектам обменного подмагничивания (exchange bias). В частности, наблюдались следующие явления:

- Антиферромагнитный порядок в наносистемах ядро/оболочка  $\text{MnO}/\text{Mn}_3\text{O}_4$  и  $\text{Mn}_3\text{O}_4/\text{MnO}$  существует вплоть до комнатной температуры, что намного выше температур Нееля в объемных материалах ( $\sim 120 \text{ К}$ ,  $\text{MnO}$  и  $\sim 50 \text{ К}$   $\text{Mn}_3\text{O}_4$ ).

- В наносистеме  $\text{Fe}_x\text{O}/\text{Fe}_3\text{O}_4$  дальний антиферромагнитный порядок существует только, если ядро большое  $\sim 11.5$  нм. Причем обнаруженная магнитная структура отличается от структуры, известной в обычных образцах. Более того, из-за эффектов близости температура Нееля намного выше температуры Нееля в обычном оксиде.

- В наночастицах тетрагональной шпинели  $\text{Mn}_3\text{O}_4$  впервые обнаружен сложный неколлинеарный порядок, известный как структура Yafet-Kittel, что достаточно необычно. Однако в наносистемах  $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{Mn}_3\text{O}_4$  и  $\text{Mn}_3\text{O}_4/\text{Fe}_3\text{O}_4$  с ферримагнитным  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ , сложный магнитный порядок в  $\text{Mn}_3\text{O}_4$  трансформируется в простую коллинеарную структуру вследствие эффекта подмагничивания.

Обсуждаются различные механизмы, которые могут приводить к этим эффектам.

## ЗАВИСИМОСТЬ ФОНОННОГО СПЕКТРА УЗКОЩЕЛЕВОГО ПОЛУПРОВОДНИКА FeSi ОТ АТОМНОГО ОБЪЕМА

П.П. Паршин

Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», 123182, Москва, Россия (E-mail: [Parshin\\_PP@rrcki.ru](mailto:Parshin_PP@rrcki.ru), [neupar45@yandex.ru](mailto:neupar45@yandex.ru))

Проведен анализ экспериментальных данных по эволюции спектра тепловых колебаний атомов железа в моносилициде FeSi в зависимости от двух внешних параметров – температуры (диапазон  $T = 46 - 297$  К, при  $P = 0.1$  МПа) и давления ( $P = 0.1$  МПа – 43 ГПа, при  $T = 297$  К). Спектры измерены методом ядерного неупругого рассеяния синхротронного излучения с высоким разрешением по энергии [1, 2, 3]. Установлено, что уменьшение атомного объема, при понижении температуры или при увеличении давления, приводит к существенной перестройке фононного спектра, которая проявляется, в частности, в расщеплении низкоэнергетического пика в спектре, и в увеличении энергий всех спектральных пиков. Получены и проанализированы изменения средней по спектру энергии колебаний атомов железа и энергии Дебая, в зависимости от уменьшения атомного объема. Предложены два возможных сценария изменения электронного строения FeSi при уменьшении атомного объема, позволяющие объяснить наблюдающиеся фононные аномалии. При нормальных условиях соединение – металл, с уменьшением атомного объема оно становится узкощелевым полупроводником. По первому сценарию, дальнейшее уменьшение атомного объема приводит к металлизации соединения, а по второму – к увеличению ширины запрещенной зоны в электронном спектре и, соответственно, к образованию полупроводникового состояния с широкой запрещенной зоной. В любом случае FeSi перестает быть узкощелевым полупроводником, а все аномалии, связанные с наличием узкой щели, исчезают. Полученные результаты в целом позволяют выделить электрон-фононное взаимодействие в железной подрешетке как физический механизм, связывающий изменение атомного объема с проявлениями аномалий в фононном спектре FeSi.

*Работа частично поддержана грантом РФФ 16-12-10065.*

### Литература

1. Паршин П.П., Алексеев П.А., Немковский К.С., Перссон Й., Чумаков А.И., Рюффер Р., *ЖЭТФ*, **145** (2014), вып. 2, с. 279
2. Parshin P.P., Chumakov A.I., Alekseev P.A., Nemkovskii K.S., Perßon J., Dubrovinski L., Kantor A., Ruffer R., *Phys. Rev. B*, v. **93** (2016), 081102(R)

3. Паршин П.П., Чумаков А.И., Алексеев П.А., Немковский К.С., Дубровинский Л.С., Кантор А.П., Перссон Й., Рюффер Р., *ЖЭТФ*, **150** (2016), вып. 6 (12), с. 1233

## ИНДУЦИРОВАННОЕ СВЕРХВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ БЛИЖНЕЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В ГЦК Fe-Ni СПЛАВАХ

В.А. Шабашов, В.В. Сагарадзе, К.А. Козлов, А.Е. Заматовский, Н.В. Катаева,  
К.А. Ляшков, С.Е. Данилов

ИИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([shabashov@imp.uran.ru](mailto:shabashov@imp.uran.ru))

Методом мессбауэровской спектроскопии исследовано влияние сверхвысокой пластической деформации и облучения высокоэнергетическими электронами бинарных сплавов инварных составов Fe<sub>100-x</sub>Ni<sub>x</sub> (x = 34.2..35.5 ат. %). После сдвига под давлением в наковальнях Бриджмена при 298 К исходных закаленного и отожженного сплавов наблюдается снижение степени гомогенного ближнего порядка в следствие разрушения упорядочения движущимися дислокациями. Увеличение температуры сдвига под давлением от комнатной до 473 К ослабляет процесс разупорядочения, а при 573 К, напротив, наблюдается ускорение гомогенного ближнего упорядочения, характеризующегося ростом количества соседств атомов Fe и Ni, и появляется стадия, аналогичная радиационно-ускоренному упорядочению, которое контролируется образованием сверхструктуры FeNi. Кинетика упорядочения определяется конкуренцией процессов дислокационного разрушения порядка и ускоренного точечными дефектами упорядочения. Основным фактором, влияющим на температурную зависимость деформационно-индуцированного ближнего упорядочения, является концентрация и подвижность вакансий, а также, предположительно, скорость движения границ динамической рекристаллизации. Ускоренное теплой деформацией упорядочение аналогично радиационно-ускоренному упорядочению и объясняется непрерывной генерацией неравновесных подвижных точечных дефектов в процессе воздействия.

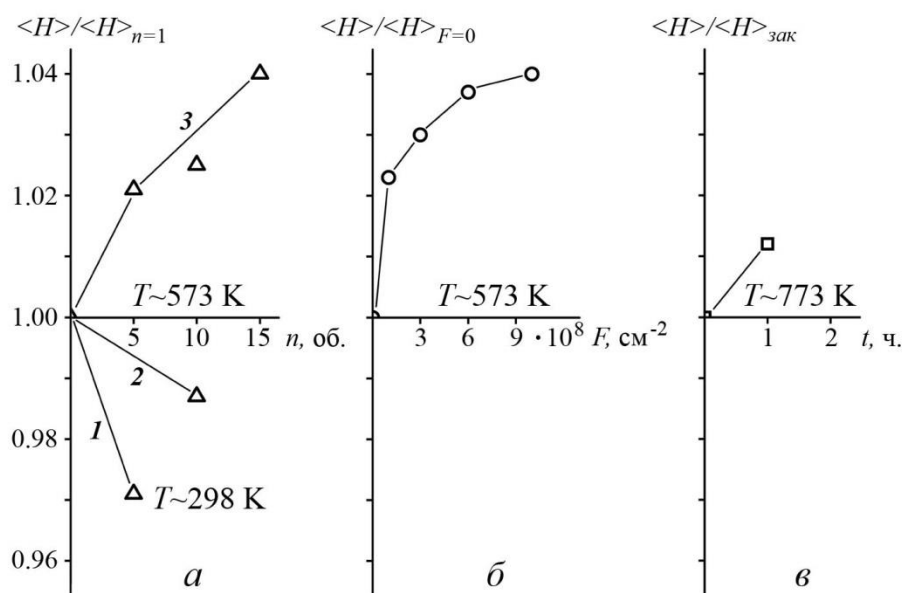


Рис. Относительное сверхтонкое магнитное поле сплавов Fe<sub>65.8</sub>Ni<sub>34.2</sub> и Fe<sub>64.5</sub>Ni<sub>35.5</sub> после воздействия: а –  $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{n=1}$  сплава Fe<sub>64.5</sub>Ni<sub>35.5</sub> после СД закаленного сплава при 298 К

(1), СД состаренного сплава при 298 К (2), СД закаленного сплава при 573 К (3);  $b - \langle H \rangle / \langle H \rangle_{F=0}$  сплава  $Fe_{65.8}Ni_{34.2}$  после облучения электронами при 573 К;  $v - \langle H \rangle / \langle H \rangle_{zak}$  сплава  $Fe_{64.5}Ni_{35.5}$  после старения при 773 К, 1 ч.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6) при поддержке РФФИ (грант № 18-03-00216).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМАГНИТНОЙ ОБЛАСТИ МОНОНИТРИДА УРАНА МЕТОДОМ ЯМР $^{14}N$

В.В. Оглобличев<sup>1</sup>, А.М. Потапов<sup>2</sup>, С.В. Верховский<sup>1</sup>, А.В. Мирмельштейн<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
([ogloblichev@imp.uran.ru](mailto:ogloblichev@imp.uran.ru))

<sup>2</sup>Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики имени академика Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия

В работе представлены результаты исследования методами спектроскопии ядерного магнитного резонанса (ЯМР) на ядре  $^{14}N$  особенностей зарядового и спинового состояния магнитных ионов урана в парамагнитной фазе мононитрида урана (UN). До сих пор, применение метода ЯМР ограничивалось регистрацией спектров  $^{14,15}N$  [1, 2] без систематического исследования релаксационных характеристик ядерных моментов, содержащих сведения о низкочастотной динамике спиновых возбуждений магнитных ионов урана.

Спектры ЯМР  $^{14}N$ , времена спин-решеточной релаксации  $T_1$  получены в области температур  $T = 84 - 375$  К и магнитном поле  $H = 117.74$  кЭ. Температурная зависимость сдвига линии ЯМР  $^{14}N$  пропорциональна спиновой части магнитной восприимчивости  $5f$  электронов  $\chi_{s,5f}$  урана и может быть записана в виде:  $K = K_0 + (3.00 \pm 0.05) \times \chi_{s,5f}$  при  $K_0 \approx 0$ . Отношение экспериментально определенной величины  $TT_1K^2 = 10.8 \pm 0.5$  к теоретически рассчитанному значению вклада Корринги составляет 21.5, что значительно больше, чем для обычных металлов. Это свидетельствует о том, что ядерная релаксация основана на косвенной связи между ядром  $^{14}N$  и локализованными магнитными моментами урана через электроны проводимости.

Совместное обсуждение полученных результатов также позволило выяснить температурную зависимость характерной энергии спиновых флуктуаций электронов  $5f$  оболочки урана:  $\Gamma_{nmr}(T) \propto T^{0.54(4)}$ . Зависимость  $\Gamma_{nmr}(T)$  близка к зависимости  $\Gamma(T) \propto T^{0.5}$ , характерной для концентрированных систем Кондо выше температуры формирования когерентного состояния. Также заслуживает внимания большая величина  $\Gamma_{nmr}$ , которая, по нашему мнению, определяется энергетическим масштабом флуктуирующего валентного состояния магнитного иона урана в UN, основным состоянием которого является квантовая суперпозиция нескольких электронных конфигураций  $5f$  оболочки от  $f^3$  до, возможно, немагнитной конфигурации  $f^0$  [3].

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-72-10022).*

### Литература

1. Kuznietz M., *Physical Review*, v. **180** (1969), p. 476.

2. Kuznietz M., Van Ostenburg D.O., *Physical Review B*, v. 2 (1970), p. 3453.

3. Оглобличев В.В., Потапов А.М., Верховский С.В., Мирмельштейн А.В., *Письма в ЖЭТФ*, т. 108 (2018), №. 9, с. 650.

## МЕССБАУЭРОВСКИЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКОГО СПЛАВЛЕНИЯ $^{238}\text{U}$ С $^{57}\text{Fe}$

К.А. Козлов<sup>1</sup>, В.А. Шабашов<sup>1</sup>, В.В. Сагарадзе<sup>1</sup>, Ю.Н. Зуев<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([kozlov@imp.uran.ru](mailto:kozlov@imp.uran.ru))  
<sup>2</sup>РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия

Проблема термической стабильности и набухания радиоактивного топлива на основе урана является чрезвычайно важной. Известно, что введение небольшого количества железа повышает термическую стабильность урана. Растворимость железа в уране при 650 °С меньше 0.014 %, а урана в  $\alpha$ -Fe практически отсутствует. С целью увеличения содержания железа в уране было проведено исследование возможности легирования урана железом с применением механического сплавления (МС).

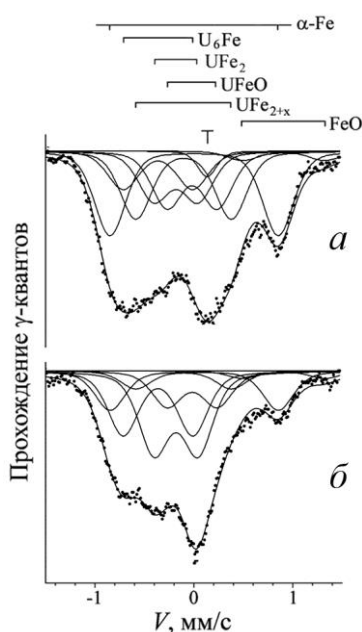


Рис. Мессбауэровские спектры образцов, полученных в результате механосинтеза сдвигом под давлением фольг  $\alpha$ -U +  $^{57}\text{Fe}$  (а) и последующего отжига при 300 °С, 1 ч (б).

В качестве исходного материала для МС служил  $\alpha$ - $^{238}\text{U}$  с примесью железа (~ 3 масс. %) и  $\alpha$ -Fe, обогащенное до 95.78 масс. % резонансным изотопом  $^{57}\text{Fe}$ . Деформацию осуществляли методом сдвига под давлением (СД) 9 ГПа во вращающихся наковальнях Бриджмена по схеме «сэндвич»: фольга урана/фольга (или порошок) железа.

Показано, что в условиях сдвига со степенью деформации  $\varepsilon = 6.2$  (5 оборотов) и  $\varepsilon = 7.0$  (10 оборотов наковален) мессбауэровский спектр сформированного образца представляет собой суперпозицию секстета ферромагнитного  $\alpha$ -Fe с сателлитом  $\alpha$ -Fe(U), а также дублетов прекурсора  $\text{U}_m\text{Fe}_n$  и парамагнитных интерметаллидов  $\text{UFe}_2$ ,  $\text{U}_6\text{Fe}$  [1]. После невысокого изотермического отжига при 300 °С, 1 час наблюдается значительный рост количества интерметаллидов  $\text{UFe}_2$  и  $\text{U}_6\text{Fe}$  за счет метастабильных  $\text{U}_m\text{Fe}_n$  и  $\alpha$ -Fe(U). Фазовый состав МС образцов после деформации и термического отжига соответствовали диаграмме равновесия системы U-Fe со стороны урана и со стороны железа [2].

Таким образом, с использованием МС и последующего термического отжига сформирована структура, содержащая смесь  $\alpha$ -U,  $\alpha$ -Fe и интерметаллидов  $\text{UFe}_2$  и  $\text{U}_6\text{Fe}$ .

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6) и проекту №18-10-2-39 Программы УрО РАН при поддержке РФФИ (грант № 18-03-00216).

### Литература

1. Tsutsui S., Nakada M., Kobayashi Y., Nasu S., Haga Y., Onuki Y., *Hyperfine Interactions*.



133 (2001), p. 17.

2. Grogan J.D., Nakada M., Kobayashi Y., Nasu S., Haga Y., Onuki Y., *Jornal Inst. Metals*. **77** (1950), p. 571.

## НЕОБЫЧНЫЕ СВОЙСТВА $\epsilon$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – РЕДКОЙ ПОЛИМОРФНОЙ МОДИФИКАЦИИ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА

Д.А. Балаев<sup>1</sup>, А.А. Дубровский<sup>1</sup>, С.В. Семенов<sup>1</sup>, Ю.В. Князев<sup>1</sup>, О.А. Баюков<sup>1</sup>,  
А.А. Красиков<sup>1</sup>, В.Л. Кириллов<sup>2</sup>, С.С. Якушкин<sup>2</sup>, О.Н. Мартьянов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия  
([dabalaev@iph.krasn.ru](mailto:dabalaev@iph.krasn.ru))

<sup>2</sup>Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск, Россия

Полиморфная модификация трёхвалентного оксида железа –  $\epsilon$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> существует только в наноразмерном виде. Этот магнитный материал уникален по своим свойствам, поскольку наночастицы размерами ~ 20 nm демонстрируют большую коэрцитивную силу (~ 20 кОе) при комнатной температуре [1-3], а также эффективно поглощают электромагнитное излучение в миллиметровом диапазоне волн. В диапазоне 80-150 К в  $\epsilon$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> происходит магнитный переход, сопровождающийся кардинальным изменением магнитных свойств [2-4]. Этот оксид железа обладает высокой температурой магнитного упорядочения, около ~ 850 К [5], при этом в окрестности ~ 500 К происходит ещё один магнитный переход. Нецентросимметричная структура  $\epsilon$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с пространственной группой R<sub>3</sub>h21 предполагает наличие сегнетоэлектричества, и в связи с этим  $\epsilon$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> демонстрирует магнитодиэлектрический эффект. В докладе будет проведён обзор известных работ, посвящённых оксиду  $\epsilon$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также результатов, полученных авторами [6-9]. Особое внимание будет уделено поверхностным эффектам в проявляющимся в магнитных свойствах систем ультрамалых частиц (~ 3-6 nm) [7,9].

*Работы выполняются при поддержке гранта РНФ, №17-12-01111.*

### Литература

1. Tronc E., Chaneac C., Jolivet J.P., and Greneche J.M., *J. Appl. Phys.* **98** (2005) 053901.
2. Gich M., Roig A., Frontera C., et al, *J. Appl. Phys.* **98** (2005) 044307.
3. Gich M., Frontera C., Roig A., et. al, *Chem. Mater.* **18** (2006) 3889.
4. Kurmoo M., Rehspringer J., Hutlova A., et al., *Chem. Mater.*, **17** (2005) 1106.
5. García-Muñoz J. L., Romaguera A., et al, *Chem. Mater.*, **29** (2017) 9705.
6. Yakushkin S.S., Balaev D.A., Dubrovskiy A.A., et al, *Ceramics International* **44** (2018) 17852.
7. Князев Ю.В., Балаев Д.А., Кириллов В.Л., и др., *Письма ЖЭТФ* **108** (2018) 558.
8. Dubrovskiy A.A., Balaev D.A., Krasikov A.A., et al, *Solid State Commun.*, **289** (2019) 27.
9. Dubrovskiy A.A., Balaev D.A., Shaykhutdinov K.A., et al., *J. Appl. Phys.* **118** (2015) 213901.



## СИНТЕЗ И СПИН-ЗАВИСИМЫЙ ТРАНСПОРТ В ГИБРИДНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ СИЛИЦИДА ЖЕЛЕЗА

А.С. Тарасов<sup>1</sup>, М.В. Рауцкий<sup>1</sup>, А.В. Лукьяненко<sup>1</sup>, Д.А. Смоляков<sup>1</sup>, И.А. Бондарев<sup>1</sup>,  
И.А. Яковлев<sup>1</sup>, И.А. Тарасов<sup>1</sup>, С.Н. Варнаков<sup>1</sup>, С.Г. Овчинников<sup>1</sup>, Н.В. Волков<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского, Федеральный исследовательский центр "Красноярский научный центр СО РАН", Красноярск, 660036, Россия ([taras@iph.krasn.ru](mailto:taras@iph.krasn.ru))

Исследование спин-зависимых транспортных явлений в структурах на основе полупроводников и ферромагнетиков перспективно для дальнейшего внедрения спиновой функциональности в традиционные кремниевые КМОП и КНИ технологии [1]. В этой работе мы представляем результаты исследований электронного транспорта в эпитаксиальных гибридных структурах Fe<sub>3</sub>Si/p-Si.

Пленки Fe<sub>3</sub>Si были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии в условиях сверхвысокого вакуума на низколегированных подложках p-Si с концентрацией носителей  $2 \times 10^{15} \text{ cm}^{-3}$ . Для исследований спин-зависимых транспортных свойств были изготовлены диод Шоттки и трехтерминальное микроустройство с расстоянием между ближайших контактов 10 мкм (вставка на Рис.1 (а)). Измерения проводились с помощью прецизионных приборов KEITHLEY 2634b и Agilent E4980A.

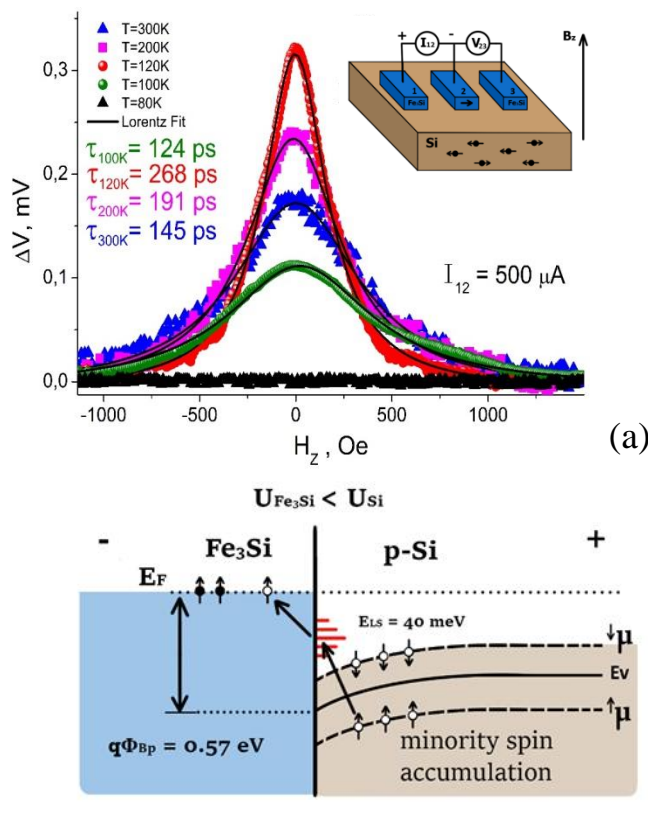


Рисунок 1. (а) Полевые зависимости локального напряжения  $\Delta V$  измеренного для трехтерминального устройства Fe<sub>3</sub>Si/p-Si в перпендикулярном магнитном поле и подгонка функции Лоренца. На вставке показано микроустройство. (б) Энергетическая зонная диаграмма перехода Fe<sub>3</sub>Si/p-Si со схемой спин-зависимого транспорта дырок.

В трехтерминальном устройстве Fe<sub>3</sub>Si/p-Si методом Ханле был обнаружен эффект спиновой аккумуляции (Рис.1 (а)). Аппроксимация экспериментальных кривых функцией Лоренца позволила рассчитать время жизни спинового состояния в кремнии, которое оказалось сравнимо с литературными данными для структур с высоколегированным

кремнием. Для объяснения наблюдаемого эффекта в нашей структуре с низкодопированным кремнием были проведены исследования электрических свойств интерфейса ферромагнетик/полупроводник. Определена величина барьера Шоттки, а также установлено присутствие интерфейсных локализованных состояний на границе раздела, на основании чего предложена схема спин-зависимой электрической экстракции (Рис.1 (b)). Дырки с параллельным  $Fe_3Si$  спином туннелируют из валентной зоны в ферромагнитный электрод через локализованные состояния. Это приводит к спиновой аккумуляции в валентной зоне кремния.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, Правительства Красноярского края, Красноярского краевого фонда науки в рамках научного проекта № 18-42-243022.*

### Литература

1. D.E. Nikonov, I.A. Young, *Proceedings of the IEEE V*: 101, I: 12, (2013).

## СИНТЕЗ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ИМПУЛЬСАХ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА В ВОДЕ С КОНЦЕНТРАЦИЕЙ NaCl 0.1Г/Л И ТРАНСМУТАЦИЯ ЧАСТИ ЭКСТРАГИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА ЛАТУННЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

М.П. Кащенко<sup>1,2</sup>, В.Ф. Балакирев<sup>3</sup>, М.Б. Смирнов<sup>1</sup>, Ю.Л. Чепелев<sup>1</sup>, В.В. Илюшин<sup>1</sup>,  
Н.В. Николаева<sup>4</sup>, В.Г. Пушин<sup>2,4</sup>

<sup>1</sup> *Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия*  
([mpk46@mail.ru](mailto:mpk46@mail.ru))

<sup>2</sup> *Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*

<sup>3</sup> *Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

<sup>4</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

Согласно данным главы 4 в [1], при специфическом варианте электролиза воды и водных растворов солей наблюдается синтез достаточно широкого набора химических элементов. Возможное объяснение механизма синтеза требует расширения традиционных представлений [2, 3]. В то же время целесообразно наращивание базы экспериментальных данных, их систематизации и анализа, как с целью независимого подтверждения известных фактов синтеза элементов, так и установления новых вариантов образования элементов и уточнения условий их формирования. Для решения части задач, согласно [4], была собрана упрощенная, по сравнению с [1], установка, позволяющая осуществлять импульсные электрические разряды в воде и водных растворах солей с использованием колебательного контура, настроенного в резонанс с питающим напряжением (220В, 50Гц). В частности, в первом эксперименте для увеличения начальной проводимости использовался раствор NaCl с концентрацией 0.1г/л. В качестве материала полых трубчатых электродов использовалась латунь (63.77 ат % Cu, 37.23 ат % Zn). Стартовая разность потенциалов составляла 560В. Зазор между электродами составлял 0.7-1мм. Электроды располагались вертикально. Между верхним и нижним сосудом вода двигалась самотоком. Каждая серия разрядов сопровождалась появлением порции жидкости с темной (черной) окраской с последующим выпадением осадка. Анализ осадка с помощью энергодисперсионной методики показал, что, наряду с продуктами простой эрозии электродов (элементы Cu и Zn), имеются синтезированные элементы (Mg, Si, S, Fe и ряд других), что подтверждает данные [1, 4].

Кроме того, идентифицированы шарообразные частицы (с диаметрами до нескольких мкм), основным компонентом состава которых является Fe. Появление таких частиц указывает, по-видимому, на возможность экстрагирования материала из области локального плавления электродов, сопровождающейся трансмутацией меди и цинка, механизм которой требует отдельного обсуждения. Значит, при эрозии электродов не все железо синтезируется из воды, как предполагалось в [4].

Авторы выражают благодарность В.А. Панькову и Б.П. Кузьмину за инициацию постановки экспериментальных исследований, подтверждающих синтез элементов.

### Литература

1. Балакирев В.Ф., Крымский В., Болотов Б.В. и др. , *Взаимопревращения химических элементов*, УрО РАН, Екатеринбург, 2003, 97 с.
2. Kashchenko M.P., Balakirev V.F., *Letters on materials*. т. 7 (2017), №4, с.380-383
3. Kashchenko M.P., Balakirev V.F., *Letters on materials*. т.8 (2018), №2, с.380-383
4. Паньков В.А., Кузьмин Б.П., *Актуальные проблемы современной науки*. (2008), №5, с.117-130.

## СПЕКТР МАГНИТНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ И ПОВЕДЕНИЕ ОБЪЕМНОГО МОДУЛЯ $\delta$ -ФАЗНОГО ПЛУТОНИЯ

А.В. Мирмельштейн, В.Н. Матвиенко  
ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина» Снежинск, Россия  
([mirmelstein@mail.ru](mailto:mirmelstein@mail.ru))

Как известно, металлический плутоний обладает целым рядом уникальных физических свойств, благодаря которым он и получил репутацию самого загадочного элемента периодической системы. Несмотря на значительный прогресс, как в области экспериментальных исследований, так и в области теории, интерес к металлическому плутонию не ослабевает. В частности, недостаточно разработана проблема упругих свойствах плутония. Давно известно, что чистый (нелегированный) плутоний в области существования  $\delta$ -фазы сжимается при повышении температуры. Этот эффект обычно объясняют в рамках так называемого «инварного» механизма [1,2]. Однако физическая природа двухуровневой системы, лежащей в основе «инварной» модели, довольно туманна. Дискуссионным является и вопрос об аномальном поведении объемного модуля  $\delta$ -фазных составов Pu-Ga сплавов, уменьшающегося с ростом температуры в том же

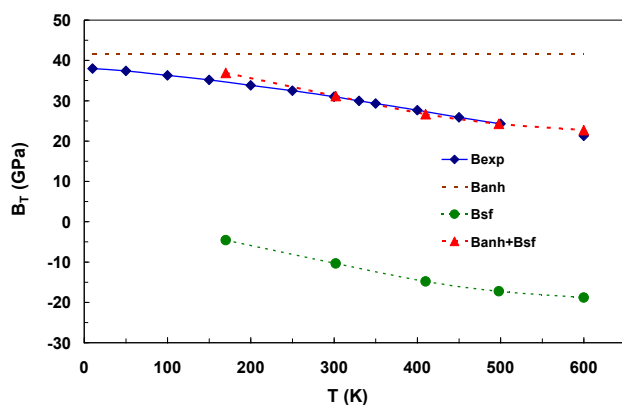


Рисунок 1. Температурная зависимость объемного модуля  $V_T$ , рассчитанная в данной работе ( $V_{sf}$ , зеленые кружки). Экспериментальные значения показаны синими ромбами. Предполагается, что обусловленный ангармонизмом вклад  $V_{anh} = 41.5$  ГПа (коричневая точечная линия) не зависит от температуры. Красные треугольники – сумма  $V_{sf}$  и  $V_{anh}$ .

температурном интервале, в котором кристаллическая решетка сжимается или имеет нулевой КТР [3]. Скорее всего, аномальное поведение объемного модуля связано с особенностями магнитных степеней свободы, однако трактовка, предложенная в [4], вызывает серьезные вопросы (см., например, [5]). В данной работе предлагается альтернативный подход, базирующийся на результатах неупругого рассеяния нейтронов [6]. Рассматривая  $\delta$ -Pu как Кондо систему и используя термодинамические соотношения [7], мы показываем, что такой подход позволяет, в принципе, объяснить аномальное смягчение объемного модуля  $\delta$ -Pu (Рис. 1). Однако для подтверждения предлагаемого механизма необходимы дополнительные экспериментальные исследования спектра магнитных возбуждений плутония.

### Литература

1. A.C. Lawson et al., *Philos. Mag.* **86**, 2713 (2006).
2. T. Lee et al., *Phys. Rev. B* **89**, 174114 (2014).
3. A.C. Lawson et al., *Philos. Mag.* **82**, 1837 (2002)
4. A. Migliori et al., *Proc. Nat. Acad. Sci. USA* **113**, 11158 (2016)
5. M. Janoschek et al., *Proc. Nat. Acad. Sci. USA* **114**, E268 (2017)
6. M. Janoschek et al., *Sci. Adv.* **1**:e1500188 (2015)
7. J.W. Allen and L.Z. Liu, *Phys. Rev. B* **46**, 5047(1992)

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МАГНИТНЫХ И РЕЗОНАНСНЫХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА $\text{PbMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{VO}_4$ ( $x=0, 0.1$ )

М.И. Колков<sup>1</sup>, А.И. Панкрац<sup>1,2</sup>, А.Д. Балаев<sup>1</sup>, С.Е. Никитин<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>Институт Физики им. Куренского, Федеральный исследовательский центр КНЦ РАН, Красноярск, Россия

<sup>2</sup>Сибирский Федеральный Университет, Красноярск, Россия

<sup>3</sup>Max Planck Institute for Chemical Physics of Solids, Dresden, Germany

<sup>4</sup>Institut für Festkörper- und Materialphysik, Technische Universität Dresden, Dresden, Germany

Монокристаллы  $\text{PbMn}_{1-x}\text{Fe}_x\text{VO}_4$  ( $x=0, 0.1$ ) были впервые получены методом спонтанной кристаллизации из раствор – расплава и относятся к ромбической пространственной группе  $R\bar{3}m$ . На данных монокристаллах были исследованы магнитные, резонансные и теплофизические свойства. Монокристалл  $\text{PbMnVO}_4$  является сильноанизотропным ферромагнетиком с легкой осью, совпадающей с ромбической осью  $a$ , и температурой Кюри 30.3 K [1,2]. Аномально большие значения величины щели в спектре ФМР  $\nu = 112$  ГГц вызвано сильной анизотропией в  $\text{PbMnVO}_4$ .

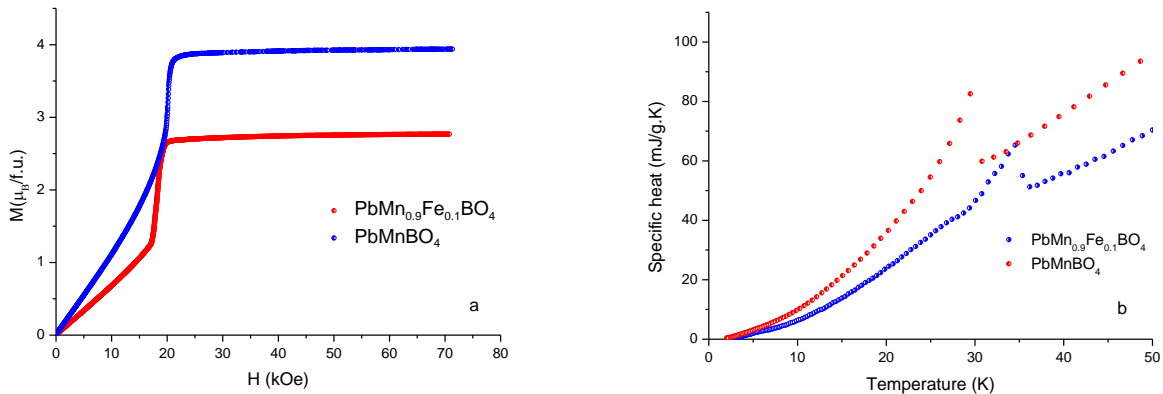


Рис. 1. а – Полевые зависимости намагниченности вдоль оси *b* при  $T = 4.2$  К, б – Температурные зависимости теплоемкости в нулевом поле

Ферримагнитный тип магнитного упорядочения, а также величина намагниченности насыщения  $M_s$  в замещенном монокристалле  $\text{PbMn}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{BO}_4$  имеет величину 2,67 магнетонов Бора на формульную единицу, что в отличие от незамещенного  $\text{PbMnBO}_4$  связано с тем, что структура данного соединения, по – видимому, состоит из двух подрешеток, образованных ионами Mn и Fe, магнитные моменты которых антипараллельны. Характер намагниченности на рис.1а говорит о структурном фазовом переходе первого рода, в области 20 кЭ. Анализ температурной зависимости теплоемкости  $\text{PbMn}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}\text{BO}_4$  в нулевом внешнем магнитном поле позволил установить температуру перехода  $T_c$  равную 35 К (Рис. 1б), чуть большую чем в  $\text{PbMnBO}_4$   $T_c = 30.3$  К, что связано с увеличением средних обменных взаимодействий в данном монокристалле.

*Работа выполнена при грантовой поддержке Крайфонд - РФФИ, проект 18-42-240008.*

### Литература

1. Pankrats A. et al., *ЖММ*. т. **414** (2016), с. 82.
2. Pankrats A. et al., *ЖММ*. т. **471** (2019), с. 416.

## ТВЕРДОСТЬ И ПОВРЕЖДЕННОСТЬ ШАРА ИЗ СПЛАВА U-Fe-Ge ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Д.А. Беляев, А.С. Александров, Ю.Н. Зуев, Е.А. Козлов, С.А. Лекомцев, А.С. Недосвити, И.Л. Святов, Е.А. Леви  
ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», г. Снежинск ([bad1331@mail.ru](mailto:bad1331@mail.ru))

В работе приведены результаты металлографического исследования структурного состояния шара из трехфазного сплава U-Fe-Ge (рисунок 1), сохраненного после симметричного взрывного нагружения сходящимися ударными волнами (рисунок 2).



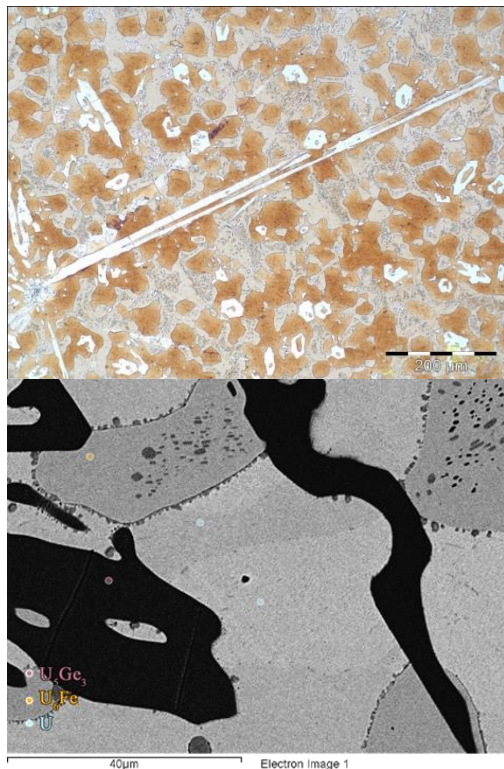


Рисунок 1 — Трехфазная микро- структура сплава U-Fe-Ge

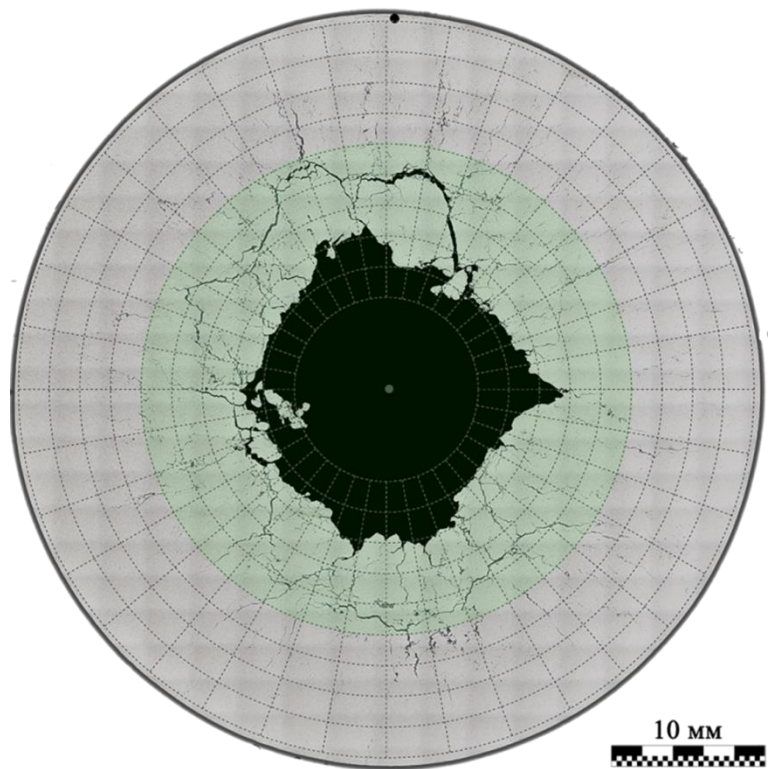


Рисунок 2 — Поврежденность в меридиональном сечении шара, обусловленная взрывным нагружением

Исходная геометрия шара и режим нагружения идентичны шару из нелегированного плутония, исследованного в [1]. Исследование проводилось методами световой и растровой электронной микроскопии, микротвердометри с применением метода цифрового картирования измеренных физических величин [2].

Получены и проанализированы статистические и пространственные распределения поврежденности, микротвердости и твердости в меридиональном сечении шара, а также изменения микроструктурного состояния. Установлен характер разрушения материала и выявлены закономерности локализации его по радиусу.

### Литература

1. Козлов Е.А., Б.В. Литвинов, Тимофеева Л.В. Структурные и фазовые превращения, откольные и сдвиговые повреждения шара из нелегированного плутония при взрывном нагружении. *Литвинов Б. В. Избранные труды.* — 2014. <http://elib.biblioatom.ru>
2. Д.А. Беляев, Ю.Н. Зуев, А.В. Лукин, И.Л. Святков. Применение метода цветового картирования в металлографических исследованиях образцов после динамического нагружения. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* № 6, Т. 82, 2016. С. 40 — 43.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ НИТРИДНОГО ТОПЛИВА

В.Г. Субботин, М.В. Степанов, В.А. Горохов  
 ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», Снежинск, Российская  
 Федерация ([step74h3@mail.ru](mailto:step74h3@mail.ru))

Ползучесть одна из важных характеристик ядерного топлива, которая, в том числе,

определяет его поведение в реакторе в условиях повышенных температур и характер взаимодействия топлива с оболочкой твэл. Применительно к нитриднему уран-плутониевому топливу данные о его термической ползучести в доступной литературе практически отсутствуют.

В РФЯЦ-ВНИИТФ выполнена серия экспериментов по исследованию термической ползучести нитридных топливных таблеток в диапазоне температур от 1050 до 1450 °С и напряжениях в таблетках от 10 до 50 МПа. Построены диаграммы ползучести таблеток различной пористости (от 10 до 23 %) и разным содержанием нитрида плутония (от 0 до 20 % масс.) Получены зависимости скорости установившейся ползучести образцов от температуры при постоянном напряжении, и зависимости скорости установившейся ползучести образцов от напряжения при постоянной температуре.

Исследования проводились на топливных таблетках, изготовленных в РФЯЦ-ВНИИТФ методом порошковой металлургии из нитридов, полученных прямым синтезом из соответствующих металлов. Исследования проводились методом одноосного сжатия образцов на специальном боксированном стенде разработки РФЯЦ-ВНИИТФ.

Работа выполнялась в соответствии с [1] по техническому заданию и финансовой поддержке АО «ВНИИНМ».

*Выражаем благодарность И.В. Санникову, А.В. Левинскому, Н.С. Шмелеву, Ю.П. Цыплятникову за изготовление образцов и А.А. Дементьеву, А.В. Балухеву, С.В. Горохову, Д.Н. Алексеенко за участие в экспериментах.*

#### Литература

1. Комплексная программа расчетно-экспериментального обоснования плотного топлива для реакторов на быстрых нейтронах. Инв. № 00195 ПР от 24.03.2015 с дополнением инв. № 95 ПР от 20.10.2016.

## ФОТОВОЛЬТАИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ В МДП СТРУКТУРАХ

И.А. Бондарев<sup>1</sup>, М.В. Рауцкий<sup>1</sup>, А.В. Лукьяненко<sup>1</sup>, А.С. Тарасов<sup>1</sup>, И.А. Яковлев<sup>1</sup>,  
Л.В. Шанидзе, С.Н. Варнаков<sup>1</sup>, С.Г. Овчинников<sup>1</sup>, Н.В. Волков<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского, Федеральный исследовательский центр  
"Красноярский научный центр СО РАН", Красноярск, 660036, Россия ([bia@iph.krasn.ru](mailto:bia@iph.krasn.ru))

<sup>2</sup>Сибирский государственный университет, 660041, Красноярск, Россия

Структуры металл/диэлектрик/полупроводник (МДП) активно исследуются в последние десятилетия, в связи с рядом интересных явлений, таких как эффект гигантского магнитосопротивления (ГМС), спиновая инжекция, спиновая аккумуляция и т.д. Такие структуры сочетают в себе электрические свойства металлов и магнитные свойства полупроводников, что находит широкое применение в устройствах спинтроники. Исследования латерального фотовольтаического эффекта (ЛФЭ) применяются при создании чувствительных позиционных детекторов и солнечных батарей.

Данная работа посвящена исследованию ЛФЭ в МДП структурах. В качестве главного образца выступает структура Mn/SiO<sub>2</sub>/n-Si. На подложке кремния Si(100) методом химического травления был сформирован тонкий слой диэлектрика SiO<sub>2</sub> (1,5 нм). Пленка марганца толщиной 15 нм была напылена методом молекулярно-лучевой эпитаксии.



Рисунок 1. Полевая зависимость магниторезистивного эффекта в структуре Mn/SiO<sub>2</sub>/n-Si, при облучении лазером с  $\lambda=809$  нм на различных мощностях излучения.

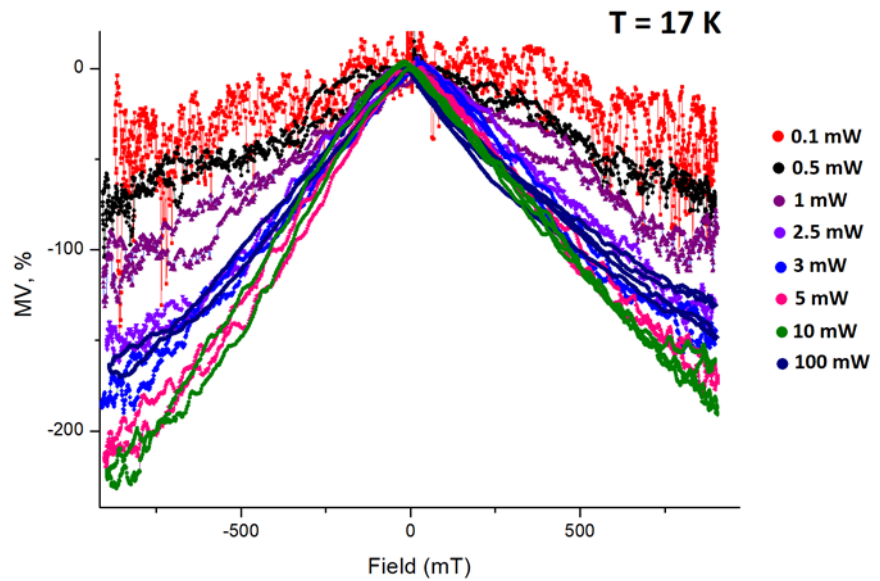


Рисунок 1 демонстрирует полевую зависимость магниторезистивного эффекта. Величина MV вычисляется по формуле  $MV = [V(H) - V(0)] / V(0) \times 100\%$ ; где  $V(H)$  – напряжение в магнитном поле  $H$ , а  $V(0)$  – напряжение в отсутствии поля. Измерение выполнялось в режиме диода (верхний контакт располагался на пленке, а нижний со стороны подложки), при облучении структуры лазером с  $\lambda=809$  нм. Наблюдается сильная зависимость фотонапряжения от величины магнитного поля и мощности лазера, что частично связано с наличием поверхностных центров, локализованных на границе раздела диэлектрик/полупроводник.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ № 17-02-00302.*

### Литература

1. Volkov, N. V., Tarasov, A. S., Rautskii, M. V., Lukyanenko, A. V., Bondarev, I. A., Varnakov, S. N., & Ovchinnikov, S. G. (2017). Magneto-transport phenomena in metal/SiO<sub>2</sub>/n(p)-Si hybrid structures. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*.

## УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ТЕРМОХИМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СНУП ТОПЛИВА

В.Г. Субботин, В.А. Шелан, В.А. Горохов, И.В. Санников  
ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», Снежинск, Россия

Одним из претендентов на ядерное топливо для реакторов на быстрых нейтронах (РБН) рассматривается топливо на основе смеси нитридов урана и плутония, которое по сравнению с оксидным имеет более высокую плотность и теплопроводность. Однако имеющихся, на сегодняшний день, данных о теплофизических и термомеханических характеристик, необходимых для обоснования работоспособности твэл РБН с нитридным уран-плутониевым топливом, явно недостаточно.

В РФЯЦ-ВНИИТФ проведены исследования упругих характеристик и термохимической стабильности нитридных уран-плутониевых ((U,Pu)N) топливных таблеток. Получены температурные зависимости модуля упругости нитридных таблеток с пористостью от 10 до 20 % и содержанием нитрида плутония (PuN) от 0 до 20 % масс. Определены

температуры начала термического разложения UN и (U,Pu)N в условиях вакуума. Получены данные о скорости диссоциации UN и (U,Pu)N в вакууме, и в аргоне с добавками азота в диапазоне температур от 1800 до 2100 °С.

Исследования проводились на нитридных таблетках, изготовленных в РФЯЦ-ВНИИТФ методом порошковой металлургии из нитридов, полученных прямым синтезом из соответствующих металлов. Для измерения модуля упругости нитридных таблеток использовалась ультразвуковая установка разработки НИЯУ МИФИ, размещенная в перчаточном боксе. Исследования термохимической стабильности проводились на специальном боксированном стенде разработки РФЯЦ-ВНИИТФ, оснащенный квадрупольным масс-спектрометром с разрешением до 300 а.е.м.

Работа выполнялась в соответствии с [1] по техническому заданию и финансовой поддержке АО «ВНИИНМ».

*Выражаем благодарность Беляеву Дмитрию Анатольевичу, Торопову Илье Владимировичу, Лекомцеву Сергею Анатольевичу, Недосвиту Александру Сергеевичу за проведение структурных исследований топливных таблеток.*

### Литература

1 Комплексная программа расчетно-экспериментального обоснования плотного топлива для реакторов на быстрых нейтронах. Инв. № 00195ПР от 24.03.2015 с дополнением инв. № 95 ПР от 20.10.2016.

## УСКОРЕННОЕ РАСТВОРЕНИЕ И ВЫДЕЛЕНИЕ ФАЗ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА ПРИ МЕГАДЕФОРМАЦИИ. СОПОСТАВЛЕНИЕ С РАДИАЦИОННЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

В.А. Шабашов

<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([shabashov@imp.uran.ru](mailto:shabashov@imp.uran.ru))

В современном материаловедении активное развитие получило научное направление деформационного наноструктурирования и аномальных фазовых переходов, индуцированных большой пластической деформацией. Релаксация структуры по пути индуцированного большой (мега)-деформацией атомного перераспределения в виде ближнего упорядочения в бинарных сплавах железа, растворения и выделения дисперсных нитридов и карбидов в сталях и интерметаллидов в стареющих сплавах является предметом настоящего исследования. В качестве основного метода большой пластической деформации наряду с практически важными помолом в шаровых мельницах и фрикционным воздействием использован сдвиг под давлением в наковальнях Бриджмена, позволяющий контролировать степень, скорость и температуру деформационного воздействия. На локальном уровне ближайших атомных соседств (одной – двух координационных сфер относительно железа) исследован атомный массоперенос, обусловленный генерацией большого количества точечных дефектов деформационного происхождения и проведено сопоставление с облучением высокоэнергетическими частицами. Установлено изменение направления фазовых переходов и аномальное ускорение упорядочения и выделения дисперсных фаз при изменении температуры ( $T < 0.3 T_{пл}$ ) и скорости (от  $2 \cdot 10^{-2}$  до  $8 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ) деформации и показана возможность регулирования ультрамелкозернистой структуры с твердорастворным упрочнением и дисперсионным твердением.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6) при поддержке РФФИ (грант № 18-03-00216).*

## ЭФФЕКТЫ МАГНИТНОЙ ПРИМЕСИ В КОНДО-ИЗОЛЯТОРЕ

П.А. Алексеев<sup>1,2</sup>, В. Фурман<sup>3</sup>, Ж.-М. Миньо<sup>4</sup>, К.С. Немковский<sup>5</sup>, Е.С. Клементьев<sup>6</sup>,  
В.Н. Лазуков<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИЦ «Курчатовский институт» Москва, РФ. ([pavel\\_alekseev-r@mail.ru](mailto:pavel_alekseev-r@mail.ru))

<sup>2</sup>НИЯУ «МИФИ» Москва РФ

<sup>3</sup>The Johns Hopkins University, Baltimore, Maryland 21218 USA

<sup>4</sup>Laboratoire Leon Brillouin, CEA-CNRS, CEA/Saclay, France

<sup>5</sup>Forschungszentrum Julich GmbH, Lichtenbergstrae 1, 85747 Garching, Germany

<sup>6</sup>I. Kant Baltic Federal University, REC "Functional Nanomaterials", Kaliningrad, Russia

В работе анализируется влияние магнитного момента примеси на термодинамические характеристики и спектр электронных возбуждений кондо-изоляторов (КИ)  $\text{SmB}_6$  и  $\text{YbB}_{12}$ , а также тяжело-фермионной (ТФ) системы  $\text{CeAl}_3$ . В качестве магнитной примеси используются примесь Gd для  $\text{SmB}_6$  [1], примесь Tm для  $\text{YbB}_{12}$  [2] и примесь Gd для  $\text{CeAl}_3$  [3]. Для  $\text{Sm}(\text{Gd})\text{B}_6$  теплоемкость и намагниченность анализируются в широкой области относительно низких концентраций Gd (от 0.04% ат., рассматриваемой как случай "чистого"  $\text{SmB}_6$ , вплоть до 5% ат.). Для двух последних случаев ( $\text{YbB}_{12}$  [2] и  $\text{CeAl}_3$  [3]), как и для случая чистого  $\text{SmB}_6$  [4], проанализированы спектры неупругого магнитного рассеяния нейтронов при низких температурах, что соответствует режиму формирования спиновой щели и резонансной моды для типичных КИ.

Детальное исследование систем  $\text{Sm}(\text{Gd})\text{B}_6$  показало, что наличие примесного магнитного момента Gd сопровождается появлением и увеличением электронного вклада в удельную теплоемкость, наряду с подавлением собственного магнитного момента иона Gd, по мере роста его концентрации в образце. Эти результаты позволяют установить причину большого времени жизни низкотемпературной резонансной моды в  $\text{SmB}_6$  (собственная ширина линии порядка 0,1 мэВ при температуре ниже 20К), и её быстрой релаксации при повышении температуры образца. Эти результаты также проливают свет на «загадочное» исчезновение резонансной моды и модификацию спиновой щели в результате появления магнитного примесного момента в КИ  $\text{Yb}(\text{Tm})\text{B}_{12}$ . Эффекты такого типа можно обозначить как явление «кондо-недокомпенсации».

Что касается системы  $\text{Ce}(\text{Gd})\text{Al}_3$ , измеренные нейтронные спектры не показывают никакой существенной разницы между Gd- (магнитный) и Y- (немагнитный) примесными эффектами для энергии и интенсивности магнитных возбуждений в спектрах неупругого рассеяния нейтронов, что существенно отличает их от вышерассмотренных КИ. Этот факт может быть интерпретирован как следствие разницы в характере кооперативного основного состояния для КИ и одноузельного основного состояния для ТФ- систем.

Приложение магнитного поля к монокристаллу  $\text{SmB}_6$  расщепляет резонансную моду, но характер расщепления является нетривиальным и требует дополнительного теоретического анализа.

*Работа поддержана грантом РФФИ №18- 12-00133.*

### Литература

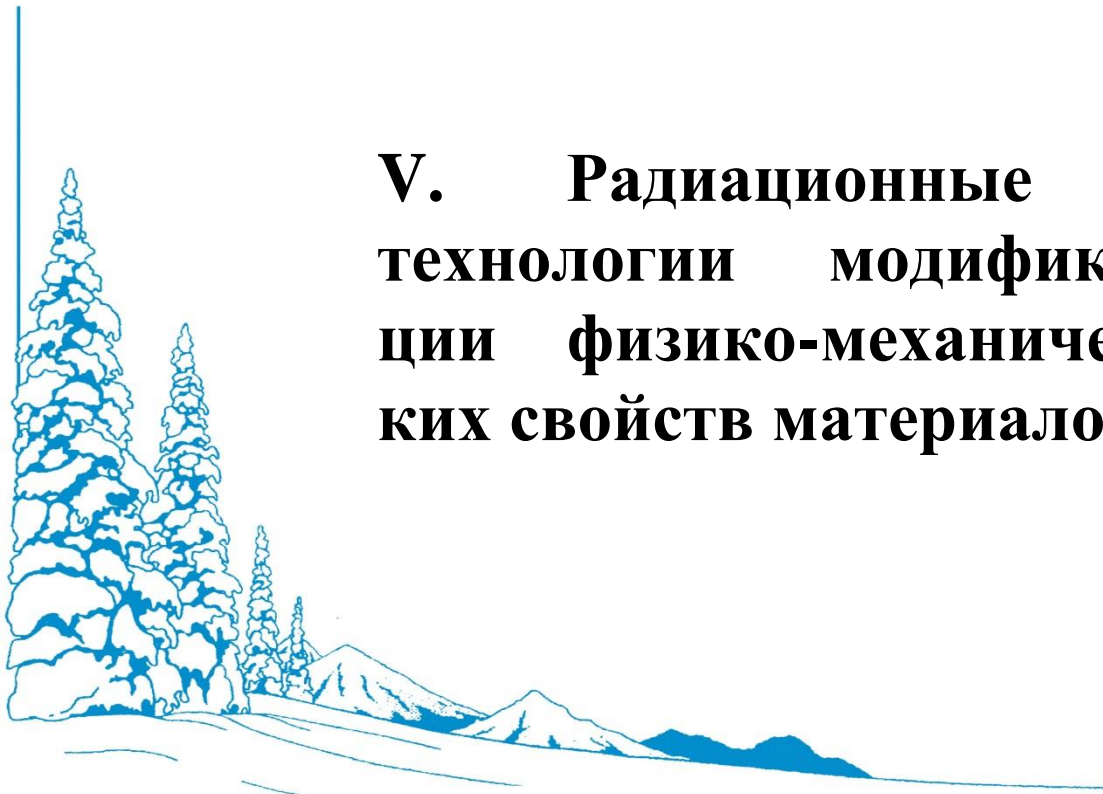
1. Fuhrman W. T., Chamorro J. R., Alekseev P.A., Mignot J.-M., Keller T., Rodriguez-Rivera

J. A., Qiu Y., Nikolic P., McQueen T. M., Broholm C. L., *Nature communications* **9**, (April 18, 2018), Article # 1539 pp.1-7

2. Alekseev P.A., Nemkovski K.S., Mignot J.-M., Clementyev E.S., Ivanov A.S., Rols S., Bewley R.I., Filipov V.B., Shitsevalova N.Y., *Phys. Rev. B* **89** (2014), p.115121.

3. Alekseev P.A., Buehrer W., Lazukov V.N., Nefeodova E.V., Sadikov I.P., Chistyakov O.D., *Physica B* (1996) **217** 241-251

4. Fuhrman W. T., Chamorro J. R., Luo Y., Alekseev P., Mignot J.-M., Prokhnenko O., Bartkowiak M., Zhao Y., Lynn J. W., Nikolic P., McQueen T. M., Broholm C. L. *Phys. Rev. Lett.* (2018), under consideration.



## V. Радиационные технологии модификации физико-механических свойств материалов

Секция введена в Программу Семинара с целью обмена информацией о новейших достижениях в области радиационного материаловедения, связанных с разработкой физических основ и применением электронно- и ионно-лучевых, а также ионно-плазменных методов модификации структуры и свойств материалов на макро-, микро-, мезо- и наномасштабном уровне. В Программу секции включены доклады, посвящённые рассмотрению фундаментальных аспектов воздействия пучков ускоренных ионов на вещество, определяющихся их корпускулярной природой и являющихся общими как для непрерывных, так и для импульсных ионных пучков.

Мощные импульсные пучки электронов, ионов, потоки плазмы и лазерного излучения ( $P > 10^7$  Вт/см<sup>2</sup>) вызывают мгновенное расплавление и даже испарение поверхностного слоя вещества. Модификация свойств при этом происходит в результате формирования и распространения мощных термоупругих волн. Совмещение ионной имплантации с другими методами, например, ионно-лучевым перемешиванием плёнок, нанесённых заранее на поверхность мишени (Ion Mixing) или ионно-ассистированным осаждением элементов из пара или плазмы (Ion Beam Assisted Deposition) с целью увеличения глубины воздействия, составляющей в обычных условиях лишь доли микрона, приводит к существенному усложнению и удорожанию процесса. В связи с этим особую актуальность приобретают интенсивно исследуемые в последнее время эффекты дальнего действия при ионной бомбардировке, позволяющие существенно увеличить глубину модифицируемой зоны, что особенно важно для разработки методов модификации поверхностных свойств конструкционных материалов.

Наиболее перспективным в настоящее время является изучение наномасштабных динамических эффектов при корпускулярном облучении. Наномасштабные области плотных каскадов атомных смещений, разогреваемых за времена порядка  $10^{-12}$  с до температур 3000-5000 К и выше являются зонами взрывного энерговыделения и источником послекаскадных уединённых ударных волн, способных перестраивать метастабильные среды. Скорость выделения энергии сопоставима с таковой при ядерном взрыве. Радиационно-динамические эффекты не принимавшиеся во внимание классической радиационной физикой конденсированных сред играют важную роль также при нейтронном облучении и самооблучении расщепляющихся материалов. Их необходимо учитывать в связи с проблемой ядерной безопасности при создании новых материалов для работы во внутрикорпусных устройствах ядерных энергетических установок, а также материалов для работы в открытом космосе.



## EFFECTS OF IRRADIATION ON DEFORMATION MECHANISMS IN 304L STAINLESS STEEL

Janelle P. Wharry<sup>1</sup>, Keyou S. Mao<sup>1,2</sup>, Cheng Sun<sup>2</sup>, Paula D. Freyer<sup>3</sup>, Frank A. Garner<sup>4</sup>

<sup>1</sup>*College of Engineering, Purdue University, West Lafayette, IN 47907, USA*

<sup>2</sup>*Materials and Fuels Complex, Idaho National Laboratory, Idaho Falls, ID 47907, USA*

<sup>3</sup>*Westinghouse Electric Company LLC, Pittsburgh, PA 15235, USA*

<sup>4</sup>*Department of Nuclear Engineering, Texas A&M University, College Station, TX 77843, USA*

This presentation will describe recent advancements in micro-mechanical testing that inform how deformation mechanisms in 304L stainless steels (SS) are affected by the presence of irradiation-induced defects. Austenitic 304L SS is one of the most widely utilized structural alloys in nuclear energy systems, and aptly, the influence of irradiation on the mechanical integrity of these alloys has been studied extensively. However, the role of irradiation on the underlying mechanisms of mechanical deformation remains relatively poorly understood. Now, the recent advancement of micro-scale mechanical testing in a scanning electron microscope (SEM), coupled with site-specific transmission electron microscopy (TEM), enables us to precisely determine deformation mechanisms as a function of plastic strain and grain orientation.

The example to be presented focuses on specimens of AISI 304L stainless steel reflector blocks irradiated in EBR-II. We select a plate from these blocks, which has been irradiated to 20 displacements per atom (dpa) at 415°C, and which contains ~3 atomic parts per million (appm) He amounting to 1.5% swelling. An archival specimen of the identical alloy heat is also studied as a control. We use nanoindentation to determine the anisotropy of hardness and modulus along the principal crystallographic directions [100], [110], and [111]. Low anisotropy is observed in both the irradiated and unirradiated specimen. Comparing the nanoindentation loading curves, there is evidence of a pop-in in the irradiated specimen, which is not present in the unirradiated specimen. This pop-in suggests that irradiation promotes activation of alternative deformation mechanism(s) in addition to dislocation slip. Site-specific focused ion beam (FIB) milling is used to prepare TEM lamellae from the nanoindentation volume. The subsequent TEM investigation confirms the nucleation of deformation-induced martensite needles in the irradiated specimen. On the other hand, the unirradiated control specimen exhibits evidence only of dislocation slip; this is unsurprising given that alternative deformation mechanisms such as twinning and martensitic transformation are typically observed only near cryogenic temperatures in austenitic SS. SEM-based micropillar compression testing is also used to observe the deformation mechanisms in real time. Micropillar compression tests reveal confirmatory evidence of twinning and martensitic transformations in the irradiated specimen.

We conclude that surfaces available from irradiation-produced voids provide sufficient free energy to accommodate the martensitic transformation. Results from this study suggest that irradiation damage could provide a new pathway to conduct fundamental, mechanistic study of deformation mechanisms that are typically only accessible at extremely low temperatures.



## АНАЛИЗ ХИМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОНЕНТОВ СПЛАВОВ Cu-Ni, Cu-Mn ПОСЛЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ N<sup>+</sup>

Т.С. Картапова, О.Р. Бакиева, Ф.З. Гильмутдинов, В.Л. Воробьев

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

Сплавы систем Cu-Ni, Cu-Mn находят широкое применение в различных областях техники и технологий. Их физические и физико-химические свойства во многом определяются составом и структурой поверхности и приповерхностных слоев. Их модификация с целью достижения заданных свойств является актуальной задачей, при этом методы ионно-лучевой обработки представляют научный и практический интерес в связи с возможностью формирования в неравновесных условиях структурно-фазовых состояний, которые не реализуемы традиционными методами обработки.

В настоящей работе изучены особенности формирования химического состояния поверхностных слоев сплавов CuNi, CuMn в условиях малодозовой имплантации ионов N<sup>+</sup>. Рассматриваемые сплавы на основе меди имеют в качестве второго компонента элементы с разной химической активностью. В связи с этим следует ожидать вклад селективности взаимодействия имплантируемых ионов с компонентами сплавов в формирование химического состава модифицируемых слоев, наряду с радиационно-стимулированными сегрегациями.

Облучение проведено в импульсно-периодическом режиме в ионно-лучевой установке с источником ПИОН-1М с энергией 30 кэВ с дозами  $5 \cdot 10^{16}$  и  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Сепарация однозарядовых ионов N<sup>+</sup> осуществлена с использованием фильтра Вина. Анализ химического состава и межатомного взаимодействия выполнен методом рентгеноэлектронной спектроскопии на электронном спектрометре SPECS. Анализ химического состояния марганца проведен по спектрам Mn2p и параметрам мультиплетного расщепления спектра Mn3s. Химическое состояние меди и никеля проведено на основании совместного анализа спектров остовных уровней и LVV-Оже спектров.

Результаты облучения ионами азота анализируются в сравнении с результатами, полученными при имплантации ионов химически инертного аргона, а также ионов кислорода в тех же экспериментальных условиях и параметрах воздействия. Показано, что при облучении всеми типами ионов сплавов Cu-Mn происходит обогащение приповерхностных слоев марганцем и его соединениями, которое может достигать до 100% при больших дозах воздействия. Изучены особенности образования оксидов, нитридов и оксинитридов марганца в зависимости от параметров облучения и сорта имплантируемых ионов. На основании результатов по обеим рассматриваемым системам (Cu-Ni,Mn) сформулированы выводы о совместном вкладе сегрегационных процессов и селективности межатомного взаимодействия в формирование состава ионно-модифицированных поверхностей.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта УрО РАН 18-10-2-25.*

## ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В РАДИАЦИОННОЙ ФИЗИКЕ

В.В. Овчинников<sup>1,2</sup><sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия ([icsartf@gmail.com](mailto:icsartf@gmail.com))<sup>2</sup>Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Презентация посвящена краткому обзору модели, учитывающей наноразмерные динамические эффекты при каскадообразующем облучении. Речь идет о взрывном энерговыделении в областях плотных каскадов атомных смещений (thermal spikes), излучающих мощные посткаскадные уединенные волны, которые теоретически могут инициировать структурно-фазовые превращения в метастабильных средах на неограниченно больших расстояниях. Расстояния, на которых экспериментально наблюдается воздействие ускоренных ионов с энергиями в диапазоне  $10^4 - k \times 10^5$  эВ (в режиме непрерывного облучения), иногда превышают несколько десятков и даже сотен микрометров (при пробегах ионов указанных энергий в веществе менее 1 мкм). Глубина воздействия пучков ионов, может достигать 1-10 мм.

Представлены основы теории незатухающего распространения плоских и сферических посткаскадных волн в метастабильных средах. Отмечается, что наиболее вероятная энергия атомов отдачи, генерируемых реакторными нейтронами и осколками деления, также относится к указанному выше диапазону энергий, что указывает на необходимость учитывать наномасштабные динамические эффекты независимо от типа каскадообразующего облучения.

Представлены примеры недавних исследований автора и его коллег, которые подтверждают основные особенности низкодозовых процессов, вызванных наномасштабными динамическими эффектами при каскадообразующем (в частности, ионном) облучении. Речь идет о (1) снижении температуры структурных и фазовых превращений на 100-300 К в чистых металлах и сплавах, которые изначально находились в неравновесном (аморфном, сильно деформированном, закаленном) состоянии; (2) многократном (на 2-3 и более порядков) увеличении скорости процессов по сравнению с термоактивированными процессами; (3) распространении превращений на расстояния, многократно превышающие прогнозируемые пробеги ( $R_p$ ) ионов (или первичных атомов отдачи при нейтронном облучении). Теоретически эти расстояния не ограничены, на практике они достигают  $(10^3 - 10^5) \times R_p$  и более (до нескольких мм в алюминиевых сплавах).

В ближайшем будущем наблюдаемые эффекты могут обеспечить прорыв в фундаментальных исследованиях низкотемпературных процессов, инициируемых облучением в метастабильных средах, а также в обработке и создании новых функциональных материалов.

*Работа выполнена в рамках темы государственного задания № 0389-2015-0025.*

## ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И СТРУКТУРЫ В АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛАХ В УСЛОВИЯХ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

А.А. Колотов, В.Л. Воробьев, Д.В. Сурнин, В.Я. Баянкин

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

Металлические сплавы, находящиеся в аморфном состоянии – аморфные металлические сплавы, обладают целым рядом уникальных характеристик – таких как, особые магнитные, коррозионные, механические свойства, не свойственные обычным металлическим материалам. Основной характеристикой аморфных сплавов является отсутствие дальнего порядка и наличие ближнего порядка в расположении атомов. Несмотря на перспективность аморфных сплавов, их практическое применение ограничено. Основной причиной этого является недостаточная изученность процессов стеклообразования металлов и кристаллизации аморфных сплавов. Вопрос термической стабильности аморфных сплавов на сегодняшний день остается одним из актуальных направлений прикладных и фундаментальных исследований. Здесь не маловажен анализ структуры и сегрегационных процессов особенно на ранних стадиях кристаллизации, поскольку процесс кристаллизации аморфных сплавов протекает через последовательность метастабильных состояний, при этом свойства сплава изменяются настолько, что мы можем говорить о двух различных материалах, одинакового химического состава. Отсюда возникает задача управления кристаллизацией, как метода создания новых материалов.

В рамках работе исследуются закономерности эволюции структуры и состава поверхностных слоев аморфных сплавов, подвергнутых ионно-лучевой обработке. Показано, что в результате ионной бомбардировки аморфных материалов происходит распад аморфной фазы с выделением набора метастабильных фаз, при этом скорость и количество новых фаз зависит как от параметров облучения, так и от типа облучаемых ионов. В данной работе проводится сравнительный анализ образцов аморфных сплавов системы Fe-P, Fe-B, Ti-Cu облученных ионами бора. Облучение проводилось с вариацией энергии и плотности тока. Показано, что структурные изменения аморфной фазы и поверхностных кристаллов аморфного сплава определяются режимами ионно-лучевой обработки – дозой и энергией первичных ионов. В работе исследуются особенности компонентных перестроек в поверхностных слоях при различных режимах обработки – в частности, показано накапливание имплантируемых атомов в поверхностных слоях, определяющих направление развития сегрегационных процессов.

Сравнивая результаты рентгеноструктурного анализа и данные компонентного состава приповерхностной области, можно сделать предположение, что в результате облучения, в поверхностных слоях происходит активное образование метастабильных фаз, состав которых изменяется в зависимости от параметров облучения. При этом процесс фазообразования активно развивается в аморфной матрице до полной кристаллизации. Отмечено, что кристаллизация аморфной фазы при ионной имплантации протекает при более низких температурах (ниже более чем на 200-300 град.), чем в случае термической кристаллизации. Из этого можно сделать вывод, что решающую роль в процессе диффузии и фазообразования играют микроскопические процессы развития каскадов атомно-атомных соударений.

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОРФНОГО СПЛАВА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

А.В. Жихарев, В.Я. Баянкин, С.Г. Быстров

*Физико-технический институт Удмуртского федерального исследовательского центра  
УрО РАН, г. Ижевск, Россия ([less@udman.ru](mailto:less@udman.ru))*

В работе рассматриваются результаты исследования влияния сфокусированного импульсного лазерного излучения на аморфный сплав  $\text{FeSi}_6\text{B}_{16}$  в зависимости от плотности мощности лазерного излучения.

Лазерное воздействие на аморфный сплав осуществлялось сфокусированным лучом лазера при естественной атмосфере. В качестве источника облучения использовался прецизионный лазерный маркер “БетаМаркер-2010”, работающий на базе твердотельного Nd-YAG лазера с ламповой системой накачки и модуляцией добротности. Изменяемыми параметрами при облучении были ток накачки. Поскольку эффективность и качество процесса лазерного воздействия характеризуется плотностью мощности лазерного излучения в фокальном пятне, был произведен перерасчет тока накачки лампы в значения плотности мощности для выбранных режимов облучения. При этом число импульсов, приходящихся на точку, равнялось одному. Длительность импульса задавалась в 1000 нс. Фокусное расстояние равнялось 210 мм.

Анализ состояния сплава до и после лазерного воздействия проведен с помощью методов атомной силовой микроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, рентгенографических исследований и измерений микротвердости.

В результате проведенных исследований установлено, что во всех случаях лазерного воздействия аморфный металлический сплав  $\text{FeSi}_6\text{B}_{16}$  подвергался сильному термическому воздействию. Нагрев сплава до высоких температур приводил к плавлению поверхности образцов, и к распространению фронта тепловой волны с сильно нагретой поверхности во внутренние слои материала. Возникший в результате нагрева разогретый слой материала имел больше времени на остывание и образование кристаллических зародышей. Процесс кристаллизации сплава мог быть следствием диффузионного перераспределения составляющих элементов сплава при стремлении системы к стабилизации структуры, что приводило к появлению в аморфной матрице областей с концентрационной неоднородностью, обеспечивающих в этих областях зарождение зародышей кристаллической фазы. При этом подвижность элементов системы  $\text{Fe-Si-B}$ , скорее всего, было следствием сильного разогрева, проплавления и размягчения подвергшихся воздействию лазера слоев сплава. Однако, по-видимому, из-за быстрого охлаждения зоны облучения образцов после прекращения действия лазера произошло “замораживание” роста образовавшихся зародышей кристаллической фазы. Поэтому образцы в объеме оставались все также рентгеноаморфными.

Предполагается согласно литературным данным, что кристаллизоваться аморфный сплав  $\text{FeSi}_6\text{B}_{16}$  будет с образованием в  $\alpha\text{-Fe}$  кристаллической фазы  $\text{Fe}_2\text{B}$ , которая повышает прочностные свойства материала. Данные измерений микротвердости зафиксировали рост значений микротвердости для всех образцов относительно исходного состояния, а РФЭС-профили концентрации элементов по глубине сплава показали снижение его содержания в поверхностных слоях.

*Работа выполнена в рамках Госзадания АААА-А17-117022250040-0.*

## ЛОКАЛЬНАЯ АТОМНАЯ СТРУКТУРА ИОННОМОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛЕЗА

И.К. Аверкиев<sup>1,2</sup>, О.Р. Бакиева<sup>2</sup>, А.А. Колотов<sup>2</sup>, С.М. Решетников<sup>1,2</sup>, Ф.З. Гильмутдинов<sup>2</sup>  
*ФГБОУ ВО Удмуртский Государственный Университет, Ижевск, Россия*  
*Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН, Ижевск, Россия*

Проведена серия экспериментов по облучению поверхности железа ионами аргона и кислорода с различными параметрами ионной модификации. Проведены электрохимические исследования, результаты которых показали, что облучение поверхности железа ионами кислорода приводит к повышению коррозионных свойств металла. Определены параметры ионного воздействия, позволяющие достигать повышения коррозионной стойкости в 10 раз. Для определения механизма формирования пассивационного слоя проведено исследование химического состава и локальной атомной структуры образцов с высокими электрохимическими показателями. Исследование локальной атомной структуры проведено XAFS-подобным методом: с помощью анализа спектров тонкой структуры энергетических потерь электронов (EELFS – Extended Energy Loss Fine Structure). Получены экспериментальные  $M_{2,3}$  EELFS спектры железа и K EELFS спектры кислорода до и после ионного воздействия (ионами аргона и кислорода). Определены параметры локальной атомной структуры (парциальные межатомные расстояния, координационные числа, параметры тепловой дисперсии атомов) ионо-модифицированной поверхности железа.

*Работа выполнена по пуну НИР № гос. Регистрации АААА-А17-117022250040-0*

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИСЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДА ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Н.М. Созонова, А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин, В.Л. Воробьев  
*Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск, Россия*  
([Sozonova@udman.ru](mailto:Sozonova@udman.ru))

Модифицирование материалов является важным вопросом научно-технического прогресса. Большое значение имеет изменение поверхности твердых тел. Поверхностные свойства отвечают за многие характеристики, такие как износостойкость, коррозионную и усталостную прочность. Одним из перспективных направлений поверхностной модификации материалов является ионно-лучевое перемешивание.

На первом этапе был проведен эксперимент с напылением углерода на подложку из титана и последующее облучение полученной пленки ионами аргона с энергией 30 кэВ, плотностью тока в импульсе 3 мА/см<sup>2</sup> и дозами 10<sup>17</sup> и 4·10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>. Выявлено, что напыленная пленка до переходного слоя с титаном представляет собой аморфный углерод. Начало переходного слоя соответствует глубине ~50 нм. Ионно-лучевое перемешивание приводит к дальнейшему увеличению степени разупорядочения углеродного слоя и сдвигом переходной области к поверхности. Предполагается, что разупорядочение углеродного слоя является одной из причин увеличения микротвердости более чем в 2 раза. Начало переходного слоя после перемешивания составляет 40 нм.

Экспериментальное изучение процесса на малых временах является трудновыполнимой задачей, поскольку физическое состояние материала во время и после облучения отличаются. Поэтому наибольший интерес представляют результаты, полученные во время ионной имплантации и сразу после ее окончания. Это возможно с помощью компьютерного моделирования ионной имплантации.

Изучение поверхностного слоя разупорядоченного углерода проводилось при помощи компьютерного эксперимента с использованием метода молекулярной динамики на программном пакете LAMMPS. Создавалась разупорядоченная система атомов углерода. Были построены функции радиального распределения получившегося образца. Затем проводилось моделирование имплантации иона аргона по направлению нормали к поверхности материала. Энергия налетающего иона выбиралась равной 30 кэВ.

Проводился анализ каскадов столкновений, образованных в результате ионного облучения. Наблюдается распыление атомов и происходит образование пустот на поверхности материала. Для анализа исследуемой структуры были построены функции радиального распределения в разные моменты времени. Выявлено, что увеличивается степень разупорядочения углерода.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России АААА-А17-117022250040-0*

## **НАНЕСЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ $Al_2O_3$ МЕТОДОМ РЕАКТИВНОГО МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ**

*Л.Р. Хлабыстина, М.В. Лапин, В.Н. Матвиенко  
РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия ([lyubov\\_tihomirova@mail.ru](mailto:lyubov_tihomirova@mail.ru))*

Широкое применение плёнок оксида алюминия в различных областях обусловлено такими их свойствами как, химическая инертность в множестве агрессивных коррозионных сред, твёрдость, износостойкость, хорошая диэлектрическая прочность [1]. Благодаря высокой радиационной стойкости оксид алюминия рассматривается в качестве потенциального материала первой стенки термоядерных реакторов и контейнеров для содержания водорода. Метод получения тонких (порядка 500-1000 нм) плёнок оксида алюминия с использованием реактивного магнетронного напыления известен и хорошо описан в литературе [2,3]. Однако получение плёнок диэлектриков в процессе реактивного магнетронного напыления создает массу проблем, связанных с возникновением большого числа пробоев в разрядной системе. Помимо этого, с ростом толщины пленки мишень-катод отравляется кислородом, пленка начинает терять прозрачность, нарушается стехиометрическое соотношение и снижается прозрачность и плотность пленки.

Проведен ряд экспериментов для выявления оптимальных параметров напыления алюминиевой мишени в среде реакционного газа аргона с 7, 10, 13 % кислорода, с точки зрения скорости напыления и равномерности покрытия.

Для определения толщины покрытия помимо кварцевого толщиномера использовались измерения на образцах свидетелях при помощи калотеста в соответствии со стандартом ISO 26423 [4]. По результатам исследований поверхности образцов методом растровой электронной микроскопии установлено, что покрытие сплошное и имеет практически одинаковый химический состав для каждого процесса напыления. Анализ полученных плёнок с использованием порошкового рентгеновского дифрактометра в медном



характеристическом излучении показал, что структура покрытий аморфна. Показано, что пленки покрытия, полученные при содержании в составе реакционной смеси 10 и 13% кислорода, обладают высоким электросопротивлением.

### Литература

1. S.M Arnold, B.E.Cole. *Ion Beam Sputter Deposition of Low Loss Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Films for Integrated Optics / ThinSolid Films*, 1988, v.165, p. 1–9
2. W.D.Westwood. *Physics of thin films. Advances in research and development. Contemporary preparation techniques* /Ed. M. H. Francombe, J.L.Vossen. San Diego. USA: Academic Press, 1989. P.1.
3. M.K. Olsson, K. Macák, U. Helmersson, B. Hjörvarsson. *High rate reactive dc-magnetron sputter deposition of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films / J. Vac. Sci. Technol.* **A16** (2), 1998. p. 639.
4. BS EN ISO 26423:2016. *Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics). Determination of coating thickness by crater-grinding method* / Confirm date: 01.11.2014; London: The British Standards Institution, 2016.

## НОВЫЙ ЗАЩИТНЫЙ ЧЕХОЛ ДЛЯ МАНИПУЛЯТОРОВ: ОПЫТ РАЗРАБОТКИ И ВНЕДРЕНИЯ

М.Р. Хусаинов<sup>1</sup>, А.И. Березюк<sup>1</sup>, С.А. Комаристов<sup>1</sup>, В.М. Шагин<sup>1</sup>, С.С. Зырянов<sup>2</sup>,  
А.В. Кружалов<sup>2</sup>, О.В. Рябухин<sup>2</sup>, Ф.Г. Нешов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ФГУП «ПО «Маяк», г. Озерск, Россия ([cpl@po-mayak.ru](mailto:cpl@po-mayak.ru))

<sup>2</sup>ФГАОУ ВО «УрФУ», г. Екатеринбург, Россия

На ФГУП «ПО «Маяк» в ходе технологического процесса переработки отработанного ядерного топлива для дистанционного проведения операций используется электромеханический манипулятор МЭМ-10. Для защиты манипуляторов были использованы чехлы из радиационно-стойкого полимера – полиэтилентерефталата. Опыт их эксплуатации показал, что в горячих камерах, где осуществляется работа с порошками  $\alpha$ -активных ядерных материалов в открытом виде, срок службы защитных чехлов составляет порядка одного месяца. В этих камерах материал изменяет цвет от белого до темно-коричневого, чехлы быстро теряют свою эластичность и разрушаются. После разрушения защитных чехлов в открытые места сочленения кисти, локтя и руки манипулятора начинают попадать мелкие фрагменты ядерных материалов, что приводит к нарушению их подвижности и, как следствие, к необходимости замены дорогостоящих манипуляторов.

Работа с порошками  $\alpha$ -активных ядерных материалов в открытом виде сопряжена с интенсивным воздействием  $\alpha$ -излучения. Воздействие данного эксплуатационного фактора, как показали результаты проведенных в ФГАОУ ВО «УрФУ» исследований, является основной причиной быстрого разрушения чехлов.

На ФГУП «ПО «Маяк» проведены исследования по подбору материалов для использования их при изготовлении защитных чехлов манипуляторов МЭМ-10. В ходе исследований в лабораторных условиях и в условиях горячих камер радиохимического завода определена стойкость различных полимерных материалов к воздействию эксплуатационных факторов. По результатам первого этапа, на котором исследовались образцы отечественных и зарубежных технических тканей, эластомеров и пластиков



штатных защитных чехлов импортных манипуляторов, были выбраны наиболее стойкие к эксплуатационным факторам материалы. На втором этапе из выбранных материалов были изготовлены опытные образцы чехлов и проведена их апробация в условиях горячей камеры на радиохимическом заводе.

В настоящий момент из выбранного по результатам исследований полимерного материала изготовлены опытные образцы чехлов с целью экспериментального определения оптимальной конструкции защитного чехла.

## РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МОРФОЛОГИИ ЧАСТИЦ ПОРОШКООБРАЗНОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

М.А. Арсентьев<sup>1</sup>, Е.Д. Политова<sup>1</sup>, А.Ю. Рашковский<sup>2</sup>, А.С. Смолянский<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Филиал АО «НИФХИ им. Л.Я. Карпова», Москва, Россия ([secretary@cc.nifhi.ac.ru](mailto:secretary@cc.nifhi.ac.ru))

<sup>2</sup>ООО «Системы для микроскопии и анализа», Москва, Россия

<sup>3</sup>РХТУ им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия

Традиционно используемая технология синтеза порошкообразного политетрафторэтилена (ПТФЭ) методом эмульсионной полимеризации позволяет получить кристаллические частицы полимера различной формы [1], которые могут деструктурировать или взаимодействовать между собой в процессе  $\gamma$ -облучения [2]. В настоящем исследовании методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и обратной дифракции электронов изучены изменения частиц порошка ПТФЭ, происходящие под действием  $\gamma$ -излучения  $^{60}\text{Co}$  на воздухе, при комнатной температуре, в диапазоне поглощённых доз 10 – 500 кГр при мощности дозы 1,5±0,3 Гр/с. В исследованиях использовали образцы порошкообразного ПТФЭ марки Ф4-Д (ГОСТ 14906-77). В ПЭМ-измерениях использовали прибор FEI Tecnai G2 F20 S-Twin TMP (производство FEI Company (США)) при ускоряющем напряжении 200 кВ в светлом поле. Разрешение прибора 0,14 нм (line resolution).

Обнаружено, что при дозе 10 кГр порошок ПТФЭ состоит из частиц двух видов: а) нитевидных кристаллов (НК) длиной до 1 мкм и толщиной до 0,1 мкм; б) гранул, представляющих собой агломерат из нескольких складчатых кристаллов. Увеличение дозы до 50 кГр и более приводит к исчезновению НК. Одновременно на поверхности гранул можно наблюдать появление многочисленных геликоидальных структур высотой от 3 до 8 нм, произрастающих на месте выхода винтовых дислокаций на поверхность гранул. Геликоидальные структуры перестают наблюдаться в области доз, превышающих 100 кГр. В образцах порошка ПТФЭ, облученного до 500 кГр, гранулярные частицы состоят из многочисленных микрокристаллов и пор размерами 100 – 150 нм.

Приведённые данные согласуются с результатами ранее проведённого рентгенофазового анализа рассматриваемых порошков облученного ПТФЭ [2]. По итогам описанных исследований высказано предположение об одновременном протекании как радиационно-индуцированных гомогенных процессов преобразования кристаллической решётки (изоморфизм, топохимические реакции, образование дислокаций и т.д.), так и гетерогенных процессов, развивающихся в результате деструкции полимерных цепей, которые приводят к формированию пор и образованию микрокристаллов, сформированных из фрагментов продеструктурировавших цепей ПТФЭ.

*Настоящее исследование проведено при поддержке Российского фонда*

фундаментальных исследований (проект № 17-07-00524).

### Литература

1. Yamaguchi S., Shimizu T. *Kobunshi ronbunshu*. V. 39 (1982), No. 5, pp. 339 – 344
2. Смолянский А.С., Арсентьев М.А., Рашковский А.Ю., Политова Е.Д. *Кристаллография*. Т. 64 (2019), № 2 (принято в печать)

## СВИДЕТЕЛЬСТВА УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ПРИРОДЫ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ АТОМОВ ПРИ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКЕ

Е.В. Макаров<sup>1</sup>, В.В. Овчинников<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия ([efre-m@yandex.ru](mailto:efre-m@yandex.ru))

<sup>2</sup>Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Из условия минимума свободной энергии  $F = E - T \cdot S$  следует, что при 0 К термодинамически стабильны только чистые компоненты и стехиометрические соединения, либо их смеси. С понижением температуры снижается диффузионная подвижность атомов, уменьшаются межатомные расстояния, повышается роль ковалентных связей. Это определяет предрасположенность бинарных и многокомпонентных сред к образованию низкотемпературных фаз, в том числе обладающих пониженной симметрией. В то же время при температурах  $T < (0,3 - 0,4) T_{пл}$  диффузионные процессы в конденсированных средах фактически заморожены, и равновесные состояния недостижимы за реально мыслимые промежутки времени.

В работах ИЭФ УрО РАН (см. обзор [1]) обнаружены наномасштабные динамические эффекты в конденсированных средах под воздействием каскадообразующих видах облучения, оставшиеся вне поля зрения классической радиационной физики. Они связаны с процессами взрывного энерговыделения в областях прохождения плотных каскадов атомных смещений с образованием в течение триллионных долей секунды наномасштабных зон (thermal spikes), разогреваемых до 3000-6000 К и выше с тепловыми давлениями 5-40 ГПа, в некоторых случаях превышающими теоретический предел текучести материалов. Это приводит к формированию посткаскадных ударных волн, способных осуществлять на своем фронте жидкостное течение конденсированных сред, инициируя структурно-фазовые превращения. При этом радиационная тряска может играть роль температуры.

В метастабильных средах посткаскадные уединенные волны могут стать незатухающими, подпитываясь энергией инициируемых на их фронте фазовых превращений.

Для доказательства существенной, а в некоторых случаях превалирующей роли ударно-волновых процессов (а не радиационно-усиленной диффузии), необходимо снизить время экспозиции пучка ионов, чтобы исключить роль миграционных процессов. В работе [2] показано, что диффузионная длина пробега вакансий в чистом алюминии  $l = (D / \tau)^{1/2}$  в течение 1 с составляет всего лишь 0,4 мкм. Пробег междоузельных атомов в идеальной решетке на 2-3 порядка выше, а в неидеальных кристаллах снижается только за счет наличия ловушек и стоков. Ограничивая время экспозиции значениями  $\tau \leq 0,001$  с, можно полностью исключить роль термической и радиационно-усиленной диффузии для объектов толщиной более нескольких десятков микрометров.

В настоящей работе с использованием временных диафрагм, задающих экспозиции 0,001; 0,01 и 0,1 с, показано, что образование ближнего атомного порядка в сплавах железа с

6,25 ат. % Si, 6,25 и 8,25 ат. % Mn при их низкотемпературном облучении ( $T < 300$  °C) ионами  $Ag^+$  и  $He^+$  обусловлено исключительно посткаскадными динамическими (ударно-волновыми) эффектами. Значения параметра ближнего порядка были определены в результате обработки мессбауэровских спектров образцов толщиной  $\sim 25$  мкм, исходно разупорядоченных холодной пластической деформацией. В образцах, подвергнутых аналогичному термическому воздействию, но в отсутствие облучения, процессы атомного упорядочения не обнаруживаются.

*Работа выполнена в рамках темы государственного задания.*

### Литература

1. Ovchinnikov V.V., *Surface and Coating Technology*, **355**, (2018), p. 65.
2. Gushchina N.V., et al., *Status Solidi B*, **253**, (2016), № 4. p. 770.

## СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЕВ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННЫХ УГЛЕРОДОМ МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ

В.Л. Воробьев<sup>1</sup>, Ф.З. Гильмутдинов<sup>1</sup>, П.В. Быков<sup>1</sup>, В.Я. Баянкин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Удмуртский Федеральный исследовательский центр УрО РАН, г. Ижевск, Россия  
([Vasily\\_L.84@mail.ru](mailto:Vasily_L.84@mail.ru))

Пленки и покрытия на основе карбидов и нитридов переходных металлов широко используются в машиностроении, микроэлектронике, медицине и других областях для повышения прочностных характеристик материалов, защиты поверхности от коррозии, улучшение дизайна изделий и т.д. [1-2]. Перспективным методом формирования покрытий и пленок с заданными свойствами являются методы ионно-лучевой обработки [3]. В частности, воздействие потоком высокоэнергетичных ионов на предварительно нанесенные, магнетронным способом, на поверхность мишени нанослой легирующего вещества, что позволяет формировать покрытия с высокой адгезией к подложке [4]. Несмотря на исследования в этом направлении, процессы формирования наноразмерных углеродных и углеродно-карбидных покрытий на металлических поверхностях при ионно-лучевом перемешивании изучены недостаточно.

В связи с этим, целью данной работы являлось исследование морфологии поверхности, химического и фазового состава, межатомных химических связей, атомной структуры и механических свойств (микротвердость) наноразмерных слоев на поверхности титанового сплава, легированных углеродом методом ионно-лучевого перемешивания.

При выполнении работы выявлено, что в условиях ионно-лучевого перемешивания в переходном слое системы пленка/подложка происходит формирование карбидов титана, как со стехиометрическим соотношением, так и с нестехиометрическим соотношением компонентов, содержание которых с ростом дозы облучения увеличивается и при дозе  $4 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> достигает 20 ат.%. Однако тонкий поверхностный слой глубиной около 20 нм остается, в основном состоящим из атомов углерода. Показано, что атомы углерода в данном слое находятся в разупорядоченном состоянии как с  $sp^2$ , так и с  $sp^3$  гибридизацией C-C связей. Формирование карбидов титана в переходном слое и разупорядоченной структуры углерода на поверхности пленки при ионно-лучевом перемешивании обуславливает упрочнение поверхностного слоя и, как следствие, увеличение микротвердости образцов на 100 % и более. Показано, что рост

микротвердости связан со сформированным в результате перемешивания слоев, а не влиянием облучения на подложку из титанового сплава.

*Работа выполнена в рамках Госзадания АААА-А17-117022250040-0*

### **Литература**

1. Андриевский Р.А., *Успехи химии*, Т. 74 (2005), с. 1163.
2. Hauert R., Patscheilder J., *Advanced Engineering Materials*, V. 2 (2000), I. 5, p. 247.
3. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. Изд-во НТЛ, Томск, 2013, 260 с.
4. Калинин Б.А., Волков Н.В., Олейников И.В. *Известия РАН. Серия физическая*, Т. 76 (2012), №6. с. 771.

## **СПЕКТРАЛЬНЫЙ СОСТАВ СВЕЧЕНИЯ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ (Fe, Zr, W, Ta) ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ИНЕРТНЫХ ГАЗОВ ( $Ar^+$ , $Kr^+$ и $He^+$ ). ИЗМЕРЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕРМИЧЕСКИХ ПИКОВ**

К.В. Шаломов<sup>1,2</sup>, В.В. Овчинников<sup>1,2</sup>, С.О. Чолах<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия ([icsartf@gmail.com](mailto:icsartf@gmail.com))

<sup>2</sup>Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В ходе процесса ионного облучения каждый тяжелый ион, проникая в мишень, создает один или несколько плотных каскадов атомных смещений. При энергиях 5-25 кэВ это, как правило, единичные каскады. По данным численного моделирования методами молекулярной динамики и Монте-Карло (SRIM) [1] типичный диаметр каскада составляет 10-20 нм, а температура разогрева каскадной области в результате передачи энергии атомам каскада 3000-6000 К и выше. Такие области, термализуемые в течение примерно одной триллионной доли секунды, называют термическими пиками (thermal spikes). Температура поверхности Солнца, порядка 6000 К, определяет спектр солнечного света. Видимый свет такого же диапазона длин волн наблюдается при свечении мишеней в ходе их ионного облучения. В работах [2,3] впервые было сделано предположение о том, что это равновесное (тепловое) излучение (а не какой-либо вид люминесценции), связанное с наличием «термических пиков». Последнее было обосновано особенностями наблюдаемого свечения. В результате анализа спектров свечения мишеней из чистых металлов: Fe, Zr, W, Al, в ходе их облучения ионами  $Ar^+$  были определены температуры и оценены тепловые давления в области термических пиков. Эти результаты представляют не только теоретический, но и практический интерес в целях увеличения глубины модифицированного слоя при ионной бомбардировке (от долей мкм до нескольких мм) с использованием эффектов взрывного энерговыделения (в течение  $\sim 10^{-11}$  с) в областях термических пиков с испусканием мощных посткаскадных упругих и ударных волн.

В настоящей работе были воспроизведены результаты работ [2,3], а также получены новые данные, относящиеся к облучению этих же и других металлов (в частности, чистого Ta) не только аргоном, а тремя типами ионов:  $Ar^+$ ,  $He^+$ ,  $Kr^+$ . Мы учитывали широкую полосу планковского теплового свечения термических пиков, и «хвост» инфракрасного излучения мишени, интегрально нагретой в результате рассасывания тепла термических пиков. Температуру ИК линии определяли по показаниям термопары и считали известной, а начальную оценку температуры термических пиков получали из закона смещения Вина. Все неизвестные параметры определяли в результате подгонки экспериментальных спектров

свечения планковскими кривыми. Результаты аппроксимации указывают на то, что ширина экспериментальных полос заметно меньше ширины пиков равновесного планковского излучения. Последнее, скорее всего, связано с тем, что области плотных каскадов в процессе их эволюции достигают лишь квазиравновесного состояния. Тем не менее, использование понятия температуры, а не средней энергии частицы, является более наглядным. Показано, что измеренные температуры в наибольшей степени определяются сортом металла и в меньшей степени сортом и энергией иона. В целом наблюдается хорошее согласие с результатами численного моделирования. Оцененные давления в областях термических пиков облучаемых металлов достигают 5-40 ГПа и в разы превышают пределы текучести этих металлов. Полученные данные подтверждают возможность испускания посткаскадных ударных волн, вызывающих структурно-фазовые превращения в метастабильных средах.

*Работа выполнена в рамках темы государственного задания и при частичной поддержке гранта РФФИ № 16-08-00615-А.*

### Литература

1. Thompson D.A., *Radiation effects and defects in solids* **56** (1981), 3-4, p. 105.
2. Овчинников В.В., Махинько Ф.Ф., Соломонов В.И. и др., *Письма в ЖТФ* **38** (2012), 1, p. 86.
3. Ovchinnikov V.V., Makhin'ko F.F., Solomonov V.I., *J. of Phys.: Conf. Ser.* **652** (2015) 012070.

## СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА 1441 (Al-Li-Cu-Mg), ПОДВЕРГНУТОГО МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Н.В. Гущина<sup>1</sup>, В.В. Овчинников<sup>1,2</sup>, Ф.Ф. Махинько<sup>1</sup>, Л.И. Кайгородова<sup>3</sup>,  
Д.Ю. Распоиенко<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия ([guscha@rambler.ru](mailto:guscha@rambler.ru))

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Методом просвечивающей электронной микроскопии изучено влияние мегапластической деформации (МПД), а также последующего низкотемпературного отжига и облучения ионами аргона на структурные и фазовые превращения в сплаве 1441 на основе системы Al-Li-Cu-Mg.

Образцы сплава 1441 толщиной 2 мм деформировали в наковальнях Бриджмена на 5 оборотов (угол поворота  $\varphi = 10\pi$  рад) под давлением 4 ГПа при комнатной температуре. Конечная толщина образцов составляла  $\sim 400$  мкм. Часть образцов после МПД подвергали низкотемпературному отжигу при температуре 160°C в течение 15 ч, остальные образцы облучали в непрерывном режиме на ионном имплантере ИЛИМ-1 с источником ПУЛЬСАР-1М. В ходе облучения варьировалась энергия ионов  $E = 10, 20$  кэВ, плотность ионного тока  $j = 100, 300$  мкА/см<sup>2</sup>, а также флюенс ионов  $F = 1 \cdot 10^{15} - 5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>.

Электронно-микроскопический анализ показал, что после МПД в сплаве 1441 наблюдается преимущественно смешанная зеренная структура, состоящая из субмикрорекристаллов со средним диаметром  $\sim 0,3-0,4$  мкм и нанокристаллов диаметром менее 100 нм. Кроме того, выявляются фрагменты деформационных полос.



После отжига подвергнутого МПД сплава 1441 наблюдается преимущественно однородная рекристаллизованная структура со средним размером зерна 0,3-0,5 мкм. В отдельных участках образца после отжига сохраняются образовавшиеся при МПД фрагменты полосчатой структуры с малококонтрастными границами полос.

Установлено, что крайне непродолжительное облучение ионами аргона с энергией 20 кэВ при достаточно высокой плотности ионного тока  $j = 300 \text{ мкА/см}^2$  (в течение 1 с,  $F = 1,9 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ,  $T \leq 160^\circ\text{C}$ ), способствует формированию равновесной рекристаллизованной структуры в протяженном поверхностном слое (как минимум до 200 мкм по глубине при среднем проективном пробеге ионов аргона  $\sim 20 \text{ нм}$ ) сплава 1441, подвергнутого МПД. Наблюдается неоднородность микроструктуры по размерам зерен: от 0,4-0,5 до 0,8-1 мкм.

В случае облучения в режиме с более низкой энергией ионов (10 кэВ), плотностью ионного тока ( $100 \text{ мкА/см}^2$ ) дисперсность субмикроструктуры и размерная однородность повышаются (диапазон изменения размера зерна составляет 0,5-0,7 мкм).

В отличие от низкотемпературного отжига ( $T = 160^\circ\text{C}$ , 15 ч) облучение в течение 1 с ( $T \leq 160^\circ\text{C}$ ) приводит к полному исчезновению имеющихся после МПД полос деформации. Кроме того, при облучении происходит растворение частиц фаз  $S_1$  ( $\text{Al}_2\text{LiMg}$ ) и  $T_2$  ( $\text{Al}_3\text{CuLi}_5$ ), существующих в сильнодеформированном состоянии, а также подавляется процесс естественного старения с образованием метастабильной фазы  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ).

Проведенное исследование свидетельствует в пользу существенной роли быстропротекающих наномасштабных динамических процессов при каскадообразующем облучении [1].

*Работа поддержана грантом РФФИ № 18-08-00942-А.*

#### Литература

1. Овчинников В.В. *Успехи физических наук* **178** (2008), с. 991.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ПЛАЗМЕННЫХ И ИОННО-ЛУЧЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

И.А. Цыганов<sup>1</sup>, А.И. Цыганов<sup>1</sup>, А. Колич<sup>2</sup>, А. Лоде<sup>3</sup>, М. Гелински<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Липецкий государственный технический университет, Липецк, Россия  
([zyganov.igor@gmail.com](mailto:zyganov.igor@gmail.com))

<sup>2</sup>Центр им. Гельмгольца Дрезден-Россендорф, Дрезден, Германия

<sup>3</sup>Дрезденский технический университет, Дрезден, Германия

Плазменные и ионно-лучевые технологии, такие как ионная имплантация, ионно-ассистируемое осаждение (IBAD) и плазменно-иммерсионная ионная имплантация (PII) зарекомендовали себя как эффективные способы модификации поверхностных свойств различных материалов [1]. Связь между структурой и биосовместимостью в форме способности к биоминерализации покрытий на основе титана (чистый Ti, нитрид титана TiN, оксид титана TiO<sub>2</sub>, оксинитриды титана TiN<sub>x</sub>O<sub>y</sub>, TiN<sub>x</sub>O<sub>y</sub> после имплантации ионами кальция), полученных методом плазменно-иммерсионной ионной имплантации и осаждения металлов (MePIID) была изучена в наших экспериментах [2].

В данной работе была исследована структура, фазовый состав, микротвердость, модуль упругости и гидрофильность полученных методом MePIID покрытий на основе

оксинитрида титана  $TiN_{0.4}O_{1.6}$  и оксида титана  $TiO_2$ . Часть образцов  $TiO_2$  была подвергнута имплантации ионами фосфора. Для оценки связи между структурой покрытий и их цитосовместимостью была изучена *in vitro* реакция остеобластоподобных клеток SaOS-2 на модифицированных поверхностях. Хорошие механические свойства и биосовместимость оксинитрида титана  $TiN_{0.4}O_{1.6}$  и имплантированного ионами фосфора оксида титана  $TiO_2$ , не содержащих никаких токсичных элементов, делают эти покрытия на основе титана представляющими интерес для долговременного изучения *in vivo*.

*Представленная работа подготовлена в рамках выполнения государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект № 11.1446.2017/ПЧ.*

### Литература

1. Tsyganov I., *RSC Advances*, 2013, №3, p.11205.
2. Tsyganov A.I., in *Conference Proceedings «METAL-2017: 26th International Conference on Metallurgy and Materials»*, Brno, Czech Republic, 2018, p. 1952.

## ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛЕВЫХ ФОЛЬГ, С НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ АЛЮМИНИЯ, ПОСЛЕ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ ИОНАМИ АРГОНА

П.В. БЫКОВ, В.Л. Воробьёв, И.Н. Климова, А.А. Колотов, В.Я. Баянкин  
УдмФИЦ УрО РАН, Ижевск, Россия, ([less@udman.ru](mailto:less@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, обладают хорошими антикоррозийными и антифрикционными свойствами, в чем значительно превосходят обычные материалы. Формирование интерметаллидных структур в нанокристаллическом состоянии в поверхностных слоях металлических материалов может быть успешно реализовано при воздействии на поверхность высокоинтенсивных пучков ионов металлов [2]. 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 [3, 4].

Целью данной работы являлось исследование влияния дозы облучения ионами аргона на формирование состава поверхностных слоев, никелевой фольги с напыленным слоем алюминия.

Исследуемые образцы представляли собой никелевые пластины размером  $10 \times 10$  мм<sup>2</sup> и толщиной около 40 мкм. Пленки алюминия, толщиной 20 нм, на поверхность никелевых образцов осаждались магнетронным способом на установке «Катод-1М». Ионно-лучевое перемешивание пленок алюминия проводили бомбардировкой ионами  $Ar^+$  в импульсно-периодическом режиме с энергией ионов 40 кэВ, плотностью тока в импульсе  $3 \text{ мкА/см}^2$ , в диапазоне доз  $5 \cdot 10^{15} - 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Исследования химического состава проводились на рентгеновских фотоэлектронных спектрометрах ЭС-2401 и SPECS с использованием Mg K<sub>α</sub>-излучения.

Исследование методом РФЭС показало, что в условиях ионно-лучевого перемешивания при использованных параметрах облучения в поверхностных слоях системы никель-



алюминий формируется интерметаллид, соответствующий  $Ni_3Al$ -стехиометрии. Причем при исследованных режимах облучения наибольшее процентное содержание подобного соединения в модифицированном слое присутствует при дозе  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>.

*Работа выполнена в рамках Госзадания ФАНО России, регистрационный номер АААА-А17-117022250040-0*

### **Литература**

1. Гринберг Б.А., Иванов М.А. *Интерметаллиды  $Ni_3Al$  и  $TiAl$ : микроструктура, деформационное поведение*. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 358 с.
2. И.А. Курзина, Э.В. Козлов, Ю.П. Шаркеев. *Градиентные поверхностные слои на основе интерметаллидных частиц: синтез, структура, свойства*. Томск: Изд-во НТЛ, 2013. 260 с.
3. Погребняк А.Д. и др. *Письма в ЖТФ*. **27** (14) 88 (2001)
4. Калинин Б.А., Волков Н.В., Олейников И.В. *ФизХОМ*. (3) 25 (2004)

## **ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТОНКИХ УГЛЕРОДНЫХ ПЛЕНОК**

Т.С. Картапова, О.Р. Бакиева, Ф.З. Гильмутдинов, В.Л. Воробьев, А.А. Колотов  
*Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения РАН, Ижевск, Россия*

Ранее нами было показано, что углеродно-азотные  $CN_x$  пленки на поверхности армко-железа в целом обладают защитными свойствами в агрессивных средах [1-3]. Также было показано, что, несмотря на некоторую общность в химическом состоянии и концентрации азота, внедренного в углеродные слои, пленки, полученные магнетронным напылением в среде смеси «аргон-азот» обладают худшими свойствами, по сравнению с покрытиями, полученными магнетронным напылением в среде аргона с последующей имплантацией ионов азота. Существенным отличием во втором случае является дополнительное разупорядочение всей пленки и формирование переходного слоя, состоящего из нестехиометрических соединений карбонитридов с проникновением азота глубже границы раздела «пленка/ железо».

В связи с этим в данной работе проведено сравнительное тонких 20-22 нм углеродных пленок на армко-железе с последующей имплантацией азота. Методом РФЭС показано, что такой тонкий слой является областью переменного состава и может рассматриваться как модель переходного карбонитридного слоя между толстой 30 нм углеродно-азотной пленкой и покрываемым металлом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ 16-43-180765.*

### **Литература**

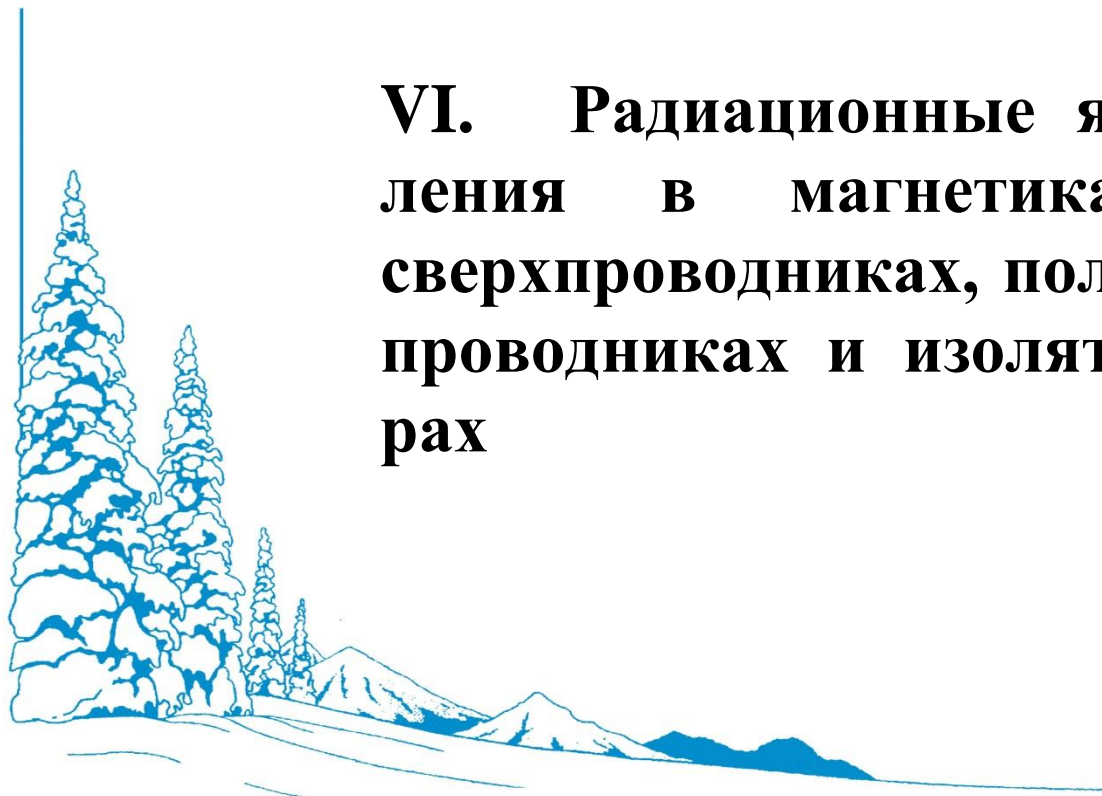
1. Состав, структура и электрохимические свойства углеродно-азотных пленок на армко-железе, полученные методами магнетронного напыления и ионной имплантации / О. Р. Бакиева, Е. М. Борисова, В. Л. Воробьев и др. // *Химическая физика и мезоскопия*. — 2017. — Т. **19**, № 4. — С. 588–599.
2. Влияние имплантации ионов азота на коррозионно-электрохимические и другие свойства армко-железа. Часть I. Получение и аттестация образцов / С. М. Решетников,

О. Р. Бакиева, Е. М. Борисова и др. // *Коррозия: материалы, защита*. — 2017. — № 12. — С. 1–10.

3. Влияние имплантации ионов азота на коррозионно-электрохимические и другие свойства армко-железа. Ч. II. Коррозионно-электрохимическое поведение образцов армко-железа, подвергнутых имплантации ионами азота / С. М. Решетников, О. Р. Бакиева, Е. М. Борисова и др. // *Коррозия: материалы, защита*. — 2018. — № 4. — С. 1–8.



## **VI. Радиационные явления в магнетиках, сверхпроводниках, полупроводниках и изоляторах**



Тематика секции традиционно формируется с целью дать участникам Семинара (в основном, "металлистам") общее представление о последних результатах исследований радиационных эффектов в сверхпроводниках, полупроводниках, и диэлектриках (в том числе, магнитных). В первых двух случаях значительные изменения физических свойств материалов наступают при облучении достаточно малыми флюенсами высокоэнергетических частиц. Поэтому изучение причин таких повреждений и деградации физико-механических свойств этой группы материалов всегда являлось и является актуальной задачей. В программе Семинара представлены доклады по физике радиационных эффектов в полупроводниках и изоляторах. Поведение радиационных дефектов и изменение физико-механических свойств анализируется в таких материалах как манганиты, оксиды и др. Обсуждаются аморфизация кремния при воздействии ионными пучками, диэлектрический эффект в ВТСП-керамике, принципы радиационной модификации полупроводников и диэлектриков, влияние радиационного разупорядочения на полупроводниковые детекторы излучений.



## INVESTIGATION OF ELECTRONIC AND STRUCTURAL PARAMETERS OF GaN FILMS GROWN ON Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> SUBSTRATE

P.A. Brudnyi<sup>1</sup>, V. M. Boiko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>National Research Tomsk State University, 36 Lenin Ave., Tomsk 634050, Russia

<sup>2</sup>Karpov Institute of Physical Chemistry, Kiev Highway, 109 km, Obninsk 249033, Russia

The effects of fast neutron up to  $1.75 \times 10^{20}$  f.n/cm<sup>2</sup> and fast plus thermal neutron up to  $3.5 \times 10^{20}$  f.t.n/cm<sup>2</sup> irradiations on the electrical properties and crystal lattice parameters of *wz*-GaN films have been studied [1]. It is revealed that high-dose neutron irradiation induces a transition of *n*-type conductivity samples into a semi-insulating state with resistivity of  $\sim 10^{10}$  Ω cm at room temperature, while *p*-type GaN films undergo a *p*-to-*n* conversion and high resistivity too. An intense neutron bombardment leads to the formation of such a set of the defects that ensures the stabilization of Fermi level near the charge neutrality level (CNL) of GaN. The calculations place the CNL position in *wz*-GaN crystal at about 2.7 eV relative to the valence band maximum [2, 3]. The subsequent irradiation of these semi-insulating samples leads to a decrease of resistivity up to  $\sim 10^5$  Ωcm (RT) at the final neutron fluence, as a result of the hopping conductivity of carriers under the defective states of the irradiated crystal. The significant role of thermal neutrons ( $E \leq 0.1$  MeV) in the damage build-up in GaN is shown. The isochronal annealing of irradiated samples reveal some annealing stages of the donor- and acceptor-type defects in the temperature range of (100 -1000)<sup>0</sup>C.

X-ray diffraction measurements reveal an expansion of GaN *c*-lattice parameter up to a saturation level of 0.42% at the final fluences, while the *a*-lattice parameter remains nearly unchanged upon neutron irradiation. The initial value of *c*-parameter restores at 1000 °C annealing temperature, with the main annealing stage in the temperature range of 150–400° C. The Raman scattering measurements were performed to study the lattice damages in *wz*-GaN film after neutron bombardment and at subsequent isochronal annealing.

*The presented work was carried out under the financial support of the project "Research and development of manufacturing technology for ultrahigh-frequency monolithic integrated circuits based on InAlN/GaN heterostructures for space applications" (Agreement No. 14.578.21.0240, 26.09.2017). An unique identifier of the project RFMEFI 57817X 240.*

### References

1. V. N. Brudnyi, V. M. Boiko, A. V. Kosobutsky, *Semiconductor Science and Technology* **33** (2018) 095011
2. V.N. Brudnyi, A.V. Kosobutsky, N.G. Kolin, *Russ. Phys. J.* **51** (12) (2008) 1270–1278
3. V.N. Brudnyi, A.V. Kosobutsky, N.G. Kolin, *Semiconductors* **43** (10) (2009) 1271–1279

## ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИИ НА БИПОЛЯРОННУЮ ПСЕВДОЩЕЛЬ В ВТСП МАТЕРИАЛАХ

Б.Л. Оксенгендлер<sup>1</sup>, З.И. Каримов<sup>2</sup>, Ю.В. Пахаруков<sup>3</sup>, Н.Н. Тураева<sup>3</sup>

*Институт ионно-плазменных и лазерных технологий АНРУз, Ташкент, Узбекистан*  
([oksengendlerbl@mail.ru](mailto:oksengendlerbl@mail.ru))

<sup>2</sup>*Центр развития нанотехнологий НУУз, Ташкент, Узбекистан*

<sup>3</sup>*Тюмень, Российская Федерация*

<sup>3</sup>*Webster University, 470E/Lockwood Ave., Webster Grover, 63119 USA*

Идея псевдощелевого (ПЩ) строения электронного спектра в ВТСП материалах уже на протяжении многих лет является актуальной /1-3/. Однако, нам не известны систематические исследования влияния радиации на ПЩ. Вместе с тем, возможно, именно она может стать базовым тестом для механизма образования ПЩ.

В настоящей работе проанализированы влияния энергичной радиации на ПЩ в том случае, если она образована биполяронами.

По методологии /4,5/ мы теоретически исследовали радиационную кинетику дефектного состава ВТСП с разной степенью и типом начальной неоднородности, которая разделяется по масштабности шкалы: «мелкого» (локального) типа близких пар Френкеля и более «крупного» (нано), причем последняя может обладать фрактальными свойствами.

Было обнаружено существование эффекта «малых доз» двух типов, специфически влияющих на структуру ПЩ биполяронного происхождения: при очень малых значениях дозы облучения происходит «сброс-рекомбинация» близких пар Френкеля и характеристики образца улучшаются; вслед за этим, далее по мере продолжения облучения, возобладают процессы, обусловленные фрактальностью: фрактальная размерность образца уменьшается, характеристики образца ухудшаются – идет обычное накопление стабильных радиационных дефектов.

Теория позволяет сформулировать тесты на механизм образования ПЩ.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Садовский М.В. Псевдощель в высокотемпературных сверхпроводниках. *Успехи физических наук*. том 172. №5. 2001.
2. Zhi-Xiong Cai, Yimei Zhu. *World Scientific Publishing. Microstructures and structural defects in high-temperature superconductors*. World Scientific Publishing. 1998.
3. Rui Hua He et al. Two thermal phase-transitions from a single-band metal to a high-temperature superconductor via two thermal phase transitions // *Science* 2001. V.331. P.1579-1583.
4. Oksengendler B.L., Tsepenyuk Y.M. The radiation effects in LaSrCuO-systems// *In Progress in HTS* (World Sci.Singapore). 1989. V.21. p.273
5. Kh.B.Ashurov, B.R.Kutlimuratov, B.L.Oksengendler. Fractal control of the electron spectrum of the interfaces in Solar elements based on covalent semiconductors. *Applied Solar Energy*. 2018.Vol.54, №3. pp. 159-163.



## ГИБРИДНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ: ОТ МАГНИТОПРОТИВЛЕНИЯ ДО ЭФФЕКТА СПИНОВОЙ АККУМУЛЯЦИИ

Н.В. Волков<sup>1</sup>, А.С. Тарасов<sup>1</sup>, М.В. Рауцкий<sup>1</sup>, А.В. Лукьяненко<sup>1</sup>, И.А. Бондарев<sup>1</sup>,  
И.А. Яковлев<sup>1</sup>, И.А. Тарасов<sup>1</sup>, С.Н. Варнаков<sup>1</sup>, С.Г. Овчинников<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики им. Л.В. Киренского, Федеральный исследовательский центр "Красноярский научный центр СО РАН", Красноярск, 660036, Россия ([taras@iph.krasn.ru](mailto:taras@iph.krasn.ru))

Кремниевые гибридные наноструктуры обладают огромным потенциалом для развития и совершенствования традиционных электронных приборов, поскольку демонстрируют новые разнообразные электронно-транспортные эффекты интересные как для фундаментальных исследований, так и для практического применения. В этой работе мы представляем результаты исследования гибридных структур, в которых обнаружено несколько типов магнитосопротивления и эффект спиновой аккумуляции.

Методом термического испарения в сверхвысоком вакууме были синтезированы структуры  $Me/p\text{-Si}$ , где  $Me$  – Mn, Fe,  $\text{Fe}_3\text{Si}$ . Для исследований магнито- спин-зависимых транспортных свойств из каждой структуры был изготовлен диод Шоттки (вставка на Рис.1 (а)). Для структуры  $\text{Fe}_3\text{Si}/\text{Si}$  было подготовлено трехтерминальное микроустройство с расстоянием между ближайших контактов 10 мкм (вставка на Рис.1 (с)). Измерения проводились с помощью прецизионных приборов KEITHLEY 2634b и Agilent E4980A на установке, включающей в себя оптический гелиевый криостат и электромагнит.

В диоде  $\text{Mn}/\text{SiO}_2/p\text{-Si}$  были обнаружены эффекты гигантского магнитоимпеданса и магнитосопротивления (Рис. 1(а)). Эффект действия магнитного поля связан с подавлением ударной ионизации, и реализуется с помощью нескольких механизмов, что приводит к увеличению пороговой энергии необходимой для запуска процесса ударной ионизации. При исследовании фотовольтаического эффекта в структуре  $\text{Fe}/\text{SiO}_2/p\text{-Si}$  обнаружена высокая чувствительность эффекта к магнитному полю, наиболее сильно проявляющаяся при температурах ниже 12 К (рисунок 1(б)). В специально изготовленном трехтерминальном устройстве  $\text{Fe}_3\text{Si}/p\text{-Si}$  методом Ханле был обнаружен эффект спиновой аккумуляции (Рис.1 (с)). Изучение и анализ электрических свойств интерфейса ферромагнетик/полупроводник позволяет предложить, что в устройстве реализуется спин-зависимая электрическая экстракция дырок посредством туннелирования из валентной зоны в ферромагнитный электрод через локализованные состояния. Это приводит к спиновой аккумуляции в

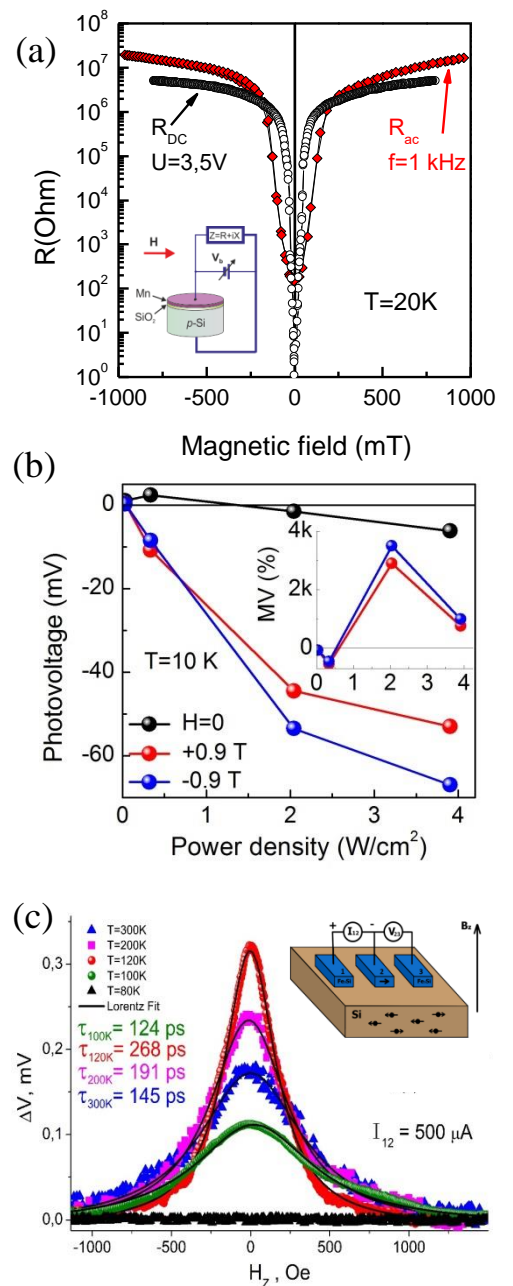


Рисунок 1. (а) Магнито-сопротивление для диода  $\text{Mn}/\text{SiO}_2/p\text{-Si}$ . Оптически индуцированное магнитосопротивление в структуре  $\text{Fe}/\text{Si}$  (б). Электрический эффект Ханле в микроустройстве  $\text{Fe}_3\text{Si}/p\text{-Si}$ .

валентной зоне кремния.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ, проект № 17-02-00302.*

## ЗАРЯДОВАЯ НЕЙТРАЛЬНОСТЬ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ

В.Н. Брудный

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия  
([brudnyi@mail.tsu.ru](mailto:brudnyi@mail.tsu.ru))*

Радиационное воздействие приводит к изменению электронных свойств полупроводников, что используется для модифицирования их параметров. Несмотря на большой объем исследований широкого круга полупроводниковых материалов, начиная с пионерской работы Ларк-Горовитца (1946), они не отвечали на вопрос, почему одни полупроводники при облучении переходят в высокоомное состояние, а в других имеет место образование материала  $n$ - или  $p$ - типа проводимости. Между тем, исследования в условиях высокодозового облучения выявили эффект закрепления уровня Ферми в предельном положении  $F_{lim}$  характерном для каждого полупроводника. Это позволило разработать прогностические модели, пригодные для априорной количественной оценки электронных свойств облученного полупроводника, не требующие детальной информации о природе и параметрах радиационных дефектов (РД). Эта модель базируется на уравнении нейтральности дефектного кристалла и особенностях его экранирования. В отличие от металлов, где экранирование чисто электронное (Томаса-Ферми), в полупроводниках смешанное электронное и электростатическое (диэлектрическое) экранирование. При этом в условиях высокой степени компенсации материала электроны обеспечивают экранирование только крупномасштабных флуктуаций потенциала, размеры которых сопоставимы с радиусом электронного экранирования. При этом экранирование локальных флуктуаций потенциала обеспечивается связанными на дефектах зарядами. Это позволяет наряду с глобальным химпотенциалом (уровнем Ферми) ввести локальный химпотенциал, который исторически получил термин уровень зарядовой нейтральности (УЗН) при исследовании границ раздела металл/полупроводник. Аналитическая модель для оценки положения УЗН на таких границах была предложена Терзоффом [1] как точки ветвления (ТВ) комплексной зонной структуры кристалла. Хотя эта модель была разработана для туннельных состояний, наведенных металлом в полупроводнике, она неплохо соответствовала значениям  $F_{lim}$  в облученных полупроводниках. Следующая модель для оценки УЗН в дефектном полупроводнике была разработана из условия локальной нейтральности модельного амфотерного щелевого состояния кристалла [2]. Позднее была предложена модель наиболее глубокого (наиболее локализованного) дефектного состояния полупроводника [3]. Эти модели дают неплохое соответствие с экспериментальными величинами  $F_{lim}$  в облученных полупроводниках. В целом расчеты показывают, что УЗН располагается вблизи середины диэлектрической щели (щели Пенна) полупроводника. При этом его соответствие с ТВ полупроводника обусловлено тем, что это отвечает условию максимальной парциальной нейтральности щелевых состояний кристалла, что и является движущей силой для смещения уровня Ферми в положение близкое УЗН при радиационном облучении. Данный параметр усредненным образом учитывает эффект самокомпенсации материала для всего спектра РД кристалла. В зависимости от условий облучения полупроводник формирует такой набор дефектных состояний, который всегда обеспечивает выполнение условия  $F_{lim} = \text{УЗН}$  при сильном пересыщении кристалла радиационными дефектами.

**Литература**

1. Tesroff J., *Phys. Rev. Lett.* **v. 53** (1984), p.465
2. Brudnyi V.N., Grinyaev S.N., Stepanov V.E., *Physica B*, **v.212** (1995), p, 429.
3. Brudnyi V.N., Grinyaev S.N., Kolin N.G., *Physica B*, **v.348** (2004), p.213.

**ИОННО-ЛУЧЕВОЕ ФОРМИРОВАНИЕ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ**

Д.И. Тетельбаум

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия, ([tetelbaum@phys.unn.ru](mailto:tetelbaum@phys.unn.ru))*

Одна из наиболее актуальных проблем современной электронной техники заключается в создании на базе кремния эффективных светоизлучающих структур. Эта проблема обусловлена необходимостью перехода к оптическим каналам передачи сигналов для повышения степени быстродействия электронных систем (интегральных схем) и нежелательностью отказа от кремния, как основного материала таких систем. Решению проблемы препятствует фундаментальное свойство этого полупроводника – непрямозонность электронной структуры.

В докладе приведены результаты некоторых исследований, направленных на решение указанной проблемы: повышение светоизлучающих свойств системы дислокаций в кремнии и формирование в кремнии областей с гексагональной сингонией, которые обладают лучшими светоизлучающими свойствами. Радиационный аспект данных исследований состоит в том, что в обоих случаях в качестве технологического метода используется ионное облучение. Этот метод наиболее совместим с традиционной кремниевой технологией.

Система дислокаций, обладающих люминесценцией на длине волны  $\sim 1.55$  мкм (линия D1), формируется путем имплантации ионов  $\text{Si}^+$  с последующим отжигом при  $1100$  °С. Установлено, что дополнительная имплантация ионов бора способствует устранению главного недостатка дислокационной люминесценции (ДЛ) – резкого снижения интенсивности с повышением температуры (начиная от криогенной). Ионное легирование бором позволило повысить область температур, где имеет место дислокационная фотолюминесценция по крайней мере до  $200$  К. Операция алюминиевого геттерирования приводит к дальнейшему улучшению светоизлучающих свойств образцов.

Обнаружено, что при ионной имплантации ионов  $\text{K}^+$  в плёнки  $\text{SiO}_2$  на подложке кремния с последующим отжигом внутри подложки вблизи границы с плёнкой формируются области гексагональной фазы (9R-Si). Облученные образцы обладают излучением на длине волны  $\sim 1.24$  мкм. Выполненный теоретический расчет зонной структуры фазы 9R-Si показал, что энергия фотонов с такой длиной волны близка к ожидаемой для межзонного перехода в данной фазе. Исследованы зависимости люминесцентных свойств от толщины плёнки  $\text{SiO}_2$  и условий ионного синтеза фазы.

*Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках проектной части государственного задания (№ 16.2737.2017/4.6), а также РФФИ (18-32-20168).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

М.М. Дементьева<sup>1</sup>, К.Е. Приходько<sup>1,2</sup>, Б.А. Гурович<sup>1</sup>, Л.В. Кутузов<sup>1</sup>, Д.А. Комаров<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия  
([dementyeva\\_mm@nrcki.ru](mailto:dementyeva_mm@nrcki.ru))

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

В настоящей работе представлен обзор результатов экспериментальных работ по использованию радиационных методов направленной модификации атомного состава и свойств тонкопленочных материалов, развиваемых в НИЦ «Курчатовский институт» и применяемых для создания различных функциональных элементов нанометрового масштаба. В связи с тем, что в зависимости от изменения фазового состава тонкопленочные материалы (изоляторы, проводники, сверхпроводники) проявляют разные функциональные электрофизические и оптические свойства, важные для создания устройств, актуальной становится задача воздействия низкоэнергетическими ионными пучками (0.1–4 кэВ) различного состава (протоны, ионы кислорода, азота и др.) на выбранные участки материалов при различных дозах облучения. Разработанная технология включает в себя три метода селективного изменения состава тонких пленок: метод селективного удаления атомов (СУА) [1], метод селективного замещения атомов (СЗА), метод селективного соединения атомов (САС) [2]. К основным достоинствам перечисленных методов можно отнести: локальность создания элементов заданных форм и размеров (минимальный размер от 3–10 нм); возможность параллельного преобразования локального состава и свойств в нескольких слоях многослойных тонкопленочных структур; высокая производительность процесса.

На примере тонкопленочных материалов CuO, WO<sub>3</sub>, Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> кинетика протекания восстановления оксидов меди, вольфрама и кобальта в ходе проведения селективного удаления атомов кислорода под действием протонного облучения изучена аналитическими методами просвечивающей электронной микроскопии, в том числе по глубине мишени. Впервые экспериментально показано, что восстановление оксидов металлов до чистых металлов протекает немонотонно по глубине мишени, что связано с радиационной природой протекания процесса СУА. Кроме того, на примере восстановления Co<sub>3</sub>O<sub>4</sub> при различных температурах облучения, получены экспериментальные данные для развития кинетической модели протекания процесса СУА, а именно значение энергии активации процесса радиационно-стимулированной диффузии.

В ходе проведения селективного замещения атомов на примере ультратонкого сверхпроводящего NbN продемонстрирована возможность использования облучения смешанными ионными пучками и пучками ионов кислорода различных энергий и состава для выявления технологических условий использования метода СЗА в процессе создания криогенных резистивных, ёмкостных элементов, джозефсоновских переходов др.

Процесс САС изучен на примере облучения металлического алюминия ионами кислорода различных энергий. Методом спектроскопии энергетических потерь электронов построены дозовые зависимости изменения концентрации элементов по глубине пленки. Установлены режимы облучения, позволяющие сформировать высококачественный оксид алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на всю глубину при комнатной температуре.

### Литература

1. Гурович Б.А., Приходько К.Е., *Успехи Физических Наук*, т.179 (2009), №2, с.179-195.



2. Гурович Б.А, Приходько К.Е., Кулешова Е.А. и др, *Журнал экспериментальной и теоретической физики*, т.143 (2013), № 6, с.1062.

## ЛАТЕНТНЫЕ ТРЕКИ, ВЫЗЫВАЕМЫЕ БЫСТРЫМИ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ В НИТРИДЕ КРЕМНИЯ

А.Д. Ибраева<sup>1,2</sup>, А. Янсе ван Вуурен<sup>3</sup>, Ж. О'Коннелл<sup>3</sup>, В.А. Скуратов<sup>4</sup>, М. Здоровец<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Евразийский национальный университет им.Л.Н. Гумилева, Астана, Казахстан

([a.d.ibrayeva@gmail.com](mailto:a.d.ibrayeva@gmail.com))

<sup>2</sup>Институт ядерной физики, Астана, Казахстан

<sup>3</sup>Центр просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, Университет им. Н.Манделы. Порт-Элизабет, Южно-Африканская Республика

<sup>4</sup>Лаборатория ядерных реакций им. Г.Н.Флерова, Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия

Радиационная стойкость нитрида кремния, как одного из кандидатных материалов инертных разбавителей (инертных матриц) ядерного топлива для транмутации минорных актинидов [1], интенсивно изучается с применением различных видов ионизирующих излучений. Наименее исследованным является структурный отклик  $\text{Si}_3\text{N}_4$  на воздействие высокоэнергетических ( $E \geq 1$  МэВ/нуклон) тяжелых ионов, моделирующих облучение осколками деления. На сегодняшний день в литературе имеются только единичные данные о морфологии специфических радиационных повреждений в этом материале, формируемых по каналу электронного торможения – латентных треках [2].

В настоящей работе представлены результаты электронно-микроскопических исследований параметров латентных треков в  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , облученного ионами Хе с энергией 220 МэВ в интервале флюенсов  $3 \times 10^{11} - 2 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$  при 80К, 300К и 1000К. Установлено, что аморфные треки, радиус которых практически не изменяется с температурой облучения, начинают перекрываться при  $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$ , приводя к полной аморфизации приповерхностного слоя керамики, как показано на рис. 1. При флюенсе  $2 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$  в аморфизованном материале наблюдаются треки с пониженной по сравнению с плотностью окружающей матрицы плотностью. На основе полученных данных рассмотрена применимость модели термического пика для описания параметров латентных треков в  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

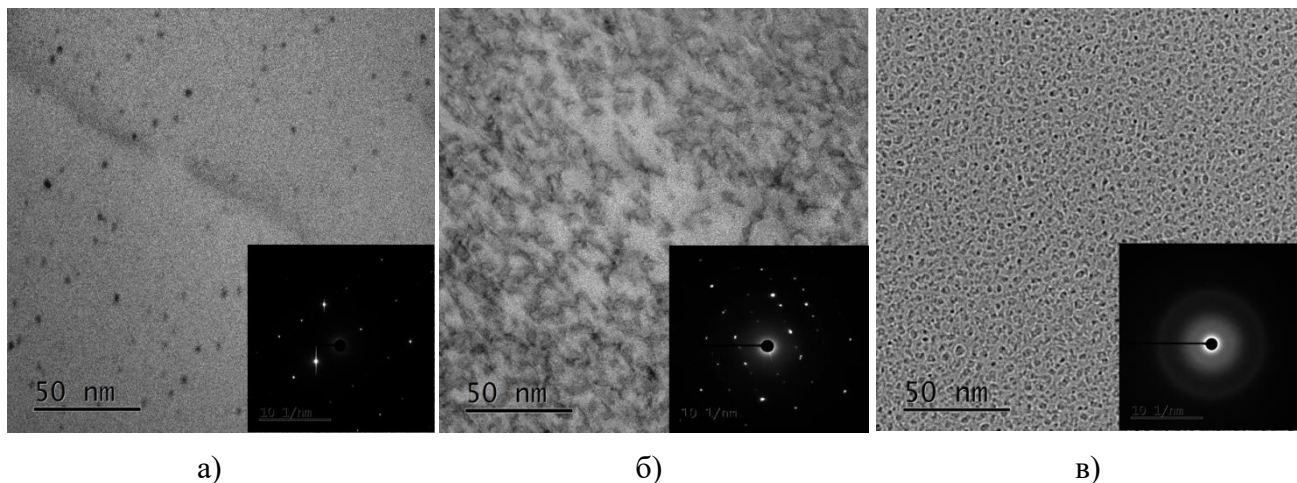


Рисунок 1. Светлопольные ПЭМ изображения и картины дифракции выделенной области  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , облученном ионами Хе (220 МэВ) а)  $5 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ; б)  $1 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ; в)  $2 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$ .

**Литература:**

1. Riley F. L. *J. Am. Ceram. Soc.* т.83 (2000), №. 2, с. 245-265.
2. Zinkle S. J., Skuratov V. A., Hoelzer D. T. *Nucl. Instrum. Methods Phys.* т.191 (2002), №. 1-4, с. 758-766.

## СИНЕРГЕТИКА В РАДИАЦИОННЫХ КАСКАДНЫХ ПРОЦЕССАХ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ

Н.Н. Тураева<sup>1</sup>, Б.Л. Оксенгендлер<sup>2</sup>, Ю.В. Пахаруков<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Вебстерский Университет, США*

<sup>2</sup>*Институт Ионно-плазменных Технологий им. У. Арифова, Узбекистан*

<sup>3</sup>*Тюменский Индустриальный Университет, Россия*

([oksengendlerbl@yandex.ru](mailto:oksengendlerbl@yandex.ru))

К настоящему времени в синергетической науке существуют две концепции ускорения образования продуктов химических реакций [1,2], сдвигающих систему в сторону, далекую от состояния равновесия: автокаталитические реакции, когда химический реагент увеличивает свое количество при взаимодействии с другим реагентом, и кооперативное связывание при синтезе на матрице, когда начальное связывание какого-то количества реагентов с матрицей приводит к облегченному связыванию следующей порции реагентов. Эти концепции достаточно четко работают в биологических системах [2], но в последнее время они стали применяться и к другим физическим процессам, включая неравновесные нелинейные процессы при интенсивном радиационном облучении [3,4]. В настоящей работе обсуждается описание радиационных каскадных процессов в рамках теории автокаталитических реакций. Природа каскадов атомных столкновений имеют большое значение для твердых тел, так как они инициируют такие процессы как радиационное разрушение, распыление и ионную имплантацию. В данной модели каскад атомных столкновений рассматривается как автокаталитические реакции между смещенным горячим атомом и регулярным атомом до сих пор, пока энергия, переданная при столкновении смещенного атома с регулярным атомом, больше чем пороговая энергия смещения. Кинетику этого процесса можно описать в рамках синергетической теории автокаталитических реакций. Анализ функции распределения смещенных атомов при стационарных условиях показывает, что количество смещенных атомов зависит от интенсивности облучения, концентрации регулярных атомов кристалла и соотношения коэффициентов прямых и обратных химических реакций, соответствующих процессам дефектообразования и рекомбинации. При этом число смещенных атомов в каскаде может подвергаться значительным непуассоновским флуктуациям.

**Литература**

1. G. Nicolis, and I. Prigogine, *Self-Organization in Nonequilibrium Systems: From Dissipative Structures to Order through Fluctuations*, Canada: John Wiley & Sons, 512 (1977)
2. A. Babloyantz, *Molecules, Dynamics and Life*, New York: John Wiley & Sons, 1986
3. Itoh N., Stoneham A.M., *Materials modification by electronic excitation*, Cambridge University Press, 2001.
4. N. N. Turaeva, B. L. Oksengendler, and I. Uralov, *Appl Phys Lett*, **98**, 243103 (2011)

## ЭФФЕКТ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЙ ГЕНЕРАЦИЕЙ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ПРИ ОБЛУЧЕНИИ МАТЕРИАЛОВ ИОНАМИ ИЛИ СВЕТОМ И РАСПРОСТРАНЕНИЕМ ВОЛН ПО ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ТВЕРДОЕ ТЕЛО–ВОДА: ЭКСПЕРИМЕНТ И МОДЕЛИРОВАНИЕ

Д.И. Тетельбаум<sup>1</sup>, В.С. Туловчиков<sup>1</sup>, А.В. Степанов<sup>2</sup>, Е.В. Курильчик<sup>1</sup>, А.А. Никольская<sup>1</sup>,  
Р.А. Шуйский<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия, ([tetelbaum@phys.unn.ru](mailto:tetelbaum@phys.unn.ru))

<sup>2</sup>Чувашская сельскохозяйственная академия, Чебоксары, Россия

Принято считать, что при ионном облучении твердых тел структура и свойства изменяются на тех глубинах, до которых имплантированные атомы доходят либо непосредственно в процессе облучения, либо в результате постимплантационного отжига. Однако, уже давно известен так называемый эффект дальнего действия (ЭД), заключающийся в изменении структуры и свойств на значительно больших расстояниях от облучаемой поверхности [1]. В действительности, под этим названием понимаются различные по своему механизму явления. Так, в [2] предлагается различать два вида ЭД – «большедозный», обусловленный статическими напряжениями, вызывающими перемещение дислокаций, и «малодозный», обусловленный локальным нагревом (термическими пиками), вызывающим в веществе генерацию ударной волны. Нами с 1971 г. [3] изучался третий вид ЭД (названный впоследствии также «малодозным» ЭД [4]), который обусловлен возбуждением акустических (гиперзвуковых) волн в естественном оксиде (ЕО) на поверхности образца [5]. Данный вид ЭД присущ не только ионному облучению, но и другим видам воздействия, способным вызвать в ЕО автоколебания (электронные пучки, свет, ультразвук и др.).

В докладе представлен краткий обзор основных закономерностей данного вида ЭД и изложены модельные представления о его механизме. Эти представления подкреплены расчетами методом молекулярной динамики [5]. Экспериментальным подтверждением роли акустических волн в ЭД служит недавно установленное явление сверхдальней передачи влияния светового и ионного облучений образцов Si в случае, когда созданы условия для распространения этих волн: вдоль границы раздела твердое тело – водный раствор NaCl. Моделирование методом молекулярной динамики показало, что наличие ионов Na приводит к резкому росту амплитуды акустических (гиперзвуковых волн) при их распространении вдоль указанной границы. Отмечен междисциплинарный характер исследований, в частности, имеющих важное значение для биологии, биомедицины и нейрофизиологии.

### Литература

1. Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В., Рябчиков А.И., *Эффекты дальнего действия в ионно-имплантированных металлических материалах*, рец. Калинин Б.А., Сюткин Н.Н., Лотков А.И., Якушин В.Л., Волков Н.В., НТЛ, Томск, 2004, с.328
2. Ovchinnikov V.V., *Surf. Coat. Technol.* v.355 (2018), p.65-83
3. Успенская Г.И., Абрамова Н.Н., Тетельбаум Д.И., Зорин Е.И., Павлов П.В., *Физические основы ионно-лучевого легирования*, ред. Павлов П.В., Материалы научной конференции, Горький, Июнь 1972, с.96-99
4. Tetelbaum D.I., Kurilchik E.V., Latisheva N.D., *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B.*



v.127/128 (1997), p.153-156

5. Степанов А.В., Тетельбаум Д.И., Поверхность. Рентгеновские, синхронные и нейтронные исследования. (2017), №7, с.82-88



## **VII. Техника и методика эксперимента**

**В Программу Семинара традиционно включается методическая секция с целью ознакомить участников с последними методическими разработками в области радиационной физики и радиационного материаловедения, дать информацию о новых источниках излучений, а также по применению новых методов исследования конденсированных сред.**



## IN SITU MEASUREMENT OF RADIATION DAMAGE WITH TRANSIENT GRATING SPECTROSCOPY

M.P. Short<sup>1</sup>, C.A. Dennett<sup>1</sup>, S.E. Ferry<sup>1</sup>, A. Kushima<sup>1</sup>, K.P. So<sup>1</sup>, P. Cao<sup>1</sup>, K. Hattar<sup>2</sup>, D. Buller<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, USA ([hereiam@mit.edu](mailto:hereiam@mit.edu))  
<sup>2</sup>Sandia National Laboratory, Albuquerque, NM, USA

Materials issues are the main factors holding back life extension of light water reactors and deployment of advanced reactors. Radiation damage still limits the lifetime of current and future nuclear reactors, but our ability to quickly gauge its extent is severely limited. In this talk, we will introduce our improvement [4] and application of transient grating spectroscopy (TGS) [1-5] to study how materials behave during irradiation on the mesoscale. Changes in thermal diffusivity are linked to defect clustering and radiation induced segregation (RIS) in both pure metals and neutron-irradiated steels, while changes in stiffness correlate strongly to the onset of void swelling. This technique reduces the time to acquire key knowledge of material property changes under irradiation from months to hours, greatly speeding up our ability to better understand radiation resistant materials, and gauge their lifetimes in nuclear applications.

A number of studies will be presented along this theme, demonstrating the utility of this new technique for radiation materials science. We will specifically show how changes in surface acoustic wave (SAW) speed, which directly link to Young's Modulus and Poisson's ratio, can identify the radiation dose in DPA to the onset of void swelling in single crystal copper and nickel. Radiation-dependent changes in thermal diffusivity help show the saturation of radiation-induced dislocations and defect clustering in single-crystal niobium irradiated with Si ions, while the same thermal diffusivity changes reveal the onset and saturation of radiation induced segregation in neutron-irradiated 304 stainless steel to 28 DPA. Finally, a number of studies, ranging from deducing thermal properties of irradiated carbon nanotube coatings, MAX phase materials, tungsten fuzz development for fusion applications, and illustrating temperature-dependent radiation effects in SiC will be shown to show the broad applicability of TGS.

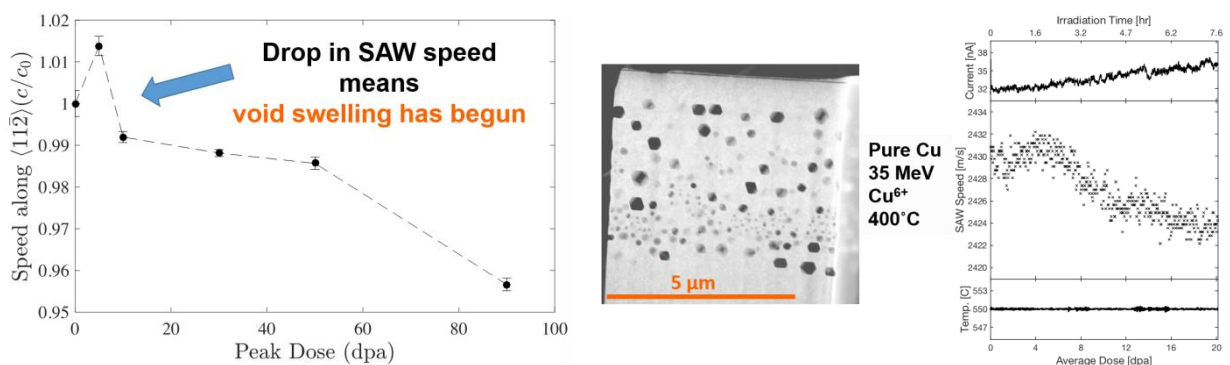


Figure 1: Drop in SAW speed (left) corresponding to the onset of void swelling in single crystal copper (center, [1]), and in-situ detection of the same in single crystal nickel (right, submitted for publication)

### References

1. Dennett, C. A. et al. "Detecting self-ion irradiation-induced void swelling in pure copper using transient grating spectroscopy." *Acta Mater.* **145**:496-503 (2018).
2. Cometto, O. et al. "A thermal study of amorphous and textured carbon and carbon nitride thin films via transient grating spectroscopy." *Carbon* **130**:355-361 (2018).
3. Dennett, C. A., Short, M. P. "Thermal diffusivity determination using heterodyne phase insensitive transient grating spectroscopy." *J. Appl. Phys.* (Accepted) (2018).
4. Dennett, C. A., Short, M. P. "Time-resolved, dual heterodyne phase collection transient

grating spectroscopy." *Appl. Phys. Lett.* **110**:211106 (2017).

5. Dennett, C. A. et al. "Bridging the gap to mesoscale radiation materials science with transient grating spectroscopy." *Phys. Rev. B* **94**:214106 (2016).

## МЕТОДИЧЕСКИЙ ПОДХОД ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ МАССОПЕРЕНОСА ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ СТАЛЕЙ В РАСПЛАВЛЕННОМ СВИНЦЕ

О.А. Голосов, В.Н. Николкин, А.В. Барыбин, С.С. Хвостов, Д.С. Бутаков  
АО «Институт реакторных материалов», Заречный, Россия ([den.butackov@yandex.ru](mailto:den.butackov@yandex.ru))

Представлены результаты экспериментов по исследованию выноса компонентов стали ЭП-823 в свинецовой расплав с использованием метода нейтронной активации. Неокисленные и термически окисленные на воздухе до толщины оксидной пленки 0,3 и 1,2 мкм образцы стали ЭП-823, облученные в реакторе ИВВ-2М до флюенса нейтронов  $1,1 \cdot 10^{19}$  н/см<sup>2</sup>, были подвергнуты статическим коррозионным испытаниям в свинце при 720 оС в течение 55 ч. Показано, что коррозия и вынос продуктов коррозии в свинец имеют избирательный характер в отношении компонентов стали. Установлено, что максимальная скорость выхода в расплав свинца наблюдалась для атомов железа, которая в ~20 раз превышает таковую для хрома при растворении неокисленного образца с металлической поверхностью. Для образцов с оксидными пленками диффузионный поток железа при растворении в свинце примерно в 60-65 раз превышает диффузионный поток хрома. При этом увеличение толщины оксида в четыре раза практически не оказывает влияния на это соотношение. С увеличением толщины оксидной пленки скорость потока атомов хрома снижается в ~2 и ~5,6 раза соответственно при толщине оксида 0,3 и 1,2 мкм. Диффузионный поток атомов железа в расплавленный свинец возрастает на ~30 % при толщине оксида 0,3 мкм и при толщине оксида 1,2 мкм снижается в ~2 раза по сравнению с неокисленным состоянием стали. Вынос железа в свинец находится на уровне 5-15 % от его содержания в образовавшейся в процессе испытаний оксидной пленке. Вынос хрома не превышает 1 % и снижается с увеличением толщины исходной оксидной пленки. В объеме свинца содержание железа находится на уровне предела растворимости, а хрома – в 20-200 раз ниже.

## ПРИМЕНЕНИЕ АНАЛИТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ И ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ АНАЛИЗА МИКРОСТРУКТУРЫ ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

К.Е. Приходько<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия  
([prihodko\\_ke@nrcki.ru](mailto:prihodko_ke@nrcki.ru))

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

В настоящей работе представлен обзор результатов экспериментальных работ по применению современных аналитических методов просвечивающей электронной

микроскопии для анализа микроструктуры различных конструкционных материалов ядерных энергетических установок.

В рамках просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рассмотрены методы микроскопии высокого разрешения для идентификации кристаллических наноразмерных выделений, от которых получение традиционной дифракционной картины не дает хорошего результата из-за размытия узлов обратной решетки, обусловленного размерным фактором. Рассмотрены картирования распределения химических элементов в просвечивающем режиме с использованием спектроскопии энергетических потерь электронов на примерах изучения микроструктуры корпусных сталей реакторов ВВЭР, а также облученных элементов коррозионно-стойких сталей внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР.

В рамках просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ), рассмотрены методы картирования распределения химических элементов в микроструктуре материалов на основе обработки спектров энергетических потерь электронов на примере визуализации изменений микроструктуры облученных аустенитных сталей [1] (рис.1), дисперсно-упрочненных феррито-мартенситных сталей. Продемонстрирована возможность использования метода спектроскопии энергетических потерь электронов в ПРЭМ для измерения концентрации гелия в порах материала после реакторного или имитационного облучения на ускорителе.

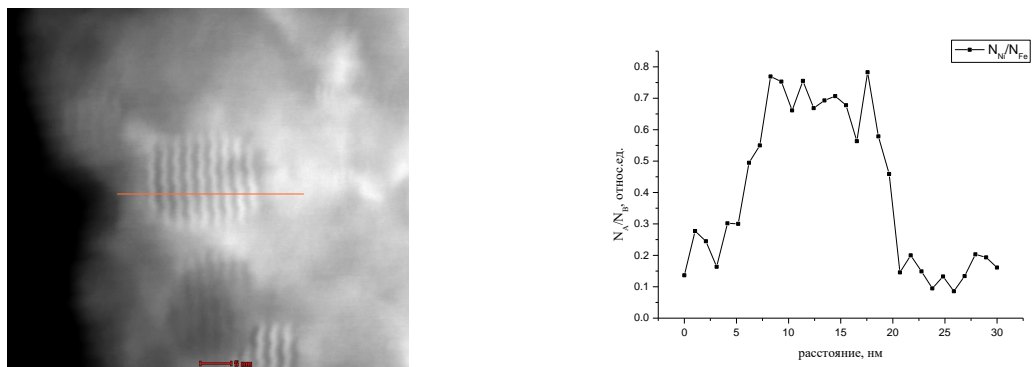


Рис.1 ПРЭМ изображение радиационно-индуцированной частицы G-фазы и профиль концентрации никеля, полученные методом EELS.

## Литература

1. Gurovich B.A., et al. Investigation of high temperature annealing effectiveness for recovery of radiation-induced structural changes and properties of 18Cr-10Ni-Ti austenitic stainless steels // *Journal of Nuclear Materials*. Vol. **465** (2015) P. 565–581.

## РАЗВИТИЕ МЕТОДИКИ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ В ИТЭФ

А.А. Лукьянчук<sup>1,2</sup>, А.А. Алеев<sup>1,2</sup>, С.В. Рогожкин<sup>1,2</sup>, А.С. Шутов<sup>1,2</sup>, О.А. Разницын<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФБГУ «Институт теоретической и экспериментальной физики имени А.И. Алиханова  
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»

([Anton.Lukyanchuk@itep.ru](mailto:Anton.Lukyanchuk@itep.ru))

<sup>2</sup> Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

В настоящее время имеется существенная потребность в применении методов ультрамикроскопии, поскольку функциональные и механические свойства материалов зависят не только от микромасштабных особенностей, но и от особенностей на масштабе от нескольких ангстрем до десятков нанометров. В последнее десятилетие интенсивно развивается уникальная методика исследования нано-структуры материала - Атомно-Зондовая Томография (АЗТ). АЗТ позволяет получать информацию о трехмерном распределении атомов в образце одновременно с определением химической природы каждого атома. В основе методика АЗТ лежит принцип по-атомной разборки материалов и проекционного увеличения, использовавшегося ранее в полевой автоионной микроскопии, а также времяпролетная масс-спектрометрия, примененная к каждому испаренному иону. Благодаря проекционной геометрии испарения атомов материала методика позволяет получать разрешение в глубину образца 1-2 Å, а латеральное разрешение порядка 2-4 Å.

В НИЦ «Курчатовский институт» - ИТЭФ ведутся исследования наноструктуры реакторных конструкционных материалов (см., например, [1,2]). Для контроля размеров и химического состава включений в материалах используется методика АЗТ. В 2014 году было принято решение о разработке собственной установки АЗТ с применением современных детектирующей системой и фемтосекундной лазерной системой испарения – Прототипа Атомного Зонда с Лазерным испарением (ПАЗЛ-3D) [3]. Для контроля и управления установкой было разработано и написано собственное программное обеспечение. Также реализован полный пакет программных инструментов восстановления и обработки АЗТ данных КВАНТМ-3D [4]. Были отработаны методики исследования широкого спектра материалов: ферритно-мартенситные стали, сплавы: никелевые, титановые, алюминиевые, циркониевые, ванадиевые, высокоэнтропийные, модельные системы Fe-Cr, неодим-железные, чистые металлы: вольфрам, алюминий и молибден. Также показана возможность исследования материалов на основе кремния.

### Литература:

1. Рогожкин С.В., Искандаров Н.А., Лукьянчук А.А., Шутов А.С., Разницын О.А., Никитин А.А., Залужный А.Г., Кулевой Т.В., Куйбида Р.П., Андрианов С.Л., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Никитина А.А. Исследование наноструктуры ферритно-мартенситной стали ЧС-139 в исходном состоянии и после облучения ионами Fe, *Перспективные материалы*, 2017. № 11. С. 5-17
2. Rogozhkin S.V., Nikitin A.A., Orlov N.N., Kulevoy T.V., Fedin P.A., Korchuganova O.A., Kozodaev M.A., Vasiliev A.L., Orekhov A.S., Kolobyлина N.N., Leonov V.P., Schastlivaya I.A. Microstructure of Ti-5Al-4V-2Zr alloy in the initial condition and after irradiation with titanium ions. *Inorganic Materials: Applied Research*. (2017) V. 8. No. 2. P. 279–285
3. Рогожкин С.В., Алеев А.А., Лукьянчук А.А., Шутов А.С., Разницын О.А., Кириллов С.Е., Прототип атомного зонда с лазерным испарением, *Приборы и техника эксперимента*, 2017, № 3, С. 129-134



4. Свидетельство о регистрации Программного обеспечения RU2018661876, Дата регистрации 20.09.2018

## РЕНТГЕНДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗЦОВ, СОХРАНЁННЫХ ПОСЛЕ СФЕРИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ.

А.Е.Шестаков, И.В.Артамонов

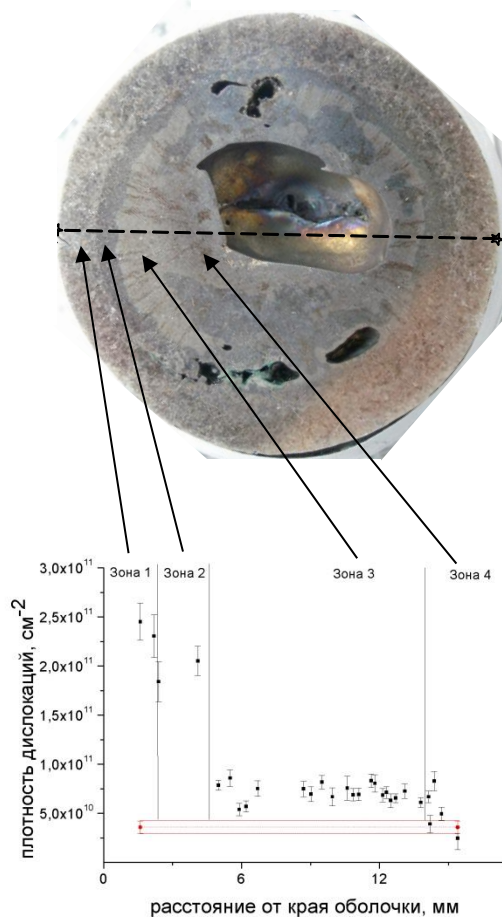
*РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И.Забабихина, г.Снежинск, Россия*

Совершенствование физико-математических моделей деформации материалов при ударно волновом нагружении (УВН), движущееся по пути учета процессов, идущих на микроуровне, требует данных об изменении микроструктуры объектов. Дифракция рентгеновского излучения позволяют получить данные о кристаллической решетке и зафиксировать изменения, происходящие на таком масштабном уровне. Одним из параметров микроструктуры, претерпевающим изменение, является плотность хаотически распределенных дислокаций. Существуют различные способы исследования дислокационной структуры. Наилучшим из них является просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), позволяющая непосредственно наблюдать дислокации и характер их распределения. Однако, сложность приготовления препаратов для исследования приводит к большим затратам времени для получения результатов, характеризующих материал.

Метод дифракции рентгеновского излучения также позволяет определять плотность дислокаций. Приготовление препарата существенно проще, чем для ПЭМ. Но этот метод не является прямым. Величина плотности хаотически распределённых дислокаций вычисляется из измеряемой величины – ширины дифракционных максимумов.

Таким образом, комбинация этих двух методов, дифракции рентгеновского излучения – как основного метода и ПЭМ – как способа градуировки, должна давать хороший результат.

В ходе работы проверен способ подготовки образцов для рентгенографии после механической резки. Проведена серия рентгендифракционных измерений на образцах с известной плотностью дислокаций (измерена при помощи ПЭМ). Сферическая оболочка, сохранённая после УВН, была разрезана на две части по меридиану. Из одной половины на разном расстоянии от поверхности были вырезаны образцы для рентгенографии. На них были получены угловые зависимости ширины дифракционных максимумов. Для вычитания инструментальной функции использован метод аппроксимаций. Для анализа физического уширения применён метод



построения Вильямсона-Холла.

Полученная зависимость плотности дислокаций от расстояния от поверхности согласуется с металлографически выявляемым зональным строением.

## СОВРЕМЕННЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ СКАНИРУЮЩЕЙ ЗОНДОВОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ И ИССЛЕДОВАНИЙ МАТЕРИАЛОВ В ЯДЕРНОЙ И ТЕРМОЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ

Б.А. Логинов

*АО «Завод ПРОТОН», НИУ МИЭТ, Москва, Россия ([b-loginov@mail.ru](mailto:b-loginov@mail.ru))*

История применения отмеченных Нобелевской премией 1986г сканирующих зондовых микроскопов (СЗМ) в ядерной и термоядерной областях в России была начата в 1999 году в ИТЭФ совместно с МИЭТ [1, 2]. Впервые в мире были разработаны, запатентованы [3] и изготовлены радиационно-стойкие СЗМ для перчаточных (ВНИИНМ, РФЯЦ-ВНИИТФ) и горячих (НИИАР, СХК) камер. Они дали трехмерные изображения поверхности различных материалов с разрешением до 1 нм с визуализацией динамики измерения структуры при распаде или облучении. Для термоядерной отрасли был сделан уникальный СЗМ размером 3 см х 3 см х 3 см, который работал у передней стенки ТОКАМАК Т-10 (Курчатовский институт) и давал картину динамики её распыления-перепыления при температуре около 1 млн.градусов [4], чем внёс вклад в разработку необходимых не портящих переднюю стенку ТОКАМАК режимов плазмы.

Необходимо отметить, что все вышеперечисленные российские разработки до сих пор не только держат марку «впервые в мире», но и являются единственными СЗМ такого рода, хотя прошло 10 лет и известно о попытках их повторения за рубежом. Уникальность ситуации также в том, что за прошедшие 10 лет СЗМ сильно развились, и могут быть на новом уровне применены для задач материаловедения в вышеуказанных областях.

Если раньше СЗМ давали трехмерный рельеф поверхности с разрешением до 1 нм, то сейчас они дают разрешение вплоть до атомарного. Если раньше они давали только рельеф, то сейчас в каждой точке рельефа могут дать значение многих физических параметров материала: электропроводности, электрических потенциалов, ёмкости частиц, намагниченности, электролюминесценции, фоточувствительности, электронной плотности, концентрации примесей и других полупроводниковых свойств, теплопроводности, трения, адгезии, упругости, вязкости, акустических свойств, широкого спектра пьезоэлектрических и магнитных свойств, в т.ч. коэрцитивной силы и поля насыщения. Более того, сейчас СЗМ могут дать значение физической характеристики не в ряде выбранных оператором точек, а сразу дать карту распределения этой характеристики по рельефу с разрешением до 1 нм. Стало также доступным изучение материалов и динамики их фазовых превращений в естественной атмосфере, вакууме и газах в широком диапазоне температур от гелиевых 4,2К до 1500°С и выше.

Отличительная от других микроскопов особенность СЗМ в том, что они адаптируются для внедрения в самые различные условия в широкой диапазон температуры, давления, объёма камер, состава газовых сред и сопутствующих электромагнитных и радиационных фонов. СЗМ могут давать фильм в виде набора кадров измерения морфологии и свойств материалов. Возможно применение СЗМ также и в качестве аварийных датчиков.

Исходя из вышеизложенного, представляется возможным и перспективным начало нового витка развития разработки применения СЗМ для задач ядерного и термоядерного материаловедения в России, с российским значительным опережением и приоритетом.

**Литература:**

1. Cheblukov Y.N., Fedotov A.S., Kozodaev M.A., Loginov B.A., Popov M.O., Stepanov A.E., Suvorov A.L., *Materials Science and Engineering, A* (1999), т.270. № 1. p.102
2. Суворов А.Л., Рогожкин С.В., Залужный А.Г., Алеев А.А., Бобков А.Ф., Зайцев С.В., Карпов А.В., Козодаев М.А., Логинов Б.А., Макеев О.Н., *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы*. 2006. № 1 (66), p.3
3. Суворов А.Л., Логинов Б.А., Макеев О.Н., *Patent RUS 2169954 27.07.2000*
4. Kamneva S.A., Gureev V.V., Khimchenko L.N., Kuteev B.V., Klimov N.S., Podkovyrov V.L., Zhitluhin A.M., Loginov B.A., *34th Europhysics Conference on Plasma Physics 2007, Abstracts*, p.355

## УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

<b>A</b>		Garner Frank A.	4,81	<b>O</b>	
Aristov D.N.	59	Golosovsky I.V.	59	Ovsyanikov A.K.	
<b>B</b>		<b>H</b>		<b>R</b>	
Bezmaternykh L.N.	59	Hattar K.	113	Regnault L-P.	59
Boehm M.	59	Hruska P.	17	Roca A.G.	62
Boiko V.M.	101	<b>I</b>		Rolli R.	26
Brudnyi P.A.	101	Ivanov A.S.	59	<b>S</b>	
Buller D.	113	<b>J</b>		Shao L.	3
<b>C</b>		Jiang W.Q.	25	Shao Lin	4
Cao P.	113	<b>K</b>		Shiau C.	3
Chakin V.	26,29	Kim H.	3	Short M.P.	113
Chin B.A.	27	Klimenkov M.	26,29	Simakov S.	17
Cizek J.	17	Kushima A.	113	So K.P.	113
<b>D</b>		<b>L</b>		Stefanik M.	17
Dennett C.A.	113	Liu C.T.	27	Stubbins James	27
<b>E</b>		Liu Xiang	27	Sun Cheng	81
Estrader M.	62	López-Ortega A.	62	Swenson	3
<b>F</b>		<b>M</b>		Matthew J.	
Fedorov A.	26,29	Magielsen L.	26,29	<b>V</b>	
Ferry S.E.	113	Majerle M.	17	Vladimirov P.	26
French A.J.	3	Mao Keyou S.	81	<b>W</b>	
French Aaron J.	4	Matveeva P.G.	59	Wang X-L.	27
Freyer P.D.	3	Miao Yinbin	27	Wharry Janelle P.	3,81
Freyer Paula D.	81	Mukhin A.A.	59	Williams J.R.	27
<b>G</b>		<b>N</b>		<b>Z</b>	
Gaisin R.	26	Nogués J.	62	Zach B.	17
Gann B.B.	17			Zhang Y.	25,27
Garner F.A.	3,28			Zhang Z.W.	25,27

---

<b>A</b>		Беляев Д.А.	72	<b>Г</b>	
Аверин С.А.	47	Березюк А.И.	88	Гаврилов Н.В.	33,60
Аверкиев И.К.	86	Блохин Д.А.	38	Гелински М.	94
Алеев А.А.	116	Богачев А.А.	44	Гибзун М.С.	40,41,44,46
Александров А.С.	72	Бондарев И.А.	68,74,103	Гильмутдинов Ф.З.	82,86,91,96
Алексеев П.А.	77	Брудный В.Н.	104	Голосов О.А.	114
Арбузов В.Л.	11,15,16	Брюшков С.В.	50	Голосовский И.	62
Арсентьев М.А.	89	Бутаков Д.С.	114	Горновой В.А.	30
Артамонов И.В.	117	Быков П.В.	91,95	Горностырев Ю.Н.	5
Асипцов О.И.	19	Быстров С.Г.	85	Горохов В.А.	73,75
<b>B</b>		<b>B</b>		Гощицкий Б.Н.	6
Бакиева О.Р.	82,86,96	Варнаков С.Н.	68,74,103	Гурович Б.А.	106
Балаев А.Д.	71	Вельмогин Д.Н.	47	Гущина Н.В.	93
Балаев Д.А.	67	Верховский С.В.	65	<b>Д</b>	
Балакирев В.Ф.	69	Волков А.Ю.	6	Данилов С.Е.	15,16,64
Барсанова С.В.	36	Волков Н.В.	68,74,103	Дементьева М.М.	106
Барыбин А.В.	114	Волкова Е.Г.	32	Демидов Д.Н.	10,12
Баюков О.А.	67	Воробьев В.Л.	82,84,86,91,95,96	Диков А.С.	43,53
Баянкин В.Я.	84,85,86,91,95	Воронин В.И.	6	Дроздов А.Ю.	86
Белозёров С.В.	47			Дружков А.П.	11
				Дубровский А.А.	67

**УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ**

<b>Е</b>		Литвинова М.А.	35,54	Портных И.А.	8,17,19
Евсеев М.В.	36,47	Логинов Б.А.	118	Потапенко М.М.	38
		Лоде А.	94	Потапов А.М.	65
<b>Ж</b>		Лукьяненко А.В.	68,74,103	Приходько К.Е.	106,114
Жихарев А.В.	85	Лукьянчук А.А.	44,48,116	Пушин В.Г.	69
		Лучко С.Н.	32,41,44,46		
<b>З</b>		Ляшков К.А.	64	<b>Р</b>	
Заматовский А.Е.	32,61,64			Разницын О.А.	44,48,116
Здоровец М.	13,18,20,	<b>М</b>		Распоиенко Д.Ю.	93
	107	Макаров А.В.	32,33,40,41,	Рауцкий М.В.	68,74,103
Зотиков А.А.	30		44,46,60	Рашковский А.Ю.	89
Зув Ю.Н.	66,72	Макаров Е.И.	14,47,90	Ремизов М.Б.	53
Зырянов С.С.	88	Мальцев А.А.	35,54	Решетников С.М.	86
		Малыгина И.Ю.	40	Рогожкин С.В.	44,48,116
<b>И</b>		Маркелов Д.Е.	7,47	Рябухин О.В.	88
Ибраева А.Д.	107	Мартынов О.Н.	67		
Илюшин В.В.	69	Матвиенко В.Н.	30,70,87	<b>С</b>	
Исинбаев А.Р.	8	Махинько Ф.Ф.	93	Сагарадзе В.В.	9,15,32,34,
Искандаров Н.А.	44	Меньшаков А.И.	33		61,64,66
		Мешков Е.А.	37	Санников И.В.	75
<b>К</b>		Миньо Ж-М.	77	Сахиев С.К.	55
Кайгородова Л.И.	93	Мирмельштейн А.В.	65,70	Святов И.Л.	72
Карагерги Р.П.	36	Мороз К.А.	38	Сексембаев Ж.Б.	55
Каримов З.И.	102			Семенов С.В.	67
Картапова Т.С.	82,96	<b>Н</b>		Сивак А.Б.	10,12
Карькин А.Е.	6	Нгуен В.Т.	20	Сивак П.А.	10,12
Катаева Н.В.	15,34,64	Нгуен Т.В.	18	Скорынина П.А.	33
Кашченко М.П.	69	Недосвити А.С.	72	Скуратов В.А.	13,18,20,
Кириллов В.Л.	67	Некрасов И.В.	31		107
Кислицин С.Б.	43,53	Немковский К.С.	77	Смелова Т.В.	53
Клементьев Е.С.	77	Неустроев В.С.	7,14,47,49	Смирнов М.Б.	69
Климова И.Н.	95	Нешов Ф.Г.	88	Смоляков Д.А.	68
Князев Ю.В.	67	Нитлинг Я.	13,18,20	Смолянский А.С.	89
Козлов А.В.	8,17,19	Никитин А.А.	44,48	Соболева Н.Н.	40
Козлов Е.А.	72	Никитин С.Е.	71	Созонова Н.М.	86
Козлов К.А.	32,60,61,64,	Николаев А.Л.	61	Соколовский Д.А.	47,49
	66	Николаева Н.В.	69	Сохацкий А.С.	13,18,20
Козлов П.В.	53	Николкин В.Н.	114	Степанов А.В.	109
Колоч А.	94	Никольская А.А.	109	Степанов М.В.	73
Колков М.И.	71	Новоселов И.И.	37	Субботин В.Г.	73,75
Колотов А.А.	84,86,95,96			Сунцов Д.Ю.	53
Комаристов С.А.	88	<b>О</b>		Сурнин Д.В.	84
Комаров Д.А.	106	О'Коннелл Ж.	13,18,20,	Суцев А.А.	30
Корнеева Е.А.	13,18,20		107		
Красиков А.А.	67	Обухов А.В.	7,47	<b>Т</b>	
Кружалов А.В.	88	Овчинников В.В.	83,90,92,93	Тарасов А.С.	68,74,103
Кузнецов А.Р.	5	Овчинников С.Г.	68,74,103	Тарасов И.А.	68,103
Кукулин В.И.	55	Оглобличев В.В.	65	Тетельбаум Д.И.	105,109
Кулевой Т.В.	44	Огородникова О.В.	17	Титова С.Г.	60
Курильчик Е.В.	109	Оксенгендлер Б.Л.	102,108	Туловчиков В.С.	109
Кутузов Л.В.	106	Орлов Н.Н.	48	Тураева Н.Н.	102,108
		Осинцева А.Л.	32,33	Тюменцев А.Н.	38
<b>Л</b>				<b>Ф</b>	
Лазуков В.Н.	77	<b>П</b>		Федин П.А.	44
Лапин М.В.	30,31,87	Павленко А.В.	34	Фирсова В.В.	53
Ларионов А.С.	43,53	Панкрац А.И.	71	Фурман В.	77
Леви Е.А.	72	Панченко В.Л.	17		
Лежнин Н.В.	41,44,46	Паршин П.П.	63	<b>Х</b>	
Лекомцев С.А.	72	Пастухов В.И.	17,36,47	Хвостов С.С.	114
Леликов В.П.	35	Пахаруков Ю.В.	102,108	Хлабыстина Л.Р.	87
Леонтьева-	38	Перминов Д.А.	11	Хомич А.А.	44,48
Смирнова М.В.		Пилюгин В.П.	15	Хорошилов В.В.	44
Литвинов А.В.	15	Политова Е.Д.	89		

## УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Хусаинов М.Р.	88	Чернов В.М.	12,38	Шешуков О.Ю.	31
		Чолах С.О.	92	Шихалев В.С.	50
<b>Ц</b>		<b>Ш</b>		Шмаков И.Г.	5
Цыганов А.И.	94	Шабашов В.А.	15,32,60,61, 64,66,76	Шуйский Р.А.	109
Цыганов И.А.	94			Шутов А.С.	44,48,116
Цыгвинцев В.А.	47			<b>Я</b>	
<b>Ч</b>		Шагин В.М.	88	Яковлев И.А.	68,74,103
Чалина М.А.	44	Шаломов К.В.	92	Якушкин С.С.	67
Чекушина Л.В.	43	Шанидзе Л.В.	74	Янилкин А.В.	37
Чепелев Ю.Л.	69	Шелан В.А.	75	Янсе ван Вуурен А.	107
Чернецов М.В.	47	Шестаков А.Е.	117		
		Шестоперов И.Н.	53		

Ответственный за выпуск  
к.ф.-м.н. Д.А. ПЕРМИНОВ

---

Отпечатано на Ризографе ИФМ УрО РАН, тираж 110 экз., заказ №02,  
объем 5,1 печ.л., формат 298 x 210,  
620137, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, дом №18, ИФМ УрО РАН



ISBN 978-5-9500855-6-7



9 785950 085567