

Седьмой Международный Уральский Семинар

# РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Тезисы докладов

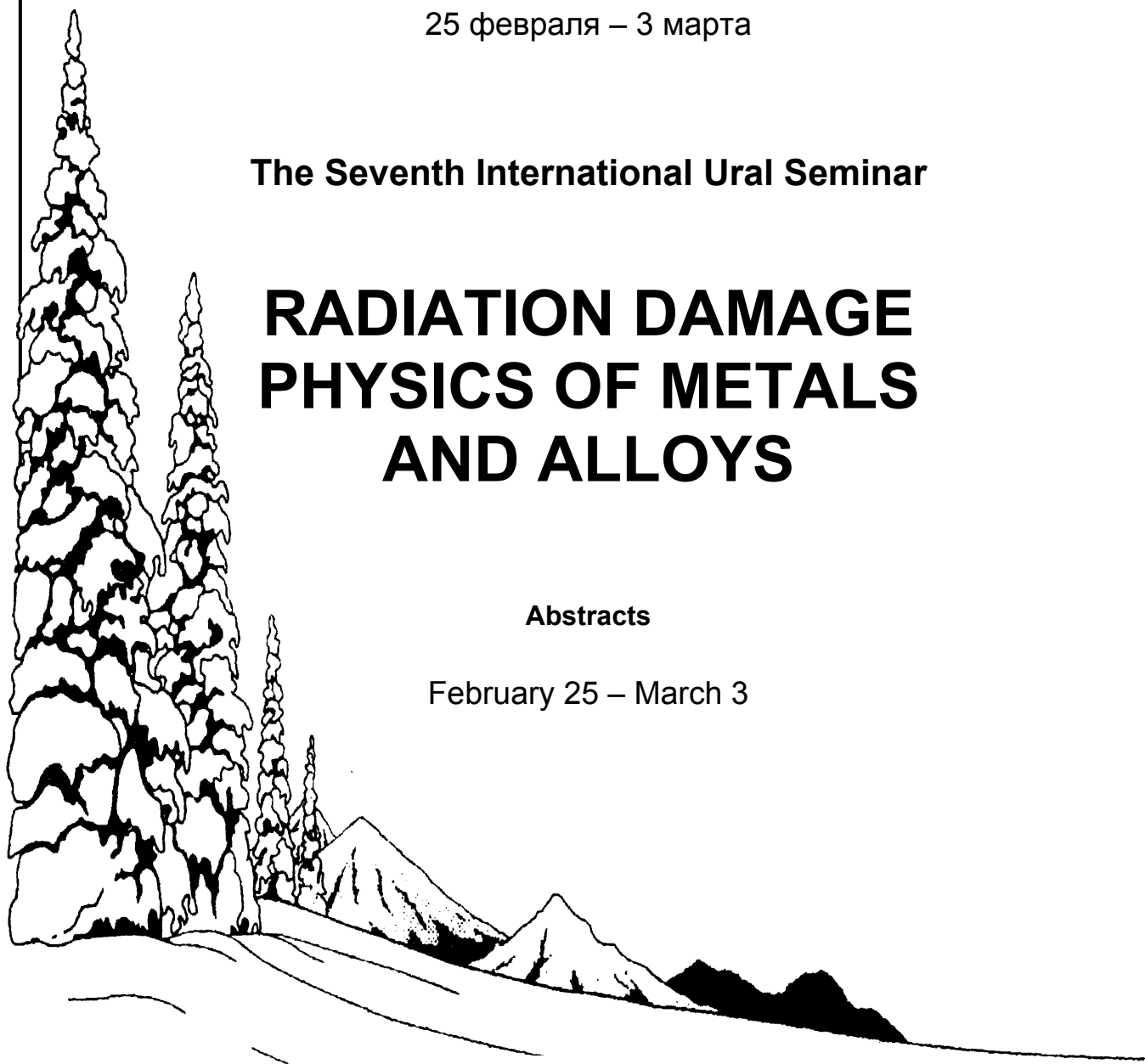
25 февраля – 3 марта

The Seventh International Ural Seminar

# RADIATION DAMAGE PHYSICS OF METALS AND ALLOYS

Abstracts

February 25 – March 3



Снежинск  
Россия

Snezhinsk  
Russia

2007



**Седьмой Международный Уральский Семинар**

# **РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

**Тезисы докладов**

25 февраля – 3 марта

**Снежинск**

**Россия**

**2007**

## **Организационный комитет**

Гощицкий Б.Н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
Со-председатель  
Аврорин Е.Н., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск,  
Со-председатель  
Водолага Б.К., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск,  
Зам. председателя  
Плохой В.В., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск,  
Зам. председателя  
Арбузов В.Л., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
Учёный секретарь Семинара  
Архипов В.Е., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
Громов В.Т., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Залужный А.Г., МИФИ, Москва  
Зуев Ю.Н., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Мирмельштейн А.В., РФЯЦ-ВНИИТФ,  
Снежинск  
Мялицын А.Ю., Советник председателя  
УрО РАН, Екатеринбург  
Николаев А.Л., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
Овчинников В.В., ИЭФ УрО РАН, Екатеринбург  
Сагарадзе В.В., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
Терещенко В.Ф., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск

## **Международный консультативный комитет**

Alekseev P.A., Moscow, Russia  
Andreev A.V., Prague, Czechia  
Garner F.A., Richland, USA  
Kirk M.A., Argonne, USA  
Konobeev Yu.V., Obninsk, Russia  
Neklyudov I.M., Kharkov, Ukraine  
Robouch V.V., Rome, Italy  
Voyevodin V.N., Kharkov, Ukraine

## **Программный комитет**

Сагарадзе В.В. – Председатель  
Архипов В.Е.  
Громов В.Т.  
Залужный А.Г.  
Мирмельштейн А.В.  
Николаев А.Л.  
Овчинников В.В.

## **Секретариат**

Арбузов В. Л. – ИФМ УрО РАН, Россия  
Климентьев Е. С. – РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия  
Литвинов А. В. – ИФМ УрО РАН, Россия  
Перминов Д. А. – ИФМ УрО РАН, Россия  
Яхонтова М. Ю. – ИФМ УрО РАН, Россия  
Elliott Celia M. – University of Illinois at Urbana-Champaign, USA

## **Организаторы семинара**

Институт физики металлов УрО РАН  
Российский Федеральный Ядерный Центр –  
ВНИИТФ  
Научный Совет РФТТ РАН  
Институт экспериментальной и теоретической  
физики  
Международный Научно-технический Центр  
Федеральное Агентство РФ по атомной энергии  
Федеральное Агентство РФ по науке и  
инновациям

## **Наши спонсоры:**

Федеральное Агентство РФ по атомной энергии (Москва)  
Федеральное Агентство РФ по науке и инновациям (Москва)  
Российский Фонд Фундаментальных Исследований (Москва)  
Администрация Челябинской области  
РФЯЦ – ВНИИТФ (Снежинск)  
ИФМ УрО РАН (Екатеринбург)  
Некоммерческий фонд «Династия» (Москва)  
Центр Международных Программ ЮНЕСКО (Екатеринбург)

**Организационный комитет сердечно благодарит спонсоров за их поддержку  
Российской науки в трудное время. Мы надеемся, что наша встреча в Снежинске  
будет способствовать укреплению научных контактов**

**Составитель сборника  
М.Ю.Яхонтова**

## СОДЕРЖАНИЕ

	стр.
<b>I. <u>Общие вопросы физики радиационных повреждений</u></b>	<b>1</b>
<b>Особенности стадии свободной миграции вакансий в облученных электронами сплавах Fe-Cr</b> А.Л. Николаев	<b>3</b>
<b>Представление и анализ характеристик точечных дефектов и диффузионных процессов в базе данных по физике радиационных повреждений реакторных материалов</b> <u>Е.А.Смирнов</u> , Б.А.Калин, Г.А.Биржевой, Г.Н.Елманов, В.А.Печенкин, Г.И.Соловьев, И.И.Чернов, А.А.Шмаков, А.Г.Елманов	<b>4</b>
<b>Эрозия поверхности металлов под действием мощных субмикросекундных ионных пучков</b> Г.А. Блейхер, <u>В.П. Кривобоков</u> , О.М. Степанова	<b>5</b>
<b>The Strong Influence of Atomic Displacement Rate on Radiation-induced Void Swelling of Structural Alloys</b> F. A. Garner	<b>6</b>
<b>Механизмы поддержания радиационной стойкости конструкционных материалов</b> <u>В.П. Колотушкин</u> , С.Н. Вотинов	<b>7</b>
<b>Дефекты кристаллической решетки и магнитосопротивление монокристаллов вольфрама и молибдена в сильных магнитных полях</b> <u>В.В. Марченков</u> , В.Е. Архипов, Х.В. Вебер	<b>10</b>
<b>Моделирование радиационно-индуцированной сегрегации возле сферических стоков точечных дефектов в тройных сплавах замещения</b> И.А., Степанов <u>В.А. Печенкин</u> , Ю.В. Конобеев	<b>11</b>
<b>Влияние термообработки и ионного облучения на изменение атомной структуры и механических свойств сплавов с дальним порядком</b> Н.Н. Сюткин	<b>12</b>
<b>Закономерности радиационного охрупчивания, вызванного распуханием</b> В.С. Неустроев	<b>13</b>
<b>Позитронные исследования наноструктурных особенностей в реакторных материалах</b> А.П. Дружков	<b>14</b>
<b>Влияние стоков различного типа на расслоение твердого раствора в облученных электронами сплавах Fe-Ni</b> <u>С.Е. Данилов</u> , В.Л. Арбузов, А.Е. Давлетшин	<b>15</b>
<b>Радиационно-пучковое воздействие – метод создания градиентного структурно-фазового состояния в материалах атомной техники</b> Б.А. Калин	<b>16</b>

## Содержание

<b>Исследование структурной устойчивости карбидов железа первопринципными методами</b> <u>А.Р. Кузнецов</u> , Ю.Н. Горностырев	17
<b>Закономерности образования и роста оксидной пленки на ионно-легированной поверхности сплавов циркония</b> Б.А.Калин, <u>Н.В.Волков</u> , Е.А.Смирнов, В.В.Осипов, И.В.Олейников, С.Н.Тимошин	18
<b>Влияние дефектообразования в бериллии и кремнии на процесс ионного перемешивания при облучении пучком ионов <math>He^+</math> и <math>Ar^+</math> с широким энергетическим спектром</b> Б.А. Калин, <u>Н.В.Волков</u>	19
<b>Захват дейтерия в условиях радиационного воздействия</b> <u>Г.Д. Толстолуцкая</u> , В.В. Ружицкий, И.Е. Копанец, С.А. Карпов	20
<b>Особенности деформационно-пластического поведения металлических поликристаллов, облученных нейтронами до высоких повреждающих доз</b> <u>М.Н. Гусев</u> , О.П. Максимкин, И.С. Осипов	21
<b>Особенности диссипативных процессов при статическом деформировании железа, облученного нейтронами</b> О.П. Максимкин, <u>М.Н. Гусев</u> , Д.А. Токтогулова, И.С. Осипов	22
<b>Диффузионный распад пересыщенного раствора примесей в межзеренных границах</b> В.В. Слезов, <u>О.А. Осмаев</u>	23
<b>Гибридная модель для моделирования радиационных разрушений в кристаллах</b> С.И. Самарин	24
<b>II. <u>Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах</u></b>	25
<b>Радиационно-индуцированное растворение частиц интерметаллидов <math>Ni_3Me</math> (Ti, Al, Si, Zr) в каскадах смещения в процессе облучения Fe-Ni-Me сплавов нейтронами при 340 К</b> <u>В. В. Сагарадзе</u> , В. А. Шабашов, В. М. Колосков, А. В. Литвинов	27
<b>Влияние накопления гелия в аустенитной стали на эволюцию микроструктуры и радиационную повреждаемость материалов внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР</b> <u>С.В. Белозеров</u> , В.С. Неустроев, В.К. Шамардин	28
<b>Влияние дислокационной структуры на накопление имплантированного дейтерия в аустенитных сталях</b> <u>Г.А. Распопова</u> , В.Л. Арбузов, В.В. Сагарадзе, Н.Л. Печеркина, Ю.Н. Зуев	29

<b>Термодесорбционное исследование поведения гелия в сплавах никеля и аустенитной стали</b>	<b>30</b>
<u>И.И. Чернов</u> , С.Ю. Бинюкова, Б.А. Калинин, Тан Све, <u>М.С. Стальцов</u>	
<b>Влияние условий облучения и состояния образцов на захват и удержание дейтерия в стали X18H10T</b>	<b>32</b>
<u>В.В. Ружицкий</u> , С.А. Карпов, Г.Д. Толстолицкая, И.Е. Копанец	
<b>Влияние облучения на зернограничную сегрегацию примеси в поликристаллах</b>	<b>33</b>
В.В. Слезов, О.А. Осмаев, <u>Р.В. Шаповалов</u>	
<b>Фазовые превращения в аустенитных сталях при гамма-облучении</b>	<b>33</b>
Н.А. Азаренков, <u>В.Г. Кириченко</u> , С.В. Литовченко	
<b>Методы и результаты исследования диффузии водорода в реакторных циркониевых материалах</b>	<b>34</b>
<u>А.А. Шмаков</u> , Б.А. Калинин	
<b>Исследование изменений структуры и свойств алюминиевого сплава Al-Mg при имплантации ионов средних энергий</b>	<b>35</b>
В.В. Овчинников, <u>Н.В. Гущина</u> , Л.С. Чемеринская, Ф.Ф. Махинько, Т.А. Белых, С.М. Можаровский, А.Р. Школьников, А.В. Филиппов, Л.И. Кайгородова	
<b>Особенности накопления микродефектов в меди при ударно-волновом воздействии</b>	<b>36</b>
<u>А.Р. Нургалеев</u> , <u>А.В. Павленко</u> , А.Е. Шестаков, Д.Н. Казаков	
<b>Влияние <math>\alpha</math>-<math>\epsilon</math> фазового превращения в железе и стали 30ХГСА на особенности откольных разрушений в клиновых образцах при их взрывном нагружении</b>	<b>37</b>
Е.А. Козлов, В.И. Таржанов, И.В. Теличко, <u>Д.Г. Панкратов</u> , Д.М. Горбачев, А.В. Воробьев, В.И. Ягодников, А.В. Добромислов, Н.И. Талуц	
<b>The motion, rotation and annihilation of dislocation loops in the stress fields originating from line dislocations</b>	<b>37</b>
<u>T. Okita</u> , S. Fujita, E. Kuramoto, N. Sekimura	
<b>Влияние интерметаллидных наночастиц на накопление вакансионных дефектов в железо-никелевых сплавах</b>	<b>38</b>
<u>Д.А. Перминов</u> , А.П. Дружков, В.Л. Арбузов	
<b>Проникновение водорода через конструкционные материалы в процессе ионной бомбардировки</b>	<b>39</b>
<u>А. Г. Залужный</u> , В. П. Копытин	
<b>Влияние облучения на движение газовых пор в поле градиента температуры</b>	<b>39</b>
В.В. Слезов, О.А. Осмаев, <u>Р.В. Шаповалов</u>	
<b>Воздействие ионного облучения на структуру, фазовый состав и механические свойства нагартованного алюминиевого сплава 1441</b>	<b>40</b>
В.В. Овчинников, <u>Н.В. Гущина</u> , Л.С. Чемеринская, Ф.Ф. Махинько, Т.А. Белых, С.М. Можаровский, А.Р. Школьников, А.В. Филиппов, Л.И. Кайгородова	
<b>Деформационно-индуцированные сегрегации в реакторных сплавах Fe-Cr-Ni</b>	<b>41</b>
<u>С.А. Стариков</u> , А.Р. Кузнецов, В.В. Сагарадзе, В.А. Печенкин, И.А. Степанов	

<b>III. <u>Материалы для ядерной и термоядерной энергетики</u></b>	<b>43</b>
<b>Изготовление экспериментальных твэлов с топливом на основе диоксида плутония для испытаний в исследовательском реакторе МИР</b> Л.Л. Казаков, В.Н. Сюзев, <u>А.Б. Харлов</u> , В.П. Чакин	<b>45</b>
<b>Теоретические и экспериментальные исследования зависимости инкубационной дозы распухания стали X16H15M2G2TФР (ЧС-68) от температуры нейтронного облучения</b> <u>А.В. Козлов</u> , И.А. Портных	<b>46</b>
<b>Изменение концентрации дефектов упаковки в стали ЧС-68 при холодной деформации и нейтронном облучении</b> <u>Н.В. Глушкова</u> , И.А. Портных, А.В. Козлов	<b>47</b>
<b>Корреляция изменений физических и механических свойств аустенитной стали ЧС-68 при высокодозном облучении</b> <u>О.В. Ершова</u> , Е.Н. Щербаков, М.В., Евсеев, В.С. Шихалев, А.В. Козлов	<b>47</b>
<b>Анизотропное распухание бериллия после низкотемпературного высокодозного нейтронного облучения</b> В.П. Чакин, А.О. Посевин, <u>А.В. Обухов</u>	<b>48</b>
<b>Склонность материала труб ТК и КСУЗ из сплава Э125 после длительной эксплуатации к ЗГР</b> <u>С.А. Аверин</u> , А.С. Артюгин, Б.С. Родченков	<b>49</b>
<b>Влияние пострadiационных отжигов на локализацию пластической деформации, структуру и свойства стали 12X18H10T – материала отработавшего чехла ТВС реактора БН-350</b> <u>О.В. Тиванова</u> , О.П. Максимкин, Т.А. Доронина, Н.С. Сильягина	<b>50</b>
<b>Некоторые особенности мартенситных превращений при деформации и отжиге стали 12X18H10T, облученной нейтронами и альфа-частицами</b> <u>О.П. Максимкин</u> , И.С. Осипов, А. Налтаев, Д.Т. Бердалиев, Б.К. Рахашев	<b>51</b>
<b>Влияние высокодозного нейтронного облучения на электрохимические свойства феррито-мартенситной стали 12X13M2БРФ</b> <u>О.А. Голосов</u> , Т.Л. Кузина, В.Б. Семериков	<b>52</b>
<b>Влияние условий нейтронного облучения на характеристики дефектной структуры сплава Э125</b> <u>В.Л. Панченко</u> , С.А. Аверин, Е.Н. Щербаков, В.А. Цыгвинцев, Л.П. Синельников	<b>53</b>
<b>Влияние радиационно-термического воздействия на изменение физико-механических свойств стали X13M2БРФ</b> <u>Е.Н. Щербаков</u> , П.И. Яговитин, Е.А. Козманов	<b>54</b>
<b>Structural Materials for Fusion Reactors</b> <u>M. A. Kirk</u> , Z. Yao, and M. L. Jenkins	<b>54</b>
<b>Радиационно-стойкие сплавы на основе ванадия</b> <u>С.Н. Вотин</u> ов, В.П. Колотушкин	<b>55</b>



## Содержание

	<b>Применение и совершенствование сплава Э635 для оболочек твэлов и конструктивных элементов ТВС водоохлаждаемых реакторов</b>	<b>58</b>
	<u>В.Н. Шишов</u> , В.А. Маркелов, В.В. Новиков, А.В. Никулина, В.Ф. Коньков, М.М. Перегуд, А.В. Целищев, М.Н. Саблин, А.Е. Новоселов, Г.П. Кобылянский, В.П. Смирнов, Д.В. Марков	
	<b>Экспериментальное исследование коррозионной стойкости сплавов на основе никеля во фторидных расплавах</b>	<b>58</b>
	А.Л. Жеребцов, Ю.Н. Зуев, <u>В.Г. Субботин</u> , А.Д. Торопов, И.П. Гнидой, В.В. Игнатъев, А.И. Суренков, В.В. Сагарадзе, В.К. Афоничкин	
	<b>The Influence of Cold-work Level on the Irradiation Creep of AISI 316 Stainless Steel Irradiated as Pressurized Tubes in the FFTF and EBR-II Fast Reactors</b>	<b>60</b>
	<u>F. A. Garner</u> and E. R. Gilbert	
	<b>О корреляции вызванной облучением склонности к межкристаллитной коррозии аустенитной нержавеющей стали 12X18Н9Т с содержанием хрома на границах зерен</b>	<b>61</b>
	<u>В.А. Печенкин</u> , С.Н. Иванов, И.А. Степанов, С.И. Поролло А.М. Дворяшин	
	<b>Кинетика и термодинамика процессов радиационно-ускоренной взаимной диффузии в системе в материалах атомной техники</b>	<b>62</b>
	<u>О.С. Шишкина</u> , Е.А. Смирнов	
	<b>Технологические проблемы совершенствования конструкционных материалов быстрого реактора большой мощности</b>	<b>62</b>
	<u>В.В. Чув</u> , М.В. Баканов	
	<b>Отжиг радиационных дефектов после низкотемпературного электронного облучения урана</b>	<b>63</b>
	<u>В.Л. Арбузов</u> , С.Е. Данилов, А.Е. Давлетшин, Ю.Н. Зуев	
	<b>Fatigue Behaviour of Ferritic-Martensitic Steels in a 590 MeV Proton Beam</b>	<b>64</b>
	Pierre Marmy	
	<b>Получение дисперсно-упрочненных оксидами реакторных аустенитных сплавов на основе Fe-Ni инвара, легированного Ti и Zr</b>	<b>65</b>
	<u>А.В. Литвинов</u> , В.А. Шабашов, В.В. Сагарадзе, К.А. Козлов, Н.Ф. Вильданова, В.И. Воронин	
<b>IV.</b>	<b><u>Физические свойства и дефекты атомного масштаба в актинидах и их сплавах</u></b>	<b>67</b>
	<b>AnFe<sub>x</sub>Al<sub>12-x</sub> (A=U, Np, Pu; 4&lt;x&lt;7): A Case Study of Magnetism in Actinide Intermetallic Compounds</b>	<b>69</b>
	<u>A.P. Gonçalves</u> and M.Almeida	
	<b>Thermoelectric Energy Converters Based on Anomalous Rare Earth Materials</b>	<b>70</b>
	<u>E. Clementyev</u> , A. Mirmelstein, O. Kerbel	

## Содержание

<b>Влияние внешнего и химического давления на структуру промежуточно-валентного соединения CeNi</b>	<b>70</b>
<u>A. Mirmelstein</u> , E. Clementyev, A. Kutepov, V. Voronin, I. Berger, V. Shchennikov, Yu. Akshentsev, D. Kozlenko	
<b>Нейтронная спектроскопия эффектов кристаллического поля при аморфизации: особенности локальной структуры и термодинамики</b>	<b>71</b>
<u>П.А. Алексеев</u> , В.Н. Лазуков, Й.-Б. Зук, М.Н. Хлопкин, В.Г. Орлов, Е.С. Клементьев, И.П. Садиков	
<b>Magnetic Properties of the Uranium Compounds</b>	<b>72</b>
Wojciech Suski	
<b>Inelastic Neutron Scattering Study of Spin Polarons and Intrinsic Electronic Inhomogeneity in the Highly Correlated Perovskite Materials</b>	<b>73</b>
<u>A. Podlesnyak</u> , K. Conder, E. Pomjakushina, P. Allenspach, A. V. Mirmelstein and D. I. Khomskii	
<b>Магнитоупругость урановых интерметаллидов UCoAl и UFe<sub>2</sub></b>	<b>74</b>
<u>Н.В. Мушников</u> , А.В. Андреев	
<b>Electronic structure of actinides seen by photoelectron spectroscopy and magnetic properties</b>	<b>75</b>
<u>L. Havela</u> and A.B. Shick	
<b>Intrinsic Inhomogeneities in <i>f</i>-Electron Materials</b>	<b>76</b>
J.C.Gómez Sal	
<b>Возникновение магнетизма в дефектном плутонии</b>	<b>77</b>
<u>М.А. Коротин</u> , А.О. Шориков, Дм.М. Коротин и В.И. Анисимов	
<b>Температурная зависимость электрического сопротивления PuGa(5ат.%)-сплава в интервале температур –185...170 °С</b>	<b>77</b>
<u>А.В. Трошев</u> , С.И. Абраменко, Е.Е. Закурдаев, А.М. Лясота	
<b>ТТТ-диаграмма <math>\alpha \rightarrow \beta</math>-превращения нелегированного плутония</b>	<b>78</b>
С.И. Абраменко, Ю.Н. Зуев, В.Н. Кордюков, <u>А.М. Лясота</u> , Б.Г. Леваков, Б.В. Литвинов, Э.П. Магда, А.А. Снопков, А.В. Трошев	
<b>Магнетизм монопниктидов плутония</b>	<b>79</b>
<u>Ф.А. Кассан-Оглы</u> и В.Е. Архипов	
<b>Monte Carlo + Molecular Dynamics Simulation of Radiation Damage Evolution in Pu</b>	<b>80</b>
<u>V.V. Dremov</u> , P.A. Sapozhnikov, S.I. Samarin, D.G. Modestov, N.E. Chizhkova	
<b>Структурные особенности поведения урана при интенсивном деформационном воздействии</b>	<b>81</b>
<u>Ю.Н. Зуев</u> , В.В. Сагарадзе, Н.Л. Печеркина, И.В.Подгорнова, И.Г. Кабанова, С.А. Лекомцев, А.В.Петровцев, Е.А. Козлов	
<b>Полуэмпирические модели описания термодинамических свойств <i>f</i>-металлов</b>	<b>82</b>
<u>В.М. Елькин</u> , Е.А. Козлов, В.Н. Михайлов	

	<b>Результаты дилатометрических исследований конструкционных материалов</b>	<b>83</b>
	<u>Е.Е. Закурдаев</u> , С.И. Абраменко, Г.Ю. Лисицин, А.В. Трошев, А.М. Голунов	
	<b>The Magnetic Properties of Defects in Pu, Pu(Ga) and Pu(Am)</b>	<b>83</b>
	S.K. McCall, <u>M.J. Fluss</u> , B.W. Chung, M.W. McElfresh, G.F. Chapline, D.D. Jackson, R.G. Haire	
<b>V.</b>	<b><u>Некоторые вопросы физики радиационных явлений в магнетиках, сверхпроводниках, полупроводниках и изоляторах</u></b>	<b>85</b>
	<b>Влияние радиационной чувствительности изолирующего окисла на зарядовую стойкость КНИ структур</b>	<b>87</b>
	<u>В.П. Шукайло</u> , В.Т. Громов	
	<b>Релаксация радиационных дефектов в нанокристаллическом CuO</b>	<b>87</b>
	<u>Т.И. Арбузова</u> , С.В. Наумов, В.Л. Арбузов, А.П. Дружков, Е.А. Козлов	
	<b>Магнитная структура и транспортные свойства атомно-разупорядоченного кристалла двумерного манганита <math>La_{2-2x}Sr_{1+2x}Mn_2O_7</math></b>	<b>88</b>
	<u>В.Д. Пархоменко</u> , С.Ф. Дубинин, В.Е. Архипов, Ю.Г. Чукалкин, С.Г. Теплоухов, Я.М. Муковский	
	<b>Влияние неравновесных состояний на обменное взаимодействие в наноструктурном <math>LaMnO_{3+\delta}</math></b>	<b>89</b>
	<u>Т.И. Арбузова</u> , С.В. Наумов, В.И. Воронин, Б.А. Гижевский, А.Е. Козлов, Р.Г. Захаров, С.А. Петрова, Т.И. Филенкова	
	<b>Модификация структурного и магнитного состояний окисных перовскитоподобных манганитов путем введения антиузельных дефектов</b>	<b>90</b>
	<u>Ю.Г. Чукалкин</u> , А.Е. Теплых, Б.Н. Гощицкий	
	<b>Дефектообразование в плотных и пористых стеклах при воздействии выделенной гамма-компоненты излучения реактора</b>	<b>91</b>
	<u>Э.М. Ибрагимова</u> , М.У. Каланов, М.А. Мусаева	
	<b>Insulator-to-Metal Transition in <math>SmB_6</math> Induced by Neutron Irradiation</b>	<b>92</b>
	<u>A. Karkin</u> , Yu. Akshentsev and B. Goshchitskii	
	<b>Распад пересыщенных твердых растворов в слоях кремния, нарушенных ионной бомбардировкой</b>	<b>93</b>
	<u>Е.Г. Тишковский</u> , В.И. Ободников, Л.И. Федина	
	<b>Кремниевые PIN - и APD - детекторы для диагностики ядерных частиц в Газодинамической Ловушке</b>	<b>94</b>
	<u>И.Б. Чистохин</u> , Е.Г. Тишковский, О.П. Пчеляков, В.В. Максимов, А.А. Иванов	
	<b>Радиационно-стойкие приборы на основе SiC</b>	<b>95</b>
	<u>Е.В. Калинина</u> , Н.Б. Строкан, А.М. Иванов, А.А. Лебедев	

## Содержание

<b>Влияние гамма-облучения на структуру высокотемпературных сверхпроводников</b> Н.А. Азаренков, <u>В.Г. Кириченко</u> , С.В. Литовченко	96
<b>Влияние протонного облучения на газовыделение в тонкопленочной системе</b> Н.А. Азаренков, Ю.Н. Борисенко, <u>В.Г. Кириченко</u> , С.В. Литовченко	97
<b>Радиационные эффекты в полупроводниковых соединениях группы III-N (BN, AlN, GaN, InN)</b> <u>В.Н. Брудный</u> , Н.Г. Колин	98
<b>Радиационные эффекты в нитевидных микрокристаллах антимонида индия</b> <u>В.М. Бойко</u> , И.А. Большакова, В.Н. Брудный, Н.Г. Колин, Д.И. Меркурисов	99
<b>Радиационно – диэлектрический эффект в толстоплёночной керамике</b> В.Т. Громов, В.П. Шукайло, <u>С.М. Дубровских</u> , О.В. Ткачев	100
<b>Superconductivity and Transport Properties in LaRu<sub>4</sub>Sb<sub>12</sub> Single Crystals Probed by Radiation-Induced Disorder</b> V. Goshchitskii, S. Naumov, N. Kostromitina and <u>A. Karkin</u>	100
<b>Изменение кристаллической структуры и магнитных свойств Ce<sub>2</sub>Fe<sub>17</sub> после облучения быстрыми нейтронами и последующих изохронных отжигов</b> <u>И.Ф. Бергер</u> , В.И.Воронин, Н.В.Проскурнина, А.Е.Карькин, А.Г.Кучин, Б.Н.Гощицкий	101
<b>Локализация радиационных дефектов в решетке ВТСП после облучения быстрыми нейтронами</b> <u>В.И. Воронин</u> , Н.В. Проскурнина, Б.Н. Гощицкий	102
<b>VI. <u>Техника и методика эксперимента</u></b>	103
<b>Особенности регистрации волн механических напряжений малой длительности кварцевыми датчиками давлений</b> <u>В.Н. Афанасьев</u> , В.Б. Бычков	105
<b>Расчет магнитного поля в области расположения обмотки диполя типа «оконная рама» для ускорителей частиц</b> З.В.Борисовская, <u>И.Н.Гончаров</u>	106
<b>Экспериментальное определение сечений ядерных реакций (n,x) на изотопах циркония и германия</b> <u>Н.Р. Дзисюк</u> , С.В. Бегун, И.М. Каденко, Г.И. Применко	106
<b>Атомно-зондовые методы исследования приповерхностных объемов облученных материалов</b> В.А. Ивченко	107
<b>Об энергетическом пороге откола легкоплавких материалов</b> А.П. Степовик	109

## Содержание

<b>Полевая ионная микроскопия радиационных повреждений в ГЦК-металлах после различных типов облучения</b> В.А. Ивченко, <u>Е.В. Медведева</u> , А.В. Козлов, В.В. Овчинников	<b>110</b>
<b>Томографическая атомно-зондовая микроскопия реакторных материалов</b> <u>С.В. Рогожкин</u> , А.А. Алеев, А.Г. Залужный, А.В. Карпов, М.А. Козодаев, О.Н. Макеев	<b>111</b>
<b>Ионно-лучевая модификация миллиметровых приповерхностных слоев алюминиевых сплавов непрерывными пучками ионов аргона</b> В.В. Овчинников	<b>112</b>
<b>Исследование электронной структуры изотопа углерода <math>^{13}\text{C}</math> и композитов на его основе для конвертора нейтронной мишени</b> <u>Е.И. Жмуриков</u> , П.В. Логачев, А.И. Романенко, О.Б. Аникеева, А.В. Окотруб, Л.Г. Булушева, Ю.В. Лавская, С.В. Цыбуля О.Г. Абросимов, Luigi Tecchio	<b>113</b>
<b>Разработка и исследование наноструктурных ферромагнитных сплавов на основе <math>\text{Ni}_2\text{MnGa}</math> с эффектами памяти формы</b> <u>Е.Б. Марченкова</u> , В.Г. Пушин, Н.И. Коуров	<b>115</b>
<b>Методика приготовления образцов из реакторных сталей для томографической атомно-зондовой микроскопии</b> <u>А.А. Алеев</u> , А.Г. Залужный, С.В. Рогожкин, О.Н. Макеев, А.В. Карпов	<b>116</b>
<b>Некоторые термодинамические и электрохимические аспекты переработки отработанного ядерного топлива в хлоридных расплавах</b> <u>Е.В. Николаева</u> , В.А. Хохлов	<b>117</b>
<b>Регистрация дисперсии скорости свободной поверхности образцов железа и сталей методом оптического рычага</b> Е.А. Козлов, В.И. Таржанов, И.В. Теличко, <u>А.В. Воробьев</u> Д.М. Горбачев, Д.Г. Панкратов	<b>118</b>
<b>Многопроходный режим генерации тормозного излучения</b> А.Г. Березовский, В.Б. Братчиков, <u>В.Б. Бычков</u> , А.М. Гафаров, В.М. Зверев, В.М. Корепанов, В.В. Плохой, В.П. Пудов, В.А. Филатов	<b>120</b>
<b>Применение метода ионно-плазменного травления для исследования микроструктуры урана после ударно-волнового нагружения</b> <u>И.В. Торопов</u> , Д.В. Яковлев	<b>121</b>
<b>АСУ-ТП стенда коррозионных исследований</b> <u>В.Н. Матвиенко</u> , К.Н. Кобзев, Ю.А. Шойдин	<b>121</b>
<b>О возможности применения методов распознавания образов к расшифровке структурных особенностей материалов</b> В.Н. Матвиенко	<b>122</b>
<b>Формирование наноразмерных интерметаллидов в никеле и титане при имплантации ионов металлов</b> Ю.П. Шаркеев	<b>122</b>

## Содержание

<b>Установка на базе детектора альфа-активности фирмы «Spectrum Science» Модель 1950</b>	<b>123</b>
<u>А.А. Бердников</u> , С.М. Захарьяш, А.Ю. Манакова, Ю.Г. Манаков, Ю.Б. Толстухин, И.В. Федотова	
<b>Оценка постоянства фона установки Модель 1950 фирмы «Spectrum Science» для измерения низкой альфа-активности материалов</b>	<b>124</b>
А.А. Бердников, С.М. Захарьяш, А.Ю. Манакова, Ю.Г. Манаков, М.В. Пушин, Ю.Б. Толстухин, <u>И.В. Федотова</u>	
<b>Review of the effects of dose rate on swelling in austenitic alloys and its essential mechanism</b>	<b>125</b>
<u>Taira Okita</u> , Naoto Sekimura	
<b>Прибор для измерения ультра-низкой поверхностной альфа-активности материалов: разработка и методика измерений</b>	<b>125</b>
А.А.Бердников, <u>А.Ю.Манакова</u> , Ю.Г.Манаков, О.В.Махнева, И.И.Семьинин	
<b>Нейтроннофизические исследования некоторых задач атомного материаловедения</b>	<b>126</b>
Ф. С. Джебаров	
<b>Ионная имплантация для создания наноразмерных структур</b>	<b>126</b>
<u>Н.Н. Герасименко</u> , Н.А. Медетов	
<b>Рентгеновские методы исследования параметров наноструктур</b>	<b>127</b>
<u>С.А. Апрельов</u> , Н.Н. Герасименко, А.Г. Турьянский	
<b>Новый метод радиационного модифицирования материалов – создание кластерных структур</b>	<b>128</b>
<u>В.С. Хмелевская</u> , Н.Ю. Богданов	
<b>Радиационно-ионная технология формирования одно-, двух- и трехмерных наноструктур</b>	<b>129</b>
В.Ф.Реутов	
<b>Динамика развития протяженных дефектов в металлах при ионной имплантации и деформации</b>	<b>130</b>
<u>А.Ю. Дроздов</u> , М.А. Баранов, В.Я. Баянкин	
<b>Изменение состояния поверхностных слоев металлических фольг при фотонном облучении</b>	<b>131</b>
<u>А.А. Колотов</u> , Ф.З. Гильмутдинов, В.Я. Баянкин	
<b>Изменение механических свойств и состава поверхности углеродистой стали Ст3 в зависимости от параметров ионного облучения</b>	<b>132</b>
<u>П.В. Быков</u> , Ф.З. Гильмутдинов, С.Г. Быстров, В.Я. Баянкин	
<b>Изменение химического состава поверхностных слоев фольги Ni-Cu при ионной имплантации</b>	<b>133</b>
<u>А.А. Новоселов</u> , Ф.З. Гильмутдинов, В.Я. Баянкин	
<b><u>Указатель авторов</u></b>	<b>135</b>



# I. Общие вопросы физики радиационных повреждений

Наиболее актуальными в радиационной физике металлов и сплавов в настоящее время являются следующие проблемы: свойства точечных дефектов в металлах и концентрированных сплавах и их взаимодействие с легирующими добавками, радиационно-стимулированная сегрегация и фазовые превращения при облучении в сплавах, вакансионное распухание и поведение трансмутированных газовых примесей. Свойства точечных дефектов в большинстве металлов исследованы, и интерес с точки зрения фундаментальной науки представляют закономерности взаимодействия дефектов с примесями, особенно, в ОЦК и ГПУ решетках, где они слабо исследованы, в отличие от ГЦК металлов. 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. Большое внимание уделено образованию атомных сегрегаций, механизмам миграции вакансий, формированию вакансионных пор, ускорению взаимной диффузии элементов. Приводятся результаты моделирования радиационных процессов в облучаемых материалах. Рассматриваются механизмы радиационно-индуцированного образования наноструктурного состояния в металлах и сплавах.





## Особенности стадии свободной миграции вакансий в облученных электронами сплавах Fe-Cr

А.Л. Николаев

Institute of Metal Physics, Russian Academy of Sciences, Ural Branch, 18 Sofii Kovalevskoi St., Ekaterinburg, 620041 Russia (nikolaev@imp.uran.ru)

The resistivity recovery (RR) data in electron irradiated Cr4 and Cr9 alloys are obtained over 130-400 K at several initial defect concentrations. It is found that, over the temperature range of 130-250 K, the RR spectra have a complicated structure consisting of 5 stages at 155, 170, 190, 205-210 and 220 K, some of which demonstrate unusual and anomalous features.

It is shown that combined manifestation of several specific features, both in the electronic structure and in the mobility of defects, makes vacancy free migration onset at 205-210 K (stage III) almost invisible by conventional experimental means, such as RR and positron lifetime (PL).

Specific features in electronic structure lead to anomalously high specific resistivity of small vacancy agglomerates formed in stage III. Resistivity contribution of these agglomerates masks resistivity reduction due to defect recombination and makes stage III invisible in conventional RR spectra because of negative (inverted) or nearly zero amplitude of the stage.

A modification to conventional RR method is proposed and applied. It makes use of the difference between RRs in two samples with different defect concentrations and allows separation, detection and identification of free migration stages to be performed, irrespective of the sign of resistivity changes in them and the particular structure of RR spectrum.

Di- and tri-vacancies are immobile in stage III. Therefore vacancy agglomeration in stage III is characterised by dominating di-vacancy formation, which does not lead to detectable increase in positron long-lifetime component due to close PLs in di- and mono-vacancies. At the same time, it is the high specific resistivity of di-vacancies that causes the anomalous RR behaviour. Thus specific combination of resistivity and migration properties of di-vacancies makes stage III almost invisible for conventional experimental means.

Interstitial atom (IA) release from configuration traps and onset of IA long-range migration take place at 220 K that is only slightly above stage III.

Recombination of mobile IAs with immobile di-vacancies initiates the processes similar to those usually occurring in stage III. On the one hand, it leads to reduction in the defect-induced resistivity and emergence of a well-expressed RR peak. On the other hand, the released mobile single vacancies associate with the immobile di-vacancies resulting in vacancy agglomerate enlargement. This enlargement is very similar to a classical signature of stage III as seen by increase in positron long-lifetime component. Thus proximity and

sequence in temperature positions of long-range migration onsets for vacancies and IAs, and common origination of RR stage at 220 K and detectable onset of vacancy clustering, make IA migration stage easily confusable with stage III.

Other RR stages are identified. The stage at 155 K does not correspond to any defect annealing process and is caused, most probably, by a small change in FP specific resistivity. The stages at 170 and 190 K are attributed to close-pair and correlated recombination, respectively, caused by short-range vacancy migration, in part suppressed in stage I due to configuration trapping of IAs.

**Представление и анализ характеристик точечных дефектов и диффузионных процессов в базе данных по физике радиационных повреждений реакторных материалов**

Е.А.Смирнов, Б.А.Калин, Г.А.Биржевой\*, Г.Н.Елманов, В.А.Печенкин\*, Г.И.Соловьев,  
И.И.Чернов, А.А.Шмаков, А.Г.Елманов  
Московский инженерно-физический институт (государственный университет),  
Москва, Россия (mom@mephi.ru)

\* ГНЦ РФ "Физико-энергетический институт", Обнинск, Россия

В предыдущих сообщениях [1-2] представлены результаты проведенной на первом этапе работы по разработке структуры и создания компьютерной базы данных по физике радиационных повреждений в реакторных материалах. Рассматривались проблемы системы доступа к данным, поиска и сортировки данных по различным критериям, способы аппроксимации различных характеристик в виде аналитических и графических функциональных зависимостей.

В настоящем докладе представлены полные базы данных по характеристикам точечных дефектов металлов, а также по коэффициентам диффузии в основных реакторных неметаллических системах, в том числе, по коэффициентам самодиффузии, примесной диффузии, диффузии компонентов и взаимной диффузии в цирконии и его сплавах, актинидах и сплавах на их основе, железе и его малолегированных сплавах и сталях. Представлены варианты анализа базы данных по усредненным характеристикам точечных дефектов для ГЦК и ОЦК металлов и анализ основных закономерностей этих характеристик. Проведена компьютерная обработка наиболее надежных данных с учетом экспертных оценок с целью получения линейных и нелинейных зависимостей коэффициентов диффузии от температуры. Получены зависимости, рекомендуемые потребителям в качестве наиболее надежных. Проведен анализ влияния примесей, легирования, границ зерен и других факторов на коэффициенты диффузии. Обсуждаются механизмы диффузионных процессов в анализируемых системах. Особое внимание уделяется анализу данных по радиационно-ускоренной диффузии (РСД), ее закономерностям и критериям отбора и прогнозирования характеристик РСД.

Обсуждается развитие структуры базы данных, организация системы удаленного доступа к ней по сети Интернет, а также интерфейсная оболочка, позволяющая проводить поиск информации, сортировку и представление данных.

**Литература**

1. Калинин Б.А., Биржевой Г.А., Елманов Г.Н., Светухин В.В., Смирнов Е.А., Чаусова С.И. Разработка структуры и создание базы данных по физике радиационных повреждений реакторных материалов. – В сборнике тезисов докладов VI Международного Уральского семинара «Радиационная физика металлов и сплавов». Снежинск, 2005, с. 75.
2. Смирнов Е.А., Калинин Б.А., Елманов Г.Н., Биржевой Г.А., Светухин В.В.. Разработка базы данных по физике радиационных повреждений реакторных материалов. – В сборнике тезисов докладов Российской конференции «Материалы ядерной техники (МАЯТ-2)», М. 2005, с. 186.

**Эрозия поверхности металлов под действием мощных субмикросекундных ионных пучков**

Г.А. Блейхер, В.П. Кривобоков, О.М. Степанова  
ФГНУ «НИИ ядерной физики», г. Томск (krivobokov@npi.tpu.ru)

Исследованы возможности мощных субмикросекундных ионных пучков (МСИП) с начальной энергией частиц от 50 до 1000 кэВ, плотностью мощности  $10^7 \dots 10^9$  Вт/см<sup>2</sup> для обеспечения эрозии поверхности металлов.

Известно, что эрозия металлов при ионном облучении может происходить в результате испарения и распыления. Однако, в режиме мощного импульсного воздействия, когда поверхность разогревается до температур, существенно превышающих точку плавления, интенсивность испарения несравненно выше распыления [1]. Поэтому изучение закономерностей развития испарительной компоненты является первоочередной задачей, связанной с созданием технологий, основанных на удалении атомов с поверхности под действием МСИП. Базовым параметром, характеризующим эффективность обработки, рассматривается коэффициент эрозии.

Разработана математическая модель эрозии поверхности в условиях воздействия мощных импульсных пучков заряженных частиц. Она основана на решении уравнения теплопроводности с учетом затрат тепла на плавление и с условиями энергообмена на облучаемой поверхности, соответствующими испарению в приближении существования кнудсеновского слоя. Эта модель является инструментом для исследования зависимостей интенсивности испарения от свойств излучения и дает возможность предсказывать значения коэффициентов эрозии металлов в широком диапазоне параметров пучков, в том числе, используемых для технологий модифицирования поверхностных свойств материалов и изделий.

Рассчитанные зависимости коэффициентов эрозии позволяют выявить параметры пучков, при которых эффективность эрозионного воздействия на металлическую поверхность наибольшая. Получено, например, что для каждой комбинации ион-мишень, начальной энергии ускоренных частиц и длительности импульса тока существует максимальное значение коэффициента эрозии,

обеспечиваемое некоторым оптимальным значением плотности тока. Важно также, что наиболее эффективным действием обладают ионные пучки с длительностью импульса тока, не превышающей 200 нс.

**Литература**

1. Блейхер Г.А., Кривобоков В.П., Пашенко О.В. Тепломассоперенос в твердом теле под действием мощных пучков заряженных частиц. – Новосибирск: Наука, 1999, 176 с.

**The Strong Influence of Atomic Displacement Rate on Radiation-induced Void Swelling of Structural Alloys**

F. A. Garner

Pacific Northwest National Laboratory: 902 Battelle Boulevard, P8-15 Richland, WA, 99354  
(frank.garner@pnl.gov)

Void swelling was recognized as the major-limiting process for structural materials of various national fast reactor programs. Extensive experimental programs were conducted to study parametric sensitivities of this phenomenon and to mitigate its consequences. Many of the most definitive experiments were interrupted however, as most nations chose to terminate their fast reactor programs. Recently, experiments in the USA, Russia and Kazakhstan have shown that the influence of atomic displacement rate on void swelling was previously strongly underestimated. The implications are significant for design of Gen 4 reactors.

The EBR-II fast reactor was constructed using annealed AISI 304 before the void swelling phenomenon was discovered in the United Kingdom. When EBR-II structural components were examined it was found that swelling as high as 10% had accumulated in some components. AISI 304 was quickly abandoned in favor of other more swelling-resistant steels such as cold-worked 316. It was later shown that all austenitic steels would eventually swell at ~1%/dpa and that swelling resistance resided in the duration of the transient regime of swelling. It was demonstrated that many material and environmental variables influenced the transient duration, including the atomic displacement rate. However the latter was strongly underestimated, and in development of predictive swelling equations the dpa rate or flux dependence was usually ignored and thereby combined with that of the temperature dependence.

The power of displacement rate to strongly influence the transient regime of swelling was clearly observed in simple solute-free Fe-Cr-Ni alloys irradiated at ~400 °C in the FFTF fast reactor. An experiment conducted on annealed 304 hexagonal ducts from EBR-II showed a similarly strong effect of dpa rate.

A series of previously unexamined experiments conducted in EBR-II, FFTF and various fast reactors in states of the former Soviet Union show that increases in displacement rate cause increases in the transient duration of swelling and thereby reduce swelling. Reanalysis of both published and unpublished swelling data for AISI 304 in particular show the competitive effects of both temperature and dpa rate to produce the swelling profiles.

The most significant consequence for Gen 4 application arises in use of published swelling correlations. Identical materials irradiated at high flux in FFTF and BN-350 have been demonstrated to swell much less when irradiated at identical temperatures and doses in EBR-II and BOR-60 at dpa rates approximately one-third that of the higher flux reactors. Since most high fluence data were produced in high flux reactors such as FFTF, derived swelling correlations will strongly underestimate swelling produced in lower-flux reactors and in lower-flux zones of all reactors.

There are other consequences of this flux-sensitivity. First, studies of variables such as helium/dpa ratio or compositional variations will yield misleading results when conducted in two or more reactors with large differences in dpa rate.

Second, in components spanning significant flux gradients, available predictive equations will over-predict the resultant swelling gradients and associated distortion.

Third, flux and temperature profiles are strongly coupled in most reactors such that the extent of the swelling temperature regime has been consistently underestimated. In particular, the lower end of the austenitic swelling regime extends as low as ~280 °C.

Fourth, in thick components there is interaction between gradients in flux and temperature to produce gradients in swelling and irradiation creep rates. These interactions are coupled through the stress-local state and thereby produce the macroscopic distortion. Failure to recognize the effect of flux gradients will lead to incorrect predictions of distortion.

Fifth and finally, since most charged particle simulation experiments are conducted at higher-than-reactor-relevant rates, the swelling is usually much less than would occur during reactor irradiation.

Numerous examples are presented from published and as-yet unpublished studies to demonstrate these consequences. It is important that this new insight be applied to design of new fast reactors, but also be applied to other reactor concepts where swelling is anticipated. While the majority of the cited studies were conducted on austenitic steels, there are studies that suggest similar behavior occurring in ferritic steels.

### **Механизмы поддержания радиационной стойкости конструкционных материалов**

В.П. Колотушкин, С.Н. Вотинов

Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических материалов им.  
А.А. Бочвара, 123060 Москва, ул. Рогова, 5а (kolot@bochvar.ru)

Стали и сплавы для оболочек твэлов атомных реакторов подвержены воздействию нейтронов, разрушающих структуру и создающих в решетке вакансии, междоузельные атомы (МУА) и их комплексы. Для снижения темпов накопления дефектов в разное время были предложены механизмы аннигиляции вакансий и МУА на границах зерен, дислокациях, частицах избыточных фаз и т.п. Эти механизмы не были достаточно эффективны для ликвидации радиационного повреждения. Однако,

существует возможность радикального повышения радиационной стойкости, основанная на использовании неравновесности структурно-фазового состояния сплавов переходных металлов. Сравнительной оценке эффективности механизмов уменьшения радиационной повреждаемости конструкционных материалов посвящен доклад.

Исследование влияния надразмерных атомов замещения на рекомбинацию точечных дефектов (ТД), проведенное на образцах стали 000X18H20 и сплава 00X20H40M5Б, показало, что в процессе облучения нейтронами дозой до ~1 сна при ~330 °С концентрация дислокационных петель (ДП) в сплаве достигает максимального значения  $\sim 3 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$  и практически сравнивается с уровнем повреждения стали. Отсюда следует, что инкубационный период влияния надразмерных атомов замещения на рекомбинацию ТД исчерпывается дозой менее 1 сна.

Анализ влияния количества атомов Nb, С и N в матрице на радиационное повреждение сталей и сплавов на основе железа при облучении нейтронами в реакторе БОР-60 дозой ~10 сна при ~350 °С позволил установить: обеднение твердого раствора атомами Nb, С и N при образовании частиц Nb(C,N) способствует зарождению вакансионных пор. Обратный перевод этих атомов в твердый раствор увеличивает концентрацию ДП и уменьшает вероятность образования пор. Однако, и при обеднении матрицы и при переводе атомов С и N в раствор при облучении сталей и сплавов нейтронами дозой  $\geq 10$  сна концентрация ДП приближается к насыщению, т.е. значению  $\sim 1 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$ . Поэтому эффективное влияние карбидообразующих элементов на рекомбинацию ТД и повышение радиационной стойкости исчерпывается дозой десятки сна.

Неравновесность в сплавах переходных металлов, создаваемая закалкой, начинает проявлять себя при нагреве изделия до рабочих температур. Например, для сплавов системы Ni-Cr – при нагреве выше ~350 °С. После закалки из однофазной  $\gamma$ -области диаграммы состояния при рабочих температурах сплавы стремятся уменьшить неравновесность. Стремление к минимуму свободной энергии обусловлено переходом электронов проводимости на энергетические уровни с меньшей свободной энергией. Когда атом Cr оказывается на первой координационной сфере атома Ni, часть его электронов проводимости переходит на  $d$  – подболочку атома никеля. Пары ближнего упорядочения (БУ) Ni-Cr образуются по всей матрице, что приводит к увеличению удельного электросопротивления.

Развитие БУ в сплавах системы Ni-Cr определяется содержанием Cr. Около состава  $\text{Ni}_2\text{Cr}$  атомов Cr сравнительно мало, поэтому термодинамически и кристаллографически равновесной становится плотноупакованная структура, в которой каждый атом Cr соседствует с двумя атомами Ni. В сплаве развивается дальнейшее упорядочение (ДУ). Образуются домены фазы  $\text{Ni}_2\text{Cr}$  размером 4–10 нм с концентрацией  $7 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$ . В сплавах с 38–41 % мас. хрома при старении сохраняется

только БУ, проявляющееся в виде твидового контраста. Период контраста составляет 5–10 нм. В сплавах с >41 % мас. хрома при старении выделяется  $\alpha$ -фаза на основе Cr.

Образование кластеров БУ и ДУ во всех исследованных сплавах уменьшает период решетки и увеличивает плотность (рис. 1). В сплавах с  $\geq 41$  % мас. хрома уменьшение плотности при образовании  $\alpha$ -фазы компенсируется увеличением плотности вследствие образования доменов фазы  $Ni_2Cr$  в межламельном пространстве.

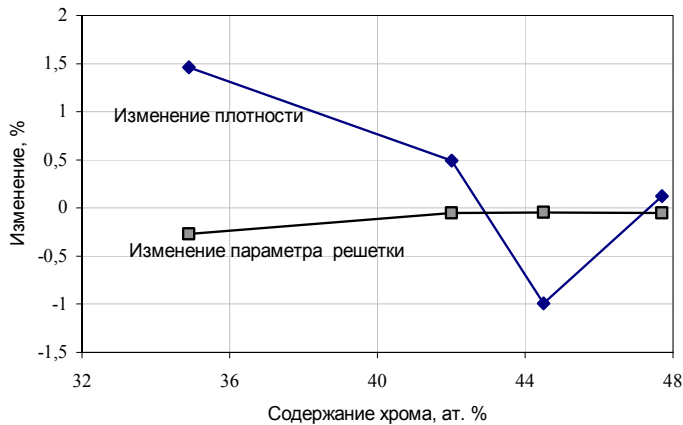


Рис. 1. Изменение периода решетки и плотности сплавов Ni-Cr-Mo при увеличении температуры старения с 300 до 450 °C, 40000 ч

Зарождение упорядочения создает в решетке тетрагональные искажения. В направлениях, параллельных слоям одинаковых атомов, параметр решетки увеличивается, а в перпендикулярном – уменьшается. Создаются зоны с разным преференсом для вакансий и МУА.

После облучения в реакторе БОР-60 дозой >32 сна при температуре ~350 °C в сплаве Ni-41Cr-1Mo со структурой БУ образовались ДП с концентрацией  $4,5 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$  и размером 14 нм, а в сплаве Ni-47Cr-1Mo, в котором при старении выделяется  $\alpha$ -фаза –  $3 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$  и 7 нм. Соответственно, общее удлинение сплава с БУ было в 3 раза больше, примерно 33 и ~10 %. Таким образом, структурные искажения в сплаве Ni-41Cr-1Mo способствуют повышению рекомбинации вакансий и МУА и уменьшают концентрацию ДП. Концентрация ловушек ТД в сплаве Ni-41Cr-1Mo составляет  $10^{23}$ – $10^{24} \text{ м}^{-3}$ . Кластеры БУ были синергетически сформированы нейтронным облучением и температурой и состоят из атомов матрицы – никеля и хрома.

Исследование методом аннигиляции позитронов повреждений в сплаве Ni-32Cr-1Mo, состаренном при 300–450 °C, 40 тыс. ч и облученном в состояниях БУ и ДУ электронами с энергией 5 МэВ при 200 °C, показало, что с увеличением флюенса электронов увеличивается количество вакансий, в которых аннигилируют позитроны. При флюенсе  $>1,5 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$  в БУ состоянии все появляющиеся вакансии рекомбинируют с МУА, т.е происходит самозалечивание сплава. Для сплава в состоянии ДУ вакансии в матрице продолжают накапливаться, и в структурно стабильном ДУ состоянии сплав проявляет худшую радиационную устойчивость.

Облучение упорядоченного сплава  $(Fe, Ni)_3V$  нейтронами дозой 42 сна создает в нем вакансионные поры. Нейтроны разрушают упорядоченную структуру сплава  $(Fe, Ni)_3V$ , и в сплаве возникают кластеры БУ, на которых рекомбинируют вакансии и

МУА. Важный результат заключается в том, что упорядоченный сплав остается упорядоченным после нейтронного облучения при температурах от 300 до 600 °С. Это означает, что внутри этой температурной области диффузионные процессы позволяют осуществляться упорядочению атомной структуры со скоростями равными или превышающими скорости разупорядочения, обусловленные нейтронным облучением. Максимальное распухание сплава (Fe, Ni)<sub>3</sub>V при температуре 500 °С связано с максимальным упорядочением сплава при этой температуре

Сплавы железа с хромом, ванадия с титаном также представляют собой неравновесные системы. Однако, формирование кластеров БУ в этих системах при рабочих температурах облучения начинается с объединения пар одноименных атомов хрома, а не разноименных, как в сплавах Ni-Cr-Mo и (Fe, Ni)<sub>3</sub>V. Если при облучении нейтронами сплавов скорость накопления вакансий и МУА превышает скорость их рекомбинации на кластерах БУ, сплавы не показывают распухания. Если же скорость БУ больше, чем скорость накопления, то в сплавах может наблюдаться образование незначительного количества пор.

### Выводы

1. В процессе нейтронного облучения склонных к ближнему упорядочению неравновесных сплавов системы Ni-Cr в их структуре при соответствующей рабочей температуре формируется наноструктурная подрешетка кластеров ближнего упорядочения, флуктуационно изменяющих период решетки, плотность и преференс для вакансий и МУА, вследствие чего повышается степень их рекомбинации.
2. В процессе облучения радиационнотойкого сплава необходимо сохранение неравновесного структурно-фазового состояния в течение всего срока службы изделия.
3. Скорость ближнего упорядочения в радиационнотойких сплавах не должна превышать скорость разрушения кластеров БУ нейтронами.

## Дефекты кристаллической решетки и магнитосопротивление монокристаллов вольфрама и молибдена в сильных магнитных полях

В.В. Марченков\*, В.Е. Архипов\*, Х.В. Вебер\*\*

\* Институт физики металлов УрО РАН, 620041, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18  
(march@imp.uran.ru)

\*\* Атоминститут австрийских университетов, А-1020, Вена, Австрия

Известно, что дефекты кристаллической решетки (примеси, вакансии, смещения атомов, дислокации и т.п.) могут приводить к изменениям физических свойств металлов и сплавов. Например, это проявляется в их электронных транспортных свойствах. К настоящему времени достаточно подробно исследовано влияние дефектов кристаллической решетки, возникающих в металлических кристаллах при их деформации и облучении высокоэнергетическими частицами, на



электросопротивление без магнитного поля. Поэтому представляет интерес исследование роли таких дефектов в магнитосопротивлении чистых металлических монокристаллов в области сильных магнитных полей, где проявляются особенности поверхностей Ферми и процессов рассеяния электронов проводимости. Это, в свою очередь, может привести к особенностям кинетических свойств металлов.

В работе было изучено магнитосопротивление чистых и совершенных монокристаллов вольфрама и молибдена и кристаллов, содержащих дефекты кристаллической решетки, в интервале температур от 2 до 75 К и в магнитных полях до 15 Тл. Дефекты создавали с помощью облучения ионами криптона и протонами, путем деформации растяжением и сжатием, а также в процессе роста кристаллов.

Выполненные исследования позволили сделать следующие выводы. Во-первых, установлено, что рассеяние электронов проводимости на радиационных дефектах и дислокациях сильно влияет на поперечное магнитосопротивление металлических кристаллов, т.е. изменяет вид их угловых, полевых и температурных зависимостей. Во-вторых, обнаружен и исследован эффект деформационного (дислокационного) пробоя, приводящий к изменению вида электронных орбит в магнитном поле, что особенно проявляется в магнитосопротивлении. Наконец, электрон-дислокационное рассеяние в магнитном поле может приводить к концентрации постоянного электрического тока вблизи дислокационных стенок, т.е. к внутреннему статическому скин-эффекту.

Один из авторов (В.В.М.) благодарит Австрийскую академию наук за финансовую поддержку.

### **Моделирование радиационно-индуцированной сегрегации возле сферических стоков точечных дефектов в тройных сплавах замещения**

И.А., Степанов В.А. Печенкин, Ю.В. Конобеев  
ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского,  
Обнинск, Российская Федерация (var@ippe..ru)

Радиационно-индуцированная сегрегация (РИС) играет важную роль в структурно-фазовых изменениях в конструкционных сплавах под облучением и оказывает существенное влияние на их фазовый состав, распухание, коррозию и охрупчивание. В частности, РИС никеля возле пор, выделений и границ зерен в Fe-Cr-Ni сплавах может приводить к образованию возле этих стоков точечных дефектов областей аустенита в ферритных сплавах, а также областей феррита в аустенитных сплавах. В литературе предложен связанный с РИС возле пор механизм сильной зависимости распухания этих сплавов от содержания Ni, а также отмечена корреляция начала стадии быстрого распухания с существенной сегрегацией Ni возле поверхности пор и уменьшением его содержания в матрице.

В данной работе разработаны методы моделирования радиационно-индуцированной сегрегации возле сферических стоков точечных дефектов в тройных

сплавах замещения. При моделировании использовано приближение упорядоченного расположения сферических стоков в матрице зерна. В таком приближении любая пора поглощает точечные дефекты из ячейки Вигнера-Зейтца, радиус которой для пор определяется их плотностью. На этой основе проведены расчеты РИС возле пор в Fe-Cr-Ni сплавах в зависимости от температуры и скорости генерации точечных дефектов. Показано, что при всех рассмотренных температурах облучения характерная доза, при которой концентрация Ni возле поверхности поры выходит на стационарный уровень, с ростом диаметра пор увеличивается, однако, зависимость самого уровня от диаметра пор для разных температур облучения имеет немонотонный характер. Показано также, что в условиях развитой пористости сегрегация Ni возле поверхности пор может приводить к уменьшению его содержания в матрице.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-17278).

### **Влияние термообработки и ионного облучения на изменение атомной структуры и механических свойств сплавов с дальним порядком**

Н.Н. Сюткин

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия (micros@ier.uran.ru)

Особенностью сплавов с дальним порядком (упорядочивающихся сплавов) является сильная зависимость структуры и свойств от термообработки и радиационного облучения. В данном сообщении сделан обзор работ, выполненных автором по этой теме.

Методами полевой электронной и полевой ионной микроскопии проведено исследование сплавов PdCu и PdCuAg после термообработки и имплантации ионами аргона с энергией 21 кеВ, в диапазоне доз от  $10^{13}$  до  $10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> и плотностью тока до 340 мкА/см<sup>2</sup>. В работе были также проведены определения предела текучести и относительного удлинения при одноосном растяжении.

Целью работы было изучение структурных и фазовых превращений и связанных с ними механических свойств в сплавах, в которых возможно атомное упорядочение, после различных термообработок и ионного облучения. Эти материалы представляют собой особый интерес, так как они используются в промышленности и удобны для исследования методами полевой эмиссионной микроскопии. Атомы в сплавах с дальним порядком находятся на своих определенных местах в кристаллической решетке, что существенно облегчает анализ результатов. И, весьма важный момент, упорядоченные сплавы дают ионные изображения, сравнимые по совершенству с изображениями от чистых металлов.

Показано, что ионная имплантация вызывает в сплавах фазовые превращения. Упорядоченный сплав PdCu переходит в неупорядоченное состояние, а неупорядоченный сплав PdCuAg в процессе облучения испытывает прерывистый распад с образованием упорядоченной фазы PdCu и твердого раствора PdAg.

Таким образом, установлено, что ионная имплантация упорядоченного сплава PdCu ведет к разупорядочению облучаемой поверхности и приповерхностного объема сплава.

Показано, что термический переход упорядоченное – разупорядоченное состояния сопровождается перекристаллизацией и идет с сильным измельчением зерна. При этом значительно возрастает предел текучести сплава.

Обнаружено, что в закаленном PdCuAg сплаве ионная имплантация (плотность ионного тока до  $340 \text{ мкА/см}^2$ ) инициирует прерывистый распад с образованием фазы выделения PdAg и матрицы PdCu. Сплав с такой структурой имеет высокопрочное состояние.

В фазе PdCu, образовавшейся при прерывистом распаде сплава PdCuAg, исследованы вакансионные поры, имеющие характерный контраст в ионном микроскопе.

### **Закономерности радиационного охрупчивания, вызванного распуханием**

В.С. Неустроев  
ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР», г.Димитровград, Россия (neustroev@niiar.ru)

Исследование аустенитных сталей в обоснование повышенного срока службы материалов внутрикорпусных устройств различных реакторов – важная и актуальная задача. Одно из радиационных явлений, возможных при длительных сроках эксплуатации внутрикорпусных устройств – радиационное распухание. Распухание приводит не только к изменению размеров изделий при облучении, но и к дополнительному охрупчиванию материалов, из которых они изготовлены, что может ограничить срок службы этих изделий. В связи с этим исследование основных закономерностей радиационного охрупчивания, вызванного распуханием – также важная составляющая более крупной проблемы обоснования срока службы внутрикорпусных устройств и реакторов в целом, чему и посвящен доклад, рассматривающий основные результаты исследований этого вида охрупчивания, полученные в ГНЦ РФ НИИАР в течение более чем двадцати лет [1-8].

При исследовании оболочек твэлов, чехлов и других элементов реакторов БОР-60, БН-350 и БН-600 еще в 1985 году было обнаружено новое явление – охрупчивание, вызванное распуханием. Этот тип охрупчивания имеет характерные черты, определяющие его проявление во всех «распухающих» аустенитных сталях.

Для описания полученных экспериментальных результатов были предложены феноменологические модели, объясняющие роль вакансионных пор, вторичных фаз и комплексов пора-частица в охрупчивании материалов. Определены критические величины распухания, определяющими "нулевые" значения характеристик пластичности и резкое снижение прочности материалов оболочек твэлов и чехлов ТВС.

Были предложены также обобщенные характеристики микроструктуры для описания процесса охрупчивания, такие как: суммарное расстояние между дефектами кристаллического строения; ширина зоны свободной от дефектов вблизи границ зерен; а также соотношение между ними, определяющие при разных температурах испытания вид разрушения; отношение диаметра пор к расстоянию между ними; при больших значениях этого соотношения (больших 0,4) облегчается зарождение и развитие микротрещин в материалах, содержащих поры.

Полученные закономерности радиационного охрупчивания, вызванного набуханием, подтверждены комплексом экспериментальных исследований разрушения реальных элементов активных зон и экрана исследовательских реакторов.

### Литература

1. Неустроев В.С., Голованов В.Н., Повстанко А.В., Шамардин В.К. Изменение механических свойств стали 0X16H15M3B в температурном интервале радиационного набухания // Препринт. НИИАР - 30 (711). М.: ЦНИИАтоминформ, 1986.
2. Неустроев В.С., Голованов В.Н., Шамардин В.К. Радиационное охрупчивание материалов оболочек твэлов и чехлов ТВС в температурном интервале максимума набухания // Атомная энергия. 1990. Т.69. Вып.4. С.223-226.
3. Неустроев В.С., Шамардин В.К. О связи микроструктуры и характера разрушения стали X18H10T, облученной нейтронами до 70 сна // Атомная энергия. 1991. Т.71. Вып.4. С.345-348.
4. Неустроев В.С., Повстанко А.В., Шамардин В.К. Микроструктурные аспекты охрупчивания облученных аустенитных сталей и сплавов // ВАНТ. Сер.: Материаловедение и новые материалы, Вып. 2(26), 1992. С.58-64.
5. Неустроев В.С., Буланова Т.М., Повстанко А.В., Шамардин В.К. Вызванное набуханием охрупчивание облученных аустенитных сталей и сплавов // Третья межотраслевая конференция по реакторному материаловедению. Димитровград, 27-30 октября 1992 года. Сборник докладов. Димитровград, НИИАР, 1994. Т.2. С.31-55.
6. Неустроев В.С., Шамардин В.К. Среднетемпературное радиационное охрупчивание аустенитных сталей и сплавов, облученных в реакторах на быстрых нейтронах // ФММ. Т.83. №5. 1997. С.134-142.
7. Неустроев В.С., Островский З.Е., Шамардин В.К., Яковлев В.В. Экспериментальное исследование разрушения облученных шестигранных чехлов ТВС реактора БОР-60 // Сборник докладов Пятой Межотраслевой конференции по реакторному материаловедению. Т.2. Ч.2. Димитровград. 1998. С.42-66.
8. Неустроев В.С. Радиационное охрупчивание аустенитных сталей и сплавов, вызванное набуханием // Труды XVI Международного совещания "Радиационная физика твердого тела" (Севастополь, 3-8 июля 2006 года), под редакцией заслуженного деятеля науки РФ, д.ф.-м.н., проф. Бондаренко Г.Г., М.: ГНУ «НИИ ПМТ», 2006. С.245-252.

### Позитронные исследования наноструктурных особенностей в реакторных материалах

А.П. Дружков

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (druzhkov@imp.uran.ru)

В настоящее время позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС) является эффективным инструментом для изучения структуры вакансионных дефектов в реакторных материалах. Недавно был обнаружен индуцированный сродством конфайнмент позитронов в нано-размерных частицах выделений (наночастицах), в частности, в наночастицах меди в ОЦК Fe-Cu сплавах и интерметаллидных наночастицах в ГЦК Fe-Ni-Al сплавах. Обнаруженные эффекты

инициировали новое применение ПАС как для диагностики атомной структуры и химического состава наночастиц, так и для анализа взаимодействия наночастиц с радиационными дефектами в конструкционных материалах. Эта область исследований актуальна сегодня в связи с необходимостью определения причин охрупчивания корпусных сталей и поиска путей сдерживания распухания аустенитных нержавеющей сталей.

В докладе приводятся ПАС-данные, касающиеся кинетики образования и роста nm-масштабных TiC частиц на дислокациях в модифицированных Ti нержавеющей сталей. Представлены также первые позитронные исследования характеристик Y-Ti-O нанокластеров в новом классе материалов – наноструктурных ферритных сплавах. Удовлетворительные механические и радиационные свойства делают этот класс сплавов перспективными для использования в качестве конструкционных материалов реакторов новых поколений.

ПАС-анализ характеристик (химический состав, структура дефектов, плотность) наночастиц показывает, что позитронная спектроскопия может успешно конкурировать с таким дорогостоящим методом как атомно-зондовая томография и существенно дополнять метод малоуглового рассеяния нейтронов. Доклад состоит из четырех основных частей, описывающих (a) базовые принципы метода аннигиляции позитронов, (b) конфайнмент позитронов в выделениях, (c) процессы взаимодействия радиационно-индуцированных вакансий с выделениями в ОЦК и ГЦК сплавах, и (d) недавние позитронные исследования характеристик nm-масштабных карбидов в аустенитных нержавеющей сталей и Y-Ti-O нанокластеров в наноструктурных ферритных сплавах.

### **Влияние стоков различного типа на расслоение твердого раствора в облученных электронами сплавах Fe-Ni**

С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов, А.Е. Давлетшин  
Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия. (danilov@imp.uran.ru)

Радиационно-индуцированные структурно-фазовые превращения (СФП), которые, собственно, и определяют изменения свойств многокомпонентных материалов в процессе облучения, непосредственно связаны со свободной миграцией точечных дефектов, генерируемых облучением. При электронном облучении генерируются только отдельные пары Френкеля. Диффузионная длина мигрирующих радиационных дефектов, определяющая эффективность облучения в осуществлении СФП, зависит от типа и концентрации стоков точечных дефектов, которыми могут служить дислокации, вакансионные кластеры, межфазные границы и др. В широко используемых аустенитных хромоникелевых сталях и аналогичных им сплавах, при облучении может происходить расслоение твердого раствора. При таком расслоении наблюдается сильный рост электросопротивления, который может быть использован в

качестве индикатора происходящего расслоения. В данной работе такое расслоение было выбрано в качестве меры радиационной повреждаемости.

Исследования были проведены на сплаве Fe-34,7ат.%Ni, закаленном от 1323 К (Н-З). Из этого сплава пластической деформацией ( $\epsilon = 40\%$ ) был получен сплав с высокой концентрацией дислокационных стоков и вакансионных кластеров (Н-Д), и, путем отжига при 573 К после деформации, сплав, содержащий только дислокационные стоки (Н-ДО). Облучения 5 МэВ электронами и изохронные отжиги проводились в атмосфере очищенного гелия.

Показано, что деформация приводит к ослаблению процессов расслоения при облучении примерно в 5 раз для сплава Н-Д и в 4 раза для сплава Н-ДО по сравнению со сплавом Н-З, в котором концентрация стоков минимальна. С увеличением дозы облучения эти коэффициенты практически не меняются.

При изохронных отжигах облученных и деформированных сплавов наблюдается две подстадии диссоциации вакансионных кластеров (ВК), с энергиями диссоциации 1,2 и 1,5 эВ. Эти энергии не зависят от способа создания ВК, деформацией или облучением электронами. Эффективность свободно мигрирующих вакансий, появляющихся при диссоциации ВК с увеличением дозы увеличивается. Обсуждается температурная зависимость эффективности стоков различного типа.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 07-02-00020 и № 07-02-96052-Урал).

### **Радиационно-пучковое воздействие – метод создания градиентного структурно-фазового состояния в материалах атомной техники**

Б.А. Калинин

Московский инженерно-физический институт (государственный университет)  
г. Москва, Россия (bakalin@mephi.ru)

Эксплуатационные характеристики изделий из конструкционных материалов определяются структурно-фазовым состоянием (СФС) приповерхностных слоев. Среди широкого круга традиционных технологий модифицирования (обработки) поверхности материалов все большее значение играют радиационно-пучковые технологии (РПТ), например ионно-пучковые РПТ с использованием полиэнергетических пучков ионов (ПЭПИ) и потоков высокотемпературной импульсной плазмы (ВТИП). Эти РПТ позволяют модифицировать СФС материалов в тонкостенных изделиях таким образом, что, не нарушая свойства, определяемые объемным СФС, удастся повысить свойства, определяемые СФС поверхности.

В работе представлено обобщение экспериментальных данных по исследованию возможности создания коррозионно-стойких СФС, по сути, создания градиентных материалов из сплавов оболочек твэлов реакторов на тепловых (ТР) и быстрых реакторах (БР). Для сплавов циркония (Э110 и Э635) представлены новые результаты по изучению и анализу СФС, созданных методом «ионного перемешивания» атомов матрицы (Zr) и пленок (Al, Fe, Mo, Y), предварительно нанесенных на поверхность

матрицы. Исследование коррозионных процессов модифицированных образцов позволили отметить, что в модифицированных образцах происходит выравнивание границы раздела «оксид-металл», пленка становится более однородной. Значительную роль играет перераспределение внедренных атомов в процессе коррозии, изменяющее механизм роста оксидной пленки.

Существенное изменение СФС тонкостенных оболочек твэлов БР в результате воздействия ВТИП достигается за счет сверхбыстрой закалки стали (например, 16X12МВСБФР) и жидкофазного легирования, и обеспечивает повышение коррозионной стойкости. При закалке формируется гомогенное состояние и нанокристаллическая упорядоченная структура. Глубины проникновения легирующих элементов существенно превосходит толщины нанесенных покрытий и структурно-модифицированные слои.

Таким образом, в работе показано, что радиационно-пучковое воздействие в режиме ионного перемешивания и жидкофазного легирования позволяет создавать градиентные структурно-фазовые состояния в конструкционных материалах тонкостенных изделий атомной техники.

### **Исследование структурной устойчивости карбидов железа первопринципными методами**

А.Р. Кузнецов, Ю.Н. Горностырев  
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (A\_Kuznetsov@imp.uran.ru)

Хотя экспериментальные данные указывают на то, что  $\epsilon$ -цементит (карбид  $\text{Fe}_3\text{C}$ , представляющий собой фазу внедрения на базе ГПУ-решетки железа) мог бы играть роль промежуточной фазы при образовании цементита, его теоретические исследования до сих пор отсутствуют. Также дискуссионным является вопрос о структурной устойчивости цементита и ширине области его гомогенности на фазовой диаграмме. Расчеты в работе выполнены в рамках современного псевдопотенциального варианта теории функционала электронной плотности на базисе плоских волн, позволяющего проводить полную оптимизацию структуры методом первопринципной молекулярной динамики.

Рассчитаны энергии образования различных модификаций карбидов железа  $\text{Fe}_3\text{C}$  в различных магнитных состояниях и выполнено первопринципное моделирование их структурной устойчивости, в том числе, и при отклонении от стехиометрии. Впервые решеточные параметры  $\text{Fe}_3\text{C}$  были определены из первых принципов с использованием процедуры полной структурной релаксации с переменной геометрией ячейки. Энергии образования карбидов железа существенно зависят от магнитного состояния. Оказалось, что появление цементита при охлаждении не может протекать через промежуточную фазу, как предполагалось в ряде моделей: энергия парамагнитного  $\epsilon$ -карбида слишком высока, а низкая растворимость углерода в

феррите не дает возможности приблизиться к нужному составу. Энергетически предпочтительным оказывается зарождение цементита в пересыщенных углеродом областях  $\gamma$ -Fe. Показано, что цементит является достаточно устойчивой структурой и одновременно может рассматриваться как твердый раствор углерода в решетке Fe. Каркас атомов Fe сохраняется почти без изменений при отклонении от стехиометрии на 5 ат% путем понижения концентрации углерода. В то же время столь малое отклонение от стехиометрии сопровождается значительным повышением энергии образования цементита, что будет приводить к узкой области гомогенности цементита на фазовой диаграмме. Особенностью дефектного цементита в парамагнитном состоянии является появление значительного локального момента (около  $3\mu_B$ ) в окрестности вакансии в углеродной подрешетке.

Результаты работы позволяют лучше понять механизм образования цементита в сталях и дали возможность сформулировать схему его образования.

### **Закономерности образования и роста оксидной пленки на ионно-легированной поверхности сплавов циркония**

Б.А.Калин, Н.В.Волков, Е.А.Смирнов, В.В.Осипов, И.В.Олейников, С.Н.Тимошин  
Московский инженерно-физический институт (государственный университет),  
Москва, Россия (NVVolkov@mephi.ru)

Как известно, коррозионная стойкость циркония в пароводяной среде определяется в основном защитными свойствами оксидных пленок. В зависимости от состава сплава и морфологии оксидной пленки процесс миграции атомов кислорода может идти как по диффузионному механизму, так и за счет их проникновения по дефектам в самой оксидной пленке. В этой связи целью работы явилось изучение влияния условий имплантации на рост и состояние оксидных пленок применительно к условиям эксплуатации в атомных реакторах типа ВВЭР.

Легирование поверхности оболочек из сплавов Э110 и Э635 выполнено методом ионного перемешивания при облучении системы «многослойная пленка – циркониевая подложка» пучком ионов  $Ag^+$  с широким энергетическим спектром (средняя энергия 10 кэВ, интервал энергий 3-17,5 кэВ). В результате проведенных экспериментов по одновременному внедрению (выше предела растворимости) в приповерхностный слой циркониевых оболочек атомов Al, Fe, Mo, Y, Zr и изучению кинетики роста на их оксидных пленок в течение 5000 часов (давление 20 МПа, температура 350-400 °С) установлено следующее.

При временах испытаний выше 600-1000 часов на поверхности модифицированных сплавов формируется многофазная оксидная пленка, имеющая сложную слоистую структуру, т.е. внешний слой – аморфный оксид (толщина 0,2 – 0,4 мкм); второй слой – мелкокристаллический оксид; под ним находится переходной слой толщиной до 0,2 мкм, содержащий вытесненные из верхних слоев внедренные и сплавообразующие атомы; далее расположен металлический подслои с убывающим по



глубине содержанием кислорода, который имеет толщину до 0,5 мкм и плавно переходит в металлическую матрицу.

Также установлено, что при больших временах испытаний формирование оксидной пленки на поверхности модифицированных сплавов Э110 и Э635 идет по близким процессам, т.е. свойства оксидных пленок, в основном, определяются условиями ионного легирования и слабо зависят от элементного состава металлической матрицы (ее структурно-фазового состава). В процессе окисления происходит диффузионное перераспределение по глубине оксида внедренных атомов, образуются дополнительные максимумы их концентраций на глубинах 0,5-0,8 мкм.

Таким образом, комплексное легирование поверхности оболочек твэлов из сплавов Э110 и Э635 положительно влияет на структурно-фазовое состояние растущих оксидных пленок, улучшается их однородность, что в совокупности положительно сказывается на повышении коррозионной стойкости обоих сплавов.

### **Влияние дефектообразования в бериллии и кремнии на процесс ионного перемешивания при облучении пучком ионов $\text{He}^+$ и $\text{Ar}^+$ с широким энергетическим спектром**

Б.А. Калинин, Н.В. Волков

Московский инженерно-физический институт (государственный университет),  
Москва, Россия (NVVolkov@mephi.ru)

Ранее показано [1,2], что при облучении материалов полиэнергетическим пучком ионов наряду с чисто кинематическим взаимодействием между внедряемым ионом и материалом мишени присутствуют радиационно-стимулированные процессы, позволяющие проникать внедряемым атомам в глубь материала на глубины много больше проективного пробега. Одним из факторов, влияющих на радиационно-стимулированную миграцию внедренных атомов, является дефектообразование в модифицируемом слое и возможность образования твердых растворов внедренных атомов в поликристаллической матрице.

В настоящей работе на примере систем «многослойная пленка – Ве (Si)-подложка» в рамках модели «изотропного перемешивания» рассчитаны радиационные пробеги первично-выбитых атомов из пленки, профили их распределения по глубине и проведено сравнение с экспериментальными данными  $C(x)$  при внедрении атомов Al, Ti, Fe, Mo в Ве и Si –матрицы под облучением пучками ионов  $\text{He}^+$  и  $\text{Ar}^+$  со средней энергией  $\langle E \rangle = 5, 10$  и  $20$  кэВ. Изучение распределения внедренных атомов проведено методами вторичной ионной масс-спектрометрии и резерфордовского обратного рассеяния ионов гелия с начальной энергией 1,6 МэВ, угол регистрации  $165^\circ$ .

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод о том, что под облучением пучком ионов с широким энергетическим спектром максимальная глубина внедрения практически линейно зависит от дозы облучения. В основе проникновения атомов многослойных пленок в Ве-поликристаллическую и Si-монокристаллическую

подложки лежит процесс энергопередачи от ионов и первично-выбитых атомов к последующим каскадам смещений. При этом процесс проникновения внедряемых атомов на большие глубины определяется плотностью дефектов, радиационно-стимулированной миграцией внедренных атомов и их физико-химическим взаимодействием с атомами матрицы. В качестве параметров, характеризующих процесс радиационно-стимулированной миграции предложено взять отношения атомных радиусов ( $r_{\text{ат.пленки}}/r_{\text{ат.подложки}}$ ) и величину электроотрицательности.

### Литература

1. Kalin B.A., Volkov N.V. // Proceedings of 12 th international conference on radiation physics and chemistry of inorganic materials, Tomsk, Russia, 2003. P.40-46.
2. Kalin B.A., Volkov N.V., Oleynikov I.V. // Abstracts of the 6-th International Ural Seminar "Radiation Damage Physics of Materials and Alloys" Snezhinsk, 2005. P.4.

## Захват дейтерия в условиях радиационного воздействия

Г.Д. Толстолицкая, В.В. Ружицкий, И.Е. Копанец, С.А. Карпов  
Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
г. Харьков, Украина (g.d.t@kipt.kharkov.ua)

Исследованы закономерности накопления, десорбции и распределения водорода (дейтерия), имплантированного в стали 06X18H10, 08X18H10T и 12X18H10T в широком интервале доз облучения до концентраций, характерных для теплового спектра нейтронов реактора ВВЭР-1000 и ожидаемых в термоядерных реакторах. Получены данные по захвату и термоактивированному выделению водорода (дейтерия) в интервалах температур облучения 20...600 °С и постимплантационных отжигов 20...1300 °С.

Установлено, что десорбция характеризуется несколькими стадиями газовыделения, связанными с захватом дейтерия на ловушках. Сравнение экспериментальных кривых термодесорбции с расчетными, основанными на модели диффузии водорода в присутствии дефектов, позволило сделать заключение о влиянии природы ловушек – исходных и радиационного происхождения.

Рассмотрено влияние таких термодинамических параметров, как коэффициент диффузии и коэффициент скорости поверхностной рекомбинации на характеристики захвата дейтерия в исследованных сталях. Анализируются изменения в подвижности дейтерия, определяемой коэффициентом диффузии, вследствие различного содержания примесей углерода и титана в твердом растворе сталей. Рассмотрены уровни концентраций некоторых примесей, и, в частности, углерода как примеси внедрения, которые могут уменьшать подвижность дейтерия и способствовать его удержанию. Изменение структурно-фазового состава сплавов, образование интерметаллидов также способствует высокой степени удержания дейтерия.

Наличие дефектной дислокационной подсистемы не оказывает заметного влияния на распределение, количество и температурные интервалы удержания имплантированного дейтерия. Его захват при температурах вблизи комнатной

определяется, главным образом, дефектами вакансионного типа. Сравнение результатов по захвату и удержанию дейтерия на дислокационной структуре и пузырьках свидетельствуют о более эффективном закреплении дейтерия в случае развития пузырьковой структуры. При этом температурный интервал захвата и удержания дейтерия в стали X18H10T расширяется до  $\sim 700$  °C.

Представлены результаты по эволюции микроструктуры, изменению концентрационных профилей и термодесорбции дейтерия, ионноимплантированного в сталь X18H10T при предварительном и одновременном создании радиационных дефектов.

**Особенности деформационно-пластического поведения  
металлических поликристаллов, облученных нейтронами  
до высоких повреждающих доз**

М.Н. Гусев, О.П. Максимкин, И.С. Осипов  
Институт Ядерной Физики, г.Алматы, Республика Казахстан (gusev.maxim@inp.kz)

Систематическое изучение закономерностей деформации облученных металлов и сплавов является актуальным для разработки теории формирования заданных механических свойств и создания новых радиационно-стойких реакторных материалов. При этом особое внимание необходимо уделять нахождению и анализу «истинных» характеристик прочности и пластичности, а не инженерных, как это обычно делается.

В данной работе исследовали модельные металлы технической чистоты – медь, никель, железо, молибден и промышленные конструкционные сплавы 08X16H11M3 и 12X18H10T, необлученные и облученные нейтронами. Чистые металлы облучали в активной зоне реактора ВВР-К (г.Алматы) при температуре  $\sim 80$  °C до максимального флюенса  $5 \cdot 10^{24}$  н/м<sup>2</sup>. Пластинки аустенитных нержавеющей сталей размером  $2 \times 0.3 \times 10$  мм вырезали из граней чехлов отработавших ТВС реактора БН-350. Облучение проводилось при характерных для БН-350 сравнительно низких температурах и скоростях набора повреждающей дозы, максимальное значение которой составило 55 сна.

Механические испытания выполняли на универсальной машине Инстрон-1195 с использованием разработанной системы технического зрения – оптического цифрового экстензомера в совокупности с специально нанесенными на поверхность образца отметками. В ходе статического растяжения регистрировали изменение размеров отметок и расстояние между ними. Это позволяло с помощью специально разработанных программ определять «истинные» значения напряжений  $\sigma_{ист}$  и деформаций  $\epsilon_{ист}$  и их распределение по длине образца, а также особенности локализации пластической деформации, в частности, образование и развитие шейки в миниатюрных высокоактивных образцах.

Для всех исследованных материалов получены инженерные, а также «истинные» кривые пластического течения  $\sigma_{ист} = f(\epsilon_{ист})$ , рассмотрены особенности деформационного упрочнения. Показано, что для облученных нейтронами металлов и сплавов в подавляющем большинстве случаев зависимости  $\sigma_{ист} = f(\epsilon_{ист})$  могут быть описаны уравнением вида:  $\sigma_{ист} = \sigma_0 + K \sqrt{\epsilon_{ист}}$ .

Для стали 12X18H10T, облученной до повреждающей дозы 55 сна, обнаружено аномально высокое значение общего удлинения, сопровождаемого образованием и движением деформационной полосы (или «волны деформации»). Этот результат анализируется с позиций эволюции дислокационной структуры в кристалле, содержащем радиационные дефекты.

### **Особенности диссипативных процессов при статическом деформировании железа, облученного нейтронами**

О.П. Максимкин, М.Н. Гусев, Д.А. Токтогулова, И.С. Осипов  
Институт Ядерной Физики, Алматы, Республика Казахстан (gusev.maxim@inp.kz)

Согласно современным представлениям, облучение металлических поликристаллов высокоэнергетическими частицами в общем случае приводит к их упрочнению и охрупчиванию. В литературе широко представлены результаты исследования радиационно-стимулированных процессов, в частности – изменения механических свойств от флюенса частиц, вида и температуры облучения.

В то же время, анализируя процессы радиационного упрочнения и охрупчивания, исследователи, в основном, не рассматривают особенности пластического течения материала, кинетику деформационного упрочнения, процессы накопления и рассеяния энергии, а также особенности локализации деформации.

В настоящей работе с применением методик деформационной калориметрии, оптической экстензометрии, металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследованы особенности пластического течения, деформационного упрочнения и диссипативных процессов в армко-железе, необлученном и облученном нейтронами флюенсом от  $2 \cdot 10^{18}$  до  $1.4 \cdot 10^{19}$  н/см<sup>2</sup>.

Для необлученных и облученных образцов в ходе деформационных экспериментов получены величины прочности и пластичности, рассчитаны значения работы деформации, рассеянного тепла и латентной энергии  $E_s$ . Показано, что облучение образцов ведет к снижению величины  $E_s$ , накапливаемой до разрушения. Для железа, облученного флюенсом  $1.4 \cdot 10^{19}$  н/см<sup>2</sup> обнаружено, что величина тепла, выделившегося в ходе деформации, превышает подведенную извне работу. Данный результат анализируется с привлечением данных электронной микроскопии.

С применением метода деформационной экстензометрии проанализированы кривые «истинные напряжения – истинные деформации», позволившие определить

параметры деформационного упрочнения облученного материала. Определена величина напряжения, по достижении которого развивается локализация деформации.

Для необлученного и облученного материала рассмотрено распределение величин напряжений и деформаций по длине образца. Полученные данные сопоставлены с результатами структурных исследований и измерений микротвердости, рассмотрена корреляция величин микротвердости армко-железа и напряжения течения.

### **Диффузионный распад пересыщенного раствора примесей в межзеренных границах**

В.В. Слезов<sup>1</sup>, О.А. Осмаев<sup>2,1</sup>

<sup>1</sup>Институт теоретической физики имени акад. А.И. Ахиезера, ННЦ "Харьковский физико-технический институт", Украина, 61108, г. Харьков, ул. Академическая 1

<sup>2</sup>Украинская Государственная Академия Железнодорожного Транспорта, Украина, 61050, г. Харьков, пл. Фейербаха 7

(osmayev@kart.edu.ua; oleg\_osmayev@kipt.kharkov.ua)

Как известно [1], с хорошим приближением кинетику фазовых превращений первого рода в твердых растворах можно разделить на три стадии. На первой стадии происходит образование зародышей новой фазы. Вследствие очень сильной зависимости от пересыщения (степени метастабильности) твердого раствора скорости зародышеобразования, появление новых зародышей заканчивается за интервал времени, в течение которого степень метастабильности еще мало изменилась. На второй стадии происходит рост частиц новой фазы, число которых практически постоянно. На этой переходной стадии происходит уже существенное уменьшение метастабильности системы. На третьей, заключительной стадии, происходит «переконденсация» атомов, из которых состоят частицы новой фазы – растворение малых и рост крупных частиц. При этом происходит уменьшение общего числа частиц и увеличение их среднего размера при сохранении общего числа избыточных атомов. Эта третья, асимптотическая по времени, стадия представляет собой существенно нелинейный процесс. Многие аспекты этой стадии исследованы в книге [1]. На каждой стадии можно существенно упростить уравнения, описывающие эту стадию, используя особенности каждой стадии.

В работе исследуется диффузионный распад пересыщенного раствора примесей в межзеренных границах на первых двух стадиях. Примеси будем считать малорастворимыми в теле кристаллов, поэтому выделения новой фазы являются плоскими внутри межкристаллитного пространства. Получена основная система уравнений, описывающая процесс. Оценено время релаксации системы для установления квазистационарного состояния в интервале размеров зародыша от одного атома до четырехкратно превосходящего значение критического размера.

#### **Литература**

1. V.V.Slezov. Theory of diffusive decomposition of solid solutions. Sov.Scientific Review, A17, 1995.

## Гибридная модель для моделирования радиационных разрушений в кристаллах

С.И. Самарин

Российский Федеральный Ядерный Центр -Всероссийский Научно-Исследовательский Институт Технической Физики (РФЯЦ-ВНИИТФ) Снежинск, Россия 456770  
(s.i.samarin@vniitf.ru)

Традиционно, для моделирования первичных радиационных эффектов, используются методики, основанные на методе Монте-Карло. Но данные методики, как правило, используют предположения о локальности взаимодействия (когда взаимодействие частицы с партнером происходит в точке, с мгновенным изменением параметров), и бинарности соударений. При этом, независимо от конкретного окружения, траектория рассеянной частицы и атома отдачи рассчитывается, используя асимптотику рассеяния вблизи ближайшего атома рассеивателя. В действительности атом все время движется в силовом поле окружающих атомов, а его траектория отличается от траектории, построенной на предположениях о локальности и бинарности.

Учитывая недостатки МК моделей, для расчета каскадов инициированных низкоэнергетическими частицами более приемлемыми являются динамические модели. Их используют уже давно, но в силу трудоемкости лишь при рассмотрении частиц относительно невысоких энергий – несколько сотен эВ. При рассмотрении более высокоэнергетических атомов динамические модели требуют очень больших затрат машинного времени для моделирования одного каскада. Другой их проблемой является выбор потенциала. Трудно добиться стабильности кристаллита при выборе потенциала, сохранив при этом необходимую структуру решетки. Поэтому существует необходимость разработки полудинамической методики, которая позволила бы с меньшими временными затратами изучать процессы каскадообразования. При этом, методика должна быть свободна от всех тех недостатков присущих МК моделям, о которых указывалось выше, обеспечивать достаточно высокую скорость расчета, достаточно свободный выбор простых типов потенциалов и при этом обеспечивать стабильность кристалла и описание основных параметров – среднюю энергию выбивания атома из узла решетки, средний квадрат теплового смещения атома в узле решетки, и др.

В работе предлагается гибридная модель, сочетающая в себе методы Молекулярной Динамики и Монте-Карло (МДМК), для описания первичных радиационных эффектов в кристаллах, вызванных частицами с энергиями не выше нескольких десятков кэВ. Приведены сравнение предлагаемой модели с методиками, основанными на методе Монте-Карло, на примере задачи моделирования первичных радиационных эффектов в плутонии, вызванных самооблучением.

Работа проводилась при частичной поддержке и в интересах контракта № 04783-000-99-35 (ВНИИТФ-ЛАНЛ), заказ № 009.

## **II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах**



Изучение 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 необходимо для выяснения реальных причин изменения свойств облучаемых материалов и прогнозирования их поведения в радиационных полях. В Программу секции включены доклады, посвященные фазовым и структурным превращениям при воздействии высокоэнергетических нейтронов, ионов и электронов на предварительно деформированные металлы и сплавы, а также деформационным процессам в предварительно облученных материалах. Впервые большое внимание на Семинаре будет уделено анализу структурно-фазовых превращений, вызванных генерацией точечных дефектов при сильной холодной деформации. За последнее время обнаружено, что интенсивная холодная деформация, как и нейтронное

облучение, может приводить к атомному расслоению сплавов и образованию приграничных сегрегаций, что объясняется миграцией образовавшихся точечных дефектов на стоки в виде границ зерен и деформационных фрагментов. В докладах показана возможность деформационно-индуцированного растворения карбидов, интерметаллидов или нитридов в металлической матрице при дрейфе образовавшихся междоузельных атомов в поле напряжения дислокаций. Проанализированы фазовые и структурные превращения как при холодной деформации, так и при облучении сплавов высокоэнергетическими ядерными частицами, обсуждены процессы растворения интерметаллидов в каскадах смещений, атомное разупорядочение, изменение условий сверхпроводимости, поведение механических свойств в облученных материалах. Проанализировано влияния гелия и изотопов водорода на физико-механические свойства облучаемых сплавов.



**Радиационно-индуцированное растворение частиц интерметаллидов  $Ni_3Me$  (Ti, Al, Si, Zr) в каскадах смещения в процессе облучения Fe-Ni-Me сплавов нейтронами при 340 К**

В. В. Сагарадзе, В. А. Шабашов, В. М. Колосков, А. В. Литвинов  
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (vsagaradze@imp.uran.ru)

Методом ЯГР спектроскопии изучены процессы радиационно-индуцированного растворения дисперсных частиц интерметаллидов  $Ni_3Me$  (Ti, Al, Si, Zr) в матрицах, закаленных и состаренных сплавов  $FeNi_{35}Me$  (Ti, Al, Si, Zr). Облучение проводилось быстрыми нейтронами при температуре 340 К в реакторе ИВВ-2М с флюенсом  $1,5 \cdot 10^{20}$  н/см<sup>2</sup>. Все исследуемые сплавы с ГЦК решеткой являются стареющими. Уже в процессе закалки в воду от 1373 К в ГЦК матрице сплавов формируются дисперсные частицы интерметаллидов  $Ni_3Me$ . Старение при 723-873 К сплавов  $FeNi_{35}Me$  (Ti, Al) приводит к существенному снижению содержания Ni в ГЦК матрице за счет увеличения количества интерметаллидных фаз [1].

Старение сплавов, легированных Zr и Si, развивается менее интенсивно вследствие наличия значительного количества интерметаллидов уже в закаленном состоянии. Облучение нейтронами бинарного сплава  $FeNi_{36}$  приводит к образованию в каскадах смещений ближнего атомного порядка и расслоению по Fe и Ni, так же, как и при бескаскадном облучении высокоэнергетическими электронами с  $E$  5,5 МэВ и флюенсом до  $10^{19}$  э/см<sup>2</sup> при тех же температурных условиях [2]. Дополнительное легирование Ti, Al и Si сплава  $FeNi_{36}$  радикально изменяет характер атомного распределения в частицах и матрице при облучении как нейтронами, так и электронами вблизи температуры 340 К. Бескаскадное электронное облучение заменяет процессы ближнего упорядочения и расслоения (наблюдаемое в бинарном  $FeNi_{36}$ ) на радиационно-ускоренное старение [2].

Исключением является закаленный (состаренный или деформированный) сплав с цирконием  $FeNi_{35}Zr_3$ , в спектре которого не происходит ни процессов, характерных для бинарного  $FeNi_{36}$ , ни процессов радиационно-ускоренного старения. При облучении каскадообразующими быстрыми нейтронами в реакторе ИВВ-2М во всех дополнительно легированных сплавах как закаленных, так и состаренных наблюдается увеличение содержания Ni в матрице, что обусловлено радиационно-индуцированным растворением частиц интерметаллидов в каскадах смещения. Изменение в ЯГР спектрах сплавов  $FeNi_{35}Me$  (Ti, Al, Si, Zr) после облучения нейтронами аналогичны наблюдаемым при воздействии интенсивной холодной пластической деформации кручением в наковальнях Бриджмена, обусловленные деформационно-индуцированным растворением интерметаллидов [1]. Однако, в спектрах сплава, легированного Zr, наряду с ростом парциального вклада высоких полей (обогащение

матрицы никелем из частиц  $Ni_3Zr$ ) формируется дополнительная компонента с полями близкими к нулю, отвечающая парамагнитным областям структуры.

Наблюдаемую особенность нельзя объяснить ни радиационно-ускоренным старением (подобно старению в сплавах  $FeNi_{35}Ti_3$  при повышении температуры облучения нейтронами [3]), ни расслоением матрицы подобно радиационно-ускоренному расслоению в бинарном  $FeNi_{36}$ . Основанием для такого заключения является отсутствие каких-либо изменений в спектре закаленного, состаренного и деформированного сплава  $FeNi_{35}Zr_4$  при бескаскадном облучении электронами, которые могли бы свидетельствовать о радиационно-ускоренной диффузии. В связи с этим представляет интерес особенности структуры сплава  $FeNi_{35}Zr_4$  в каскадах смещений и пониженная диффузионная подвижность Zr, обладающего увеличенным атомным радиусом. Резонно предположить, что радиационно-индуцированное растворение интерметаллидов, приводящее к увеличению содержания подвижного Ni в ГЦК матрице сплава, сопровождается разупорядочением  $Ni_3Zr$  и частичным замещением Ni в его составе атомами Fe. Отметим, что при холодной деформации процесс растворения интерметаллидов также характеризуется преимущественным выходом в матрицу сплава более подвижных атомов, что было показано в системе Al-Fe [4]. В случае радиационного растворения интерметаллида  $Ni_3Zr$  более подвижными в матрице Fe-Ni являются атомы Ni.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ-Урал (№ 04-02-96089), Президиума РАН по наноматериалам (№ 20) и фонда ОАО «ММК и Аусфер» (№ 29-05-03).

#### **Литература**

1. В. В. Сагарадзе, В. А. Шабашов, Т. М. Лапина и др. ФММ 1994, т. 78, вып. 6, 49
2. В. В. Сагарадзе, Т. М. Лапина, В. А. Шабашов, В. Л. Арбузов ФММ 1997, т. 83, 545
3. V. V. Sagaradze, V. M. Koloskov, B. N. Ghoshchitskii, V. A. Shabashov JNM 2002, 307-311, 317
4. В. А. Шабашов, И. Г. Бродова, А. Г. Мукосеев и др. ФММ 2005, т. 100 №4, 66

### **Влияние накопления гелия в аустенитной стали на эволюцию микроструктуры и радиационную повреждаемость материалов внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР**

С.В. Белозеров, В.С. Неустроев, В.К. Шамардин  
ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР», г.Димитровград, Россия (belozerov@vinf.ru; neustroev@niiar.ru )

Обоснование длительного проектного срока эксплуатации ядерных реакторов типа ВВЭР и продление его и далее требует изучения закономерностей изменения структуры и свойств конструкционных материалов, облученных нейтронами при условиях эксплуатации, характерных для внутрикорпусных устройств (ВКУ) этих реакторов. Одним из важных параметров, характеризующих условия облучения материалов ВКУ, служит величина накопления гелия в материале, которая может быть использована для верификации расчетных оценок повреждающей дозы в облученном материале и характеристики спектрального состава нейтронного потока [1]. Не менее значимым представляется исследование эффектов влияния радиогенного гелия на

## **II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах**

процессы эволюции микроструктуры материалов ВКУ при реакторном облучении. Образование таких радиационных дефектов как дислокационные петли, поры, радиационно-индуцированные выделения вторых фаз приводит к значительным изменениям физико-механических свойств материала. Учитывая известные данные о поведении сталей аустенитного класса при облучении [2-3], целью работы является изучение влияния гелия на дозовые зависимости изменений микроструктуры и механических свойств стали 06X18H10T после облучения в реакторе ВВЭР-440 и их взаимосвязи.

Проведенные электронно-микроскопические исследования микроструктуры облученной стали позволили определить зависимости от повреждающей дозы параметров микроструктуры (размер и концентрация дислокационных петель). Установлено, что накопление гелия в стали, определенное масс-спектрометрическим методом с применением изотопного разбавления, в диапазоне (10-200) млн<sup>-1</sup> может влиять на уровни прочностных и пластических свойств стали на ранней стадии радиационного упрочнения (при повреждающей дозе менее 5-15 сна) при температуре облучения ~ 300 °С.

### **Литература**

1. Белозеров С.В., Накопление гелия в стали и бериллии при облучении в исследовательских реакторах. Автореферат диссертации, УлГУ, Ульяновск, 2005, 24 с.
2. Неустроев В.С., Дворецкий В.Г., Островский З.Е., Шамардин В.К., Шиманский Г.А. Исследование микроструктуры и механических свойств стали 08X18H10T после облучения в активной зоне реактора ВВЭР-1000. Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение 3(83). 2003. с. 73-78.
3. Неустроев В.С., Островский З.Е., Боев Е.В., Белозеров С.В. Эволюция микроструктуры стали 06X18H10T при облучении в реакторе ВВЭР-1000 и её связь с упрочнением. Сб. трудов ФГУП ГНЦ РФ НИИАР. 2005. с. 83-86.

## **Влияние дислокационной структуры на накопление имплантированного дейтерия в аустенитных сталях**

Г.А. Распопова\*, В.Л. Арбузов\*, В.В. Сагарадзе\*, Н.Л. Печеркина\*, Ю.Н. Зуев\*\*

\* Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской 18  
(gasporova@imp.uran.ru)

\*\* Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики, Снежинск, Челябинской области

Облучение водородосодержащих металлов и сплавов ионами приводит к образованию в них радиационно-индуцированной сегрегации (РИС) водорода. На интенсивность РИС огромное влияние оказывает исходная структура изучаемых образцов, в частности плотность дислокаций (ПД). Поскольку данные о взаимодействии дислокаций с атомами водорода противоречивы, нами реализован следующий подход для выяснения влияния дислокационной структуры на РИС, позволяющий разделить вклады дислокаций и деформационных вакансий (ДВ).

Для этого были приготовлены образцы аустенитных сталей X16H15M3(T1) с ПД  $1 \times 10^7$  см<sup>-2</sup> (закаленные) и  $3 \times 10^{10}$  см<sup>-2</sup> (как после холодной пластической деформации,

## II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах

так и после деформации и отжига ДВ). На них методом ПЭМ проведена аттестация структуры. Облучение осуществлялось ионами D<sup>+</sup> энергией 700 кэВ при интенсивности облучения  $1 \times 10^{13}$  ион·с<sup>-1</sup>·см<sup>-2</sup>. Во время непрерывного облучения до доз  $\sim 1 \times 10^{18}$  см<sup>-2</sup> производились дискретные измерения концентрации дейтерия в РИС с помощью ядерной реакции D(d,p)T.

Установлено, что дислокации в этих сталях при их высокой концентрации являются:

- эффективными стоками для вакансий, являющихся строительным материалом для ловушек дейтерия – вакансионных кластеров, и путями ускоренной диффузии для атомов дейтерия из зоны РИС в объем;
- эффективными ловушками дейтерия при образовании клубков дислокаций, двойников деформации и деформационных дефектов упаковки.

Предложена схема определения вклада исходных ловушек дислокационного происхождения (ИЛ), радиационно-индуцированных ловушек различного вида (РЛ) и стоков в общую величину захвата дейтерия в РИС. Схема позволяет установить емкость ИЛ, дозы начала захвата дейтерия на РЛ и мощность стоков в образцах с различной исходной структурой.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 07-02-00020).

### Термодесорбционное исследование поведения гелия в сплавах никеля и аустенитной стали

И.И. Чернов, С.Ю. Бинюкова, Б.А. Калинин, Тан Све, М.С. Стальцов  
Московский инженерно-физический институт (государственный университет),  
г. Москва, Россия (i\_chernov@mail.ru)

В работе методом термодесорбционной спектрометрии (ТДС) изучены особенности захвата и выделения ионно-внедренного гелия (He<sup>+</sup>-40 кэВ,  $\Phi = 5 \cdot 10^{20}$  м<sup>-2</sup>,  $T_{\text{обл}} = 20$  °С) в Ni, сплавах никеля с Mo, W, Ti, ХНМ-1 и аустенитной стали ЧС-68. В таблице приведены усредненные из нескольких экспериментов значения температур главных пиков ТДС и эффективные энергии активации газовой выделению для исследованных модельных сплавов и конструкционных материалов.

#### Температуры главных пиков ТДС $T_{m1}$ и $T_{m2}$ для скоростей равномерного нагрева $\alpha_1 = 1,2$ К/с и $\alpha_2 = 3$ К/с и эффективные энергии активации газовой выделению $E^a$

Материал	$T_{m1}$ , °С	$T_{m2}$ , °С	$E^a$ , эВ
Ni	$881 \pm 5$	$940 \pm 5$	$1,7 \pm 0,3$
Ni-9,8Mo	$975 \pm 5$	$1015 \pm 5$	$2,1 \pm 0,4$
Ni-9,8W	$1024 \pm 5$	$1087 \pm 5$	$2,0 \pm 0,4$
Ni-2,8Ti	$968 \pm 5$	$1003 \pm 5$	$3,4 \pm 0,6$
ХНМ	$1042 \pm 5$	$1081 \pm 5$	$3,8 \pm 0,6$
ЧС-68	$1036 \pm 5$	$1059 \pm 5$	$5,1 \pm 0,9$

## II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах

Спектры ТДС имеют достаточно сложный вид, свидетельствующие о многоступенчатом выделении гелия, контролируемом разными механизмами при увеличении температуры нагрева. Выделение гелия из чистого Ni начинается при меньших температурах, температура главного максимума ТДС и энергия активации газовой выделению значительно ниже, чем для сплавов и стали. Легирование никеля увеличивает температуру пиков ТДС и энергию активации газовой выделению, однако изменение  $E^a$  при добавлении Mo и W незначительно, а Ti в два раза увеличивает энергию активации термодесорбции. Наибольшее значения  $E^a$  имеет сложнолегированная сталь ЧС-68. Несмотря на высокую температуру пика ТДС, в менее легированном сплаве ХНМ  $E^a$  ниже, чем в стали и примерно соответствует сплаву Ni-2,8Ti.

Исходя из вида спектров ТДС и придерживаясь рассуждениям [1], контролирующими механизмами выделения гелия в ТДС исследовании являются: диссоциация термически нестабильных комплексов и диффузионное выделение гелия (до 700 °С) – диссоциация более стабильных комплексов и диффузионное выделение гелия (около 800 °С в Ni и в интервале 800–900 °С в сплавах) – выделение пузырьков по дислокациям, границам зерен (при более высоких температурах) – массовый выход пузырьков на поверхность из тела зерна (при температуре главного максимума) – выделение остаточного гелия из глубинных слоев образцов (при температурах выше 1100–1200 °С).

Температуры начала выделения гелия и пиков ТДС характеризуют прочность комплексов, формирующихся при низкотемпературном внедрении гелия, а величина эффективной энергии активации газовой выделению – механизм миграции пузырьков, если выделение гелия происходит движением, коалесценцией и выходом их на поверхность. В таком случае, низкие температура пиков ТДС и величина эффективной энергии активации газовой выделению из никеля свидетельствует о том, что комплексы в чистом Ni термически неустойчивы, а миграция пузырьков происходит по механизму поверхностной диффузии. Добавление Mo, W и Ti в никель увеличивает температуры пиков ТДС, т.е. за счет положительного размерного несоответствия с атомом никеля они формируют термически более стабильные комплексы типа  $He_mMe_kV_n$  ( $Me$  – легирующий элемент,  $V$  – вакансия), чем простые типа  $He_mV_n$  в никеле [2]. Однако при легировании молибденом и вольфрамом энергии активации газовой выделению возрастают лишь незначительно (от 1,7 эВ в Ni до 2,1 и 2 эВ в сплавах Ni-9,8Mo и Ni-9,8W соответственно), что связано, по-видимому, со снижением коэффициента самодиффузии атомов матрицы при добавлении в Ni молибдена и вольфрама [3].

Высокие значения температур максимумов газовой выделению в конструкционных материалах свидетельствуют о формировании разнообразных термически стабильных комплексов типа  $He_mMe_kV_n$  в закаленных образцах, а большое значение энергии активации газовой выделению из высоколегированной стали ЧС-68 – о существенном подавлении поверхностной диффузии, т.е. миграция пузырьков осуществляется

## **II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах**

---

преимущественно объемной диффузией. Очевидно, в менее легированном сплаве ХНМ с  $E^a = 3,8$  эВ присутствует вклад и поверхностной диффузии.

### **Литература**

1. Бинюкова С.Ю., Мьо Хтет Вин, Калин Б.А., Чернов И.И., Физика и химия обработки материалов, **1**, 18 (2006)
2. Chernov I.I., Kalin B.A., Kalashnikov A.N., Ananin V.M., J. Nucl. Mater., **271&272** (1999)
3. Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник: Диффузия в металлах и сплавах/ Лариков Л.Н., Исайчев В.И., Наукова думка, Киев, 1987

### **Влияние условий облучения и состояния образцов на захват и удержание дейтерия в стали X18H10T**

В.В. Ружицкий, С.А. Карпов, Г.Д. Толстолуцкая, И.Е. Копанец  
Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
г. Харьков, Украина (ruzhytskiy@kipt.kharkov.ua)

Процессы на границе раздела газ–металл и межфазные границы в объеме материала оказывают значительное влияние на проникновение и накопление изотопов водорода. Особое значение межфазовая кинетика приобретает для ускоренных частиц. Такие частицы свободно входят в металл, «остывая» в решетке. Обратное выделение возможно только через образование молекул  $H_2$  путем рекомбинации на поверхности, которая управляется физико-химическими механизмами, весьма чувствительными к состоянию поверхности, в особенности, к ее химическому составу на уровне даже долей монослоя.

Методами термодесорбционной спектроскопии и ядерных реакций получены количественные данные по накоплению и удержанию ионно-имплантированного дейтерия в сталях аустенитного класса - 06X18H10, 08X18H10T и 12X18H10T. Исследовано влияния комплекса подготовительных работ и режимов проведения экспериментов на процессы, протекающие в системе водород-металл.

Показано влияние температуры предварительной термообработки, состояния поверхности, режимов механической и электролитической подготовки образцов, температуры облучения, плотности потоков частиц на количество и положение стадий газовыделения на температурной шкале, а также перераспределение их интенсивностей.

Определены условия появления высокотемпературной компоненты в спектре термодесорбции.

### **Влияние облучения на зернограничную сегрегацию примеси в поликристаллах**

В.В. Слезов<sup>1</sup>, О.А. Осмаев<sup>2,1</sup>, Р.В. Шаповалов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт теоретической физики имени акад. А.И. Ахиезера, ННЦ "Харьковский физико-технический институт", Украина, 61108, г. Харьков, ул. Академическая 1  
(r\_v\_shapo@kipt.kharkov.ua)

<sup>2</sup>Украинская Государственная Академия Железнодорожного Транспорта, Украина, 61050, г. Харьков, пл. Фейербаха 7

Исследован случай выделения примеси на границах зерен в поликристаллических материалах. Рассмотрена модельная задача, в условиях которой предполагается, что атомы, которые диффундируют из тела зерна в его границу, образуется под влиянием облучения из первоначально неподвижной примеси. Наряду с трансмутацией, влияние облучения учитывается путем введения радиационно модифицированного коэффициента диффузии. Используя подход, впервые примененный в работе [1], получена полная система дифференциальных уравнений, описывающая процесс радиационно-индуцированной зернограничной сегрегации в приближении изолированного зерна.

В целях получения конкретных аналитических выражений зерно было аппроксимировано плоскопараллельной пластиной, сферой и цилиндром. Получена приближенная алгебраическая система уравнений, описывающая концентрацию примеси в границе зерна как функцию времени, справедливая как для слабого, так и для концентрированного раствора примеси в границе зерна. В случае слабого раствора найдена концентрация примеси в границе и в теле зерна как функции времени и мощности источника облучения.

Изучена также кинетика перерастворения примеси при резком изменении температуры или интенсивности облучения. Показано, в каких случаях граница обогатится примесью дополнительно, а в каких равновесный уровень концентрации зернограничной примеси будет ниже исходного.

#### **Литература**

1. В.В. Слезов, Л.Н. Давыдов, В.В. Рогожкин, ФТТ, 1995, т. 37, № 12, стр. 3565

### **Фазовые превращения в аустенитных сталях при гамма-облучении**

Н.А. Азаренков, В.Г. Кириченко, С.В. Литовченко

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, физико-технический факультет, 61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31, E-mail: kirichenko@univer.pht.kharkov.ua

Аустенитные коррозионностойкие хромоникелевые стали применяются в ядерной энергетике в качестве конструкционного материала элементов активной зоны ядерных реакторов. Известно, что реакторное облучение нейтронами сопровождается облучением  $\gamma$ -квантами. В активных зонах реакторов плотность потока  $\gamma$ -излучения с энергией более 0,2 МэВ составляет  $10^{13}$ - $10^{16}$  см<sup>-2</sup>, что приводит к радиационному

## II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах

$\gamma$ -отжигу. Большое внимание уделяется  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению, протекающему в аустенитных сталях при механическом и радиационном воздействии, причем механизм этого превращения различен. Экспериментальные данные показывают, что существует тесная взаимосвязь между протеканием  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения, вызванного холодной деформацией, внешним давлением, выделением оксидных фаз, микролегированием, с одной стороны, и изменением текстуры сталей, сегрегацией примесей на поверхности и границах раздела, величиной зерна аустенита, с другой стороны.

В данной работе с помощью мессбауэровской спектроскопии на ядрах  $\text{Fe}^{57}$  в геометрии обратного рассеяния при регистрации электронов внутренней конверсии проведено исследование сталей 12X18H10T и 08X16H11M3B после холодной деформации, термического отжига и  $\gamma$ -облучения. Использовалось  $\gamma$ -облучение источником  $\text{Co}^{60}$  (средняя энергия  $E = 1,25 \text{ МэВ}$ , доза облучения  $3,1 \cdot 10^8 \text{ Р}$ ).

Холодная деформация прокаткой при комнатной температуре приводит к развитию в приповерхностных слоях сталей мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращения. Интенсивность превращения зависит от состава стали и степени обжатия  $\eta$ . Последующие отжиги приводили к восстановлению спектра  $\gamma$ -фазы. Облучение  $\gamma$ -квантами приводит к увеличению количества аустенита в приповерхностном слое. Интенсивность и ширина линии  $\gamma$ -фазы при воздействии  $\gamma$ -облучения не претерпевают изменений. К уже отмеченному эффекту упорядочения под влиянием  $\gamma$ -облучения можно добавить эффект увеличения диффузии компонент сплавов и эффекты воздействия на фазовое  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение. Возможно, наличие локализованных состояний приводит к образованию скоплений дефектов и их аннигиляции, ведущей к радиационному отжигу сильнодеформированных тонких (толщиной 0,1 мкм) поверхностных слоев исследованных аустенитных сталей.

### Методы и результаты исследования диффузии водорода в реакторных циркониевых материалах

А.А. Шмаков, Б.А. Калинин

Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия (shm-mephi@rambler.ru)

Проанализированы и статистически обработаны литературные данные о коэффициентах диффузии водорода (КДВ) в  $\alpha$ -Zr (губчатом и иодидном), его промышленных сплавах и реальных изделиях водоохлаждаемых ЯЭУ за период с 1954 по 2004 г. Проведенный нами анализ показал, что микроструктура (размер зерна, текстура), химический и фазовый состав изделий, а также облучение (по меньшей мере, при рабочих для ЯЭУ температурах  $\sim 573 \text{ К}$ ) не оказывают существенного влияния на значения КДВ, которые подчиняются температурной зависимости [1]

$$D_H (\text{см}^2/\text{с}) = (2,9_{-0,7}^{+0,8}) \times 10^{-3} \exp[-(38080 \pm 1380)/RT], \quad (1)$$

где размерность энергии активации – Дж/моль.



## **II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах**

Экспериментальное определение температурной зависимости КДВ по результатам изотермических отжигов требует значительных материальных и временных затрат. При этом высокая реакционная способность циркония и сложность приготовления образцов с точно известным начальным распределением водорода, удовлетворяющим условиям «классических» диффузионных задач, часто приводят к неконтролируемой ошибке конечного результата. Поэтому более практичным представляется проведение экспериментов по изучению диффузии водорода в условиях градиентов температуры. В этой связи по заданию ОАО «ТВЭЛ» и ВНИИНМ в МИФИ проведено комплексное экспериментально-теоретическое исследование термодиффузии водорода в сплаве Э110 и оболочках твэлов ВВЭР из перспективных российских сплавов Э110М и Э635. Каждому реальному испытанию в нашем исследовании предшествовал вычислительный эксперимент, который выполняли, используя метод конечных разностей (сеток), уточненную феноменологическую модель термодиффузии [1] и статистически обоснованные данные о предельной растворимости водорода [2]. Хорошее соответствие полученных теоретических и экспериментальных результатов подтвердило правомерность использования статистического выражения (1).

### **Литература**

1. Шмаков А.А. Водородное охрупчивание и гидридное разрушение циркониевых изделий водоохлаждаемых ЯЭУ / Докторская диссертация. М.: 2006.
2. Шмаков А.А., Калинин Б.А., Ананьин В.М., Буланов А.А., Пименов Ю.В., Тимошин С.Н., Новиков В.В., Маркелов В.А., ВАНТ, сер.: Материаловедение и новые материалы **1**, 366 (2006).

## **Исследование изменений структуры и свойств алюминиевого сплава Al-Mg при имплантации ионов средних энергий**

В.В. Овчинников\*, Н.В. Гущина\*, Л.С. Чемеринская\*, Ф.Ф. Махинько\*, Т.А. Белых\*, С.М. Можаровский\*\*, А.Р. Школьников\*\*, А.В. Филиппов\*\*, Л.И. Кайгородова\*\*\*

\*Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (vladimir@ier.uran.ru)

\*\*Каменск-Уральский металлургический завод, Свердловская обл., г. Каменск-Уральский, Россия

\*\*\*Институт физики металлов УрО РАН, 620219, г. Екатеринбург, Россия

Как показали исследования последних десятилетий, использование ионных пучков является одним из наиболее перспективных направлений современной технологии обработки материалов. В связи с этим значительный научный и практический интерес представляет изучение воздействия ионно-лучевой обработки на структуру, фазовый состав и свойства промышленных алюминиевых сплавов. В настоящей работе в качестве объекта исследования был выбран сплав AlMg6 системы алюминий-магний, относящийся к группе сплавов, не упрочняемых термообработкой.

Проведена ионно-лучевая обработка образцов сплава толщиной 3 мм в нагартованном состоянии. При облучении варьировались энергия ионов ( $E = 20 - 40$  кэВ), плотность ионного тока ( $j = 150 - 400$  мкА/см<sup>2</sup>), доза облучения ( $D = 2,25 \cdot 10^{15} -$

## **II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах**

---

$5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ). Максимальная температура, до которой нагревались образцы в ходе облучения, не превышала температуры промежуточных отжигов для снятия нагартовки ( $320 \text{ }^\circ\text{C}$ ) в ходе прокатки данного сплава.

В результате испытаний на одноосное растяжение установлено, что ионное облучение дозами  $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и выше приводит к возрастанию пластичности и падению прочностных характеристик сплава. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии это связано с трансформацией ячеистой структуры, формированием субзеренной структуры с малоугловыми границами, а также с измельчением и растворением интерметаллидов  $\text{Al}_6(\text{Mn}, \text{Fe})$ .

Анализ поперечного сечения образцов показал, что вышеуказанные структурные изменения при облучении происходят не только в тонком приповерхностном слое сплава АМгб, но и по всей глубине образца толщиной 3 мм, в то время как величина проективного пробега ионов  $\text{Ar}^+$  при энергии 20 кэВ в алюминиевом сплаве составляет (согласно расчету методом TRIM) всего лишь 40 нм.

Снятие внутренних напряжений пучком происходит в течение  $\sim 100 \text{ с}$ , что в 20 раз быстрее, чем в процессе отжига для снятия напряжений.

### **Особенности накопления микродефектов в меди при ударно-волновом воздействии**

А.Р. Нургалеев, А.В. Павленко, А.Е. Шестаков, Д.Н. Казаков  
РФЯЦ-ВНИИТФ им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Челябинская область, Россия  
(c5@five.ch70.chel.su)

С применением методов оптической и растровой электронной микроскопии, дифракции рентгеновского излучения проведено исследование распределения микро- и макродефектов в образцах меди, сохраненных после ударно-волнового нагружения. Для формирования ударной волны использовалась электрическая пушка ГНУВ. Динамику нагружения исследуемых образцов восстанавливали по скорости свободной поверхности, измеряемой по доплеровскому сдвигу длины волны зондирующего лазерного излучения. Проведено сравнение распределения дефектов по глубине для двух режимов нагружения образцов. В первом режиме образцы нагружали ударной волной, амплитуда которой была недостаточной для откольного разрушения. Во втором режиме под действием ударной волны началось образование откольного разрушения.

**Влияние  $\alpha$ - $\epsilon$  фазового превращения в железе и стали 30ХГСА на особенности откольных разрушений в клиновых образцах при их взрывном нагружении**

Е.А.Козлов<sup>1</sup>, В.И.Таржанов<sup>1</sup>, И.В.Теличко<sup>1</sup>, Д.Г.Панкратов<sup>1</sup>, Д.М.Горбачев<sup>1</sup>,  
А.В.Воробьев<sup>1</sup>, В.И.Ягодников<sup>1</sup>, А.В.Добромыслов<sup>2</sup>, Н.И.Талуц<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск, Россия  
<sup>2</sup>ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Представлены постановки и результаты взрывных экспериментов по методике оптического рычага (ОР) с клиновыми образцами из нелегированного высокочистого железа и закаленной до  $HR_c$  35...50 единиц стали 30ХГСА при их нагружении скользящей и нормальной детонацией зарядов ВВ различной мощности и толщины.

Получаемая из фотохронограмм и независимо – при изучении претерпевших взрывное нагружение и сохраненных образцов информация о состоянии и параметрах реализованного откольного разрушения, а также положению границы фазового превращения, необходима для проверки и калибровки современных кинетических физически обоснованных прочностных моделей, многофазных уравнений состояния и кинетических определяющих соотношений.

**The motion, rotation and annihilation of dislocation loops in the stress fields originating from line dislocations**

T. Okita, S. Fujita, E. Kuramoto, N. Sekimura  
Department of Quantum Engineering and Systems Science,  
University of Tokyo, Tokyo, Japan (okita@q.t.u-tokyo.ac.jp)

In this study, we present the behavior of glissile loops generated either by agglomeration of self interstitial atoms or formed directly by collision cascades. These loops tend to glide by elastic interaction with the stress field, and to climb toward the line dislocation.

We have evaluated the elastic interaction between the infinitesimal interstitial loop and the line dislocation by incorporating the change in the normal vector of the dislocation loop in the stress field of the dislocation. The rotation of the dislocation loop strongly changes the interaction between the line dislocation and the loop. The results obtained by the modified elastic theory were compared with the MD simulation, and good agreement was obtained for the stable position of the dislocation loop near the line dislocation.

We have also evaluated the mechanisms by which a line dislocation absorbs dislocation loops existing in close vicinity by the conservative climb of the dislocation loop. The driving force of this process is assumed to be the pipe diffusion of vacancies along the loop line.

**Влияние интерметаллидных наночастиц на накопление вакансионных дефектов в железо-никелевых сплавах**

Д.А. Перминов, А.П. Дружков, В.Л. Арбузов

Институт физики металлов УрО РАН, 620041, Екатеринбург, Россия (d\_perm@rambler.ru)

Основным фактором, ограничивающим использование аустенитных нержавеющей сталей в быстрых реакторах, является вакансионное распухание. Существенно подавить распухание можно путем применения стареющих сплавов, в которых происходит образование дисперсных интерметаллидных выделений типа  $Ni_3Ti(Si,Al)$ . Однако на сегодняшний день нет единого мнения о механизме влияния этих частиц на поведение точечных дефектов при облучении. Работа посвящена исследованию методом позитронной спектроскопии эволюции точечных дефектов в железо-никелевых сплавах в процессе электронного облучения в зависимости от исходного состояния (закаленное, состаренное в течение различного времени) на ранних стадиях радиационной повреждаемости ( $10^{-4} - 10^{-3}$  сна), когда только формируются небольшие скопления дефектов.

В работе исследовались сплавы Fe-36.5 мас.%Ni-2.5 мас.%Ti (Fe-Ni-Ti) и Fe-34.5 мас.%Ni-5.4 мас.%Al (Fe-Ni-Al). Часть образцов сплавов были состарены при температурах 823 – 1023 К в течение различного времени. Исследуемые образцы облучались электронами энергией 5 МэВ на линейном ускорителе при температурах 300 К, 423 К и 573 К. Для исследования дефектной структуры использовался метод угловой корреляции аннигиляционного излучения (УКАИ). В качестве характеристики изменения спектров УКАИ при облучении использовался S-параметр, который определяется концентрацией и типом вакансионных дефектов.

В ходе исследования было показано, что выделения  $Ni_3Ti$  значительно снижают накопление вакансионных дефектов при температуре облучения 573 К, тогда как при более низких температурах влияние этих выделений на поведение дефектов не обнаружено. В тоже время в сплаве, содержащем частицы  $Ni_3Al$ , накопление дефектов снижается уже при 423 К. При этом обнаружено, что величина этого эффекта в процессе облучения при 423 К сильно зависит как от плотности, так и от размера частиц  $Ni_3Al$ . В тоже время, при облучении состаренных сплавов Fe-Ni-Ti и Fe-Ni-Al при 573 К существенной зависимости накопления вакансионных дефектов от дисперсности частиц не наблюдается. В докладе обсуждаются возможные механизмы влияния выделений на накопление и отжиг радиационных дефектов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты №07-02-00020 и №07-02-00112).

### **Проникновение водорода через конструкционные материалы в процессе ионной бомбардировки**

А. Г. Залужный, В. П. Копытин

ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики  
им. А.И.Алиханова, Москва, Россия (zaluzhnyi@itep.ru)

Исследованиям водородопроницаемости материалов придается большое значение в связи с решением материаловедческих проблем управляемого термоядерного синтеза.

В данной работе приводятся результаты исследования по влиянию граничных условий и ряда структурных факторов на проникновение водорода через конструкционные материалы в процессе бомбардировки ионами водорода. Было показано, что водородопроницаемость материалов сильно зависит от граничных условий (проникновение из газовой фазы, при бомбардировке ионами водорода). Предварительное облучение ионами He, O, N, C в поверхностный слой образца оказывает значительное влияние на проникновение водорода через исследуемые материалы.

Приводятся результаты исследований по изучению проникновения водорода через конструкционные материалы с заданными структурными характеристиками в процессе бомбардировки ускоренными ионами водорода. Изучено влияние предварительной холодной деформации (5, 15, 30, 50 %), а также размера зерна (3–5, 30–50, 400–600 мкм) на водородопроницаемость исследовавшихся материалов при ионном облучении. Установлено, что предварительная холодная деформация, также как и уменьшение размера зерна, повышает проникновение водорода через исследовавшиеся материалы в процессе их бомбардировки ионами водорода ( $T = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

### **Влияние облучения на движение газовых пор в поле градиента температуры**

В.В. Слезов<sup>1</sup>, О.А. Осмаев<sup>2,1</sup>, Р.В. Шаповалов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт теоретической физики имени акад. А.И. Ахиезера, ННЦ "Харьковский физико-технический институт", Украина, 61108, г. Харьков, ул. Академическая 1  
(r\_v\_shapo@kipt.kharkov.ua)

<sup>2</sup>Украинская Государственная Академия Железнодорожного Транспорта,  
Украина, 61050, г. Харьков, пл. Фейербаха 7

Проведено теоретическое исследование газового распухания двуокиси урана. В качестве модели использован изотропный материал, в котором под облучением зарождаются газовые поры, дислокационные петли и пары Френкеля и атомы газа. Показано, что наличие градиента температуры может привести к направленному движению газовых пор, обусловленному механизмом поверхностной диффузии атомов матрицы. Выписана полная система уравнений, описывающих газовое

## II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах

распухание материала. Эта система состоит из кинетического уравнения для функции распределения пор, уравнения баланса для атомов газа, а также двух кинетических уравнений для функций распределения вакансионных и междоузельных петель. Показано, что в стационарном случае, который возможен благодаря тому, что газ захватывается движущимися порами и выносятся из материала, два уравнения баланса для собственных дефектов можно скомбинировать в одно. Получены выражения для скорости роста поры и для скорости наполнения поры газом в двух предельных случаях. В первом случае, т.н. случае малых пор, диффузионные процессы согласованы так, что характерное время изменения размеров поры существенно больше характерного времени наполнения поры газом. Во втором случае, т.н. случае больших пор, имеет место обратное соотношение. Выяснено, что наличие механической нагрузки приводит к анизотропному распределению дислокационных петель. При некоторых условиях нагрузки, определяемой механическими свойствами оболочки, дислокационные петли могут полностью растворяться. Для двух предельных случаев малых и больших пор найдено аналитическое выражение для относительной скорости распухания образца [1].

### Литература

1. ВАНТ, серия ФРПиРМ (86), 2005 г., № 3, стр. 38.

## Воздействие ионного облучения на структуру, фазовый состав и механические свойства нагартованного алюминиевого сплава 1441

В.В. Овчинников\*, Н.В. Гушина\*, Л.С. Чемеринская\*, Ф.Ф. Махинько\*, Т.А. Бельх\*, С.М. Можаровский\*\*, А.Р. Школьников\*\*, А.В. Филиппов\*\*, Л.И. Кайгородова\*\*\*

\*Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия ([vladimir@iep.uran.ru](mailto:vladimir@iep.uran.ru))

\*\*Каменск-Уральский металлургический завод, Свердловская обл., г. Каменск-Уральский, Россия

\*\*\*Институт физики металлов УрО РАН, 620219, г. Екатеринбург, Россия

Исследовано воздействие пучков ускоренных ионов аргона на механические свойства, структуру и фазовый состав промышленного алюминиевого сплава 1441 системы Al-Cu-Mg-Li.

Образцы для исследования были вырезаны из плакированных нагартованных листов (толщиной 3 мм), изготовленных на Каменск-Уральском металлургическом заводе. Облучение образцов непрерывными пучками ионов  $Ar^+$  проводилось на установке для ионно-лучевой имплантации ПУЛЬСАР, оснащенной ионным источником на основе тлеющего разряда с холодным полым катодом. Плотность ионного тока составляла  $150 \text{ мкА/см}^2$ , энергия ионов  $E = 20 \text{ кэВ}$ , при этом варьировалась доза облучения,  $D = 1 \cdot 10^{15} - 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . В ходе облучения осуществлялся непрерывный контроль температуры мишени с помощью хромель-алюмелевой термопары. Максимальная температура, до которой нагревались образцы, при низких дозах облучения не превышала  $40 \text{ }^\circ\text{C}$ , а при высоких –  $220 \text{ }^\circ\text{C}$ .

## II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах

Методами измерения механических свойств и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что облучение ионами  $Ag^+$  с  $E = 20$  кэВ,  $j = 150$  мкА/см<sup>2</sup>,  $D = 1 \cdot 10^{15} - 1 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> (время облучения 1 - 10с) приводит к существенному изменению структуры нагартованного сплава 1441: происходит переход от ячеистой структуры к субзеренной, аналогичной полигональной. При этом увеличивается относительное удлинение при сохранении прочностных характеристик. При  $D = 1 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> (время облучения ~ 100 с) наблюдается резкое возрастание пластичности и снижение предела текучести, что связано с формированием однородной крупнокристаллической зеренной структуры с диаметром зерен более 10 мкм. Аналогичная рекристаллизованная структура наблюдается после отжига в течение 2 ч.

Установлено также, что под воздействием ионного облучения происходит растворение частиц  $\beta'(Al_3Zr)$ ,  $Al_8Fe_2Si$ , наблюдающихся в структуре как деформированного, так и отожженного при  $T \sim 400$  °С в течение 2 ч сплава, и образование новой фазы  $Al_2LiMg$ .

Изменения дислокационной структуры и фазового состава в сплаве 1441, наблюдаются не только в поверхностном слое, прилегающем к зоне внедрения ионов, но и во всем объеме образца (толщина образца в десятки тысяч раз превышает проективные пробеги ионов).

### Деформационно-индуцированные сегрегации в реакторных сплавах Fe-Cr-Ni

С.А. Стариков\*, А.Р. Кузнецов\*, В.В. Сагарадзе\*, В.А. Печенкин\*\*, И.А. Степанов\*\*

\*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (starikov@imp.uran.ru)

\*\*ГНЦ РФ Физико-энергетический институт, Обнинск, Россия

Предложена модель деформационно-индуцированной сегрегации на движущейся границе зерна в трехкомпонентном сплаве при интенсивной пластической деформации, учитывающая рождение и поглощение точечных дефектов, а также их взаимную рекомбинацию [1]. Исследованы перераспределение атомов легирующих элементов и образование приграничных сегрегаций при интенсивной пластической деформации в стабильных аустенитных сплавах типа Fe-12Cr-30Ni. Путем численного решения системы уравнений показано, что движение границы зерна приводит к формированию деформационно-индуцированной сегрегации с асимметричным профилем концентраций компонентов. При этом граница обогащается никелем и обедняется остальными компонентами. Показано, что деформационно- и радиационно-индуцированные сегрегации на границы зерен в стабильных аустенитных сплавах данного типа описываются сходными закономерностями, что позволяет проводить оценку радиационно-индуцированных сегрегаций в различных реакторных сплавах с помощью данных по их пластической деформации.

## **II. Влияние облучения и сильной деформации на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов. Газовые примеси в облученных металлах и сплавах**

---

В докладе представлены профили концентраций компонентов сплава Fe-Cr-Ni возле движущейся границы зерна для различных температур, скоростей границы и составов сплава. Также представлены результаты изучения влияния скорости генерации точечных дефектов, продолжительности деформации и других параметров. Выявлены особенности сегрегации при сравнительно низких (близких к комнатным) температурах, важные, в частности, для интерпретации эксперимента по деформации сдвигом под давлением в сплаве Fe-Cr-Ni [2] и позволяющие объяснить изменение магнитных свойств сплава под действием интенсивной пластической деформации. Ожидается увеличение эффекта сегрегации никеля на границы зерен при повышении температуры до 600–700 К.

### **Литература**

1. Стариков С.А., Кузнецов А.Р., Сагарадзе В.В., Печенкин В.А., Степанов И.А., *ФММ* (в печати)
2. Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Кузнецов А.Р., *ФММ* **6**, 82 (2000)





### III. Материалы для ядерной и термоядерной энергетики

В настоящее время наиболее важной является проблема создания новых металлических материалов для реакторов деления и синтеза. В частности, для строящихся (БН-800) и планируемых (БН-1800) реакторов на быстрых нейтронах еще не созданы конструкционные материалы, имеющие высокую радиационную стойкость для требующейся повреждающей дозы 100-130 сна, что позволит обеспечить необходимое выгорание ядерного топлива. 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 будущих жидкосольевых реакторов, коррозионного поведения ферритно-мартенситных сталей в расплаве свинца, высокотемпературной ползучести, распухания ГЦК и ОЦК сталей и бериллия, радиационного воздействия на аустенитные реакторные стали, в том числе на единственную «штатную» аустенитную сталь ЧС-68 для тепловыделяющих элементов реактора БН-600. Результаты, полученные на реальных реакторных материалах, анализируются, исходя из общих принципов радиационной физики твёрдого тела.



**Изготовление экспериментальных ТВЭЛов с топливом на основе диоксида плутония для испытаний в исследовательском реакторе МИР.**

Л.Л. Казаков, В.Н. Сюзев, А.Б. Харлов, В.П. Чакин  
ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР» – Научно-исследовательский институт атомных реакторов,  
433510, Димитровград, Ульяновская область,  
Российская Федерация (chakin@niiar.ru)

В настоящее время стоит задача подтвердить возможность создания работоспособного ТВЭЛ для сжигания в реакторах типа ВВЭР-1000, PWR, BWR плутония при одновременной наработке электроэнергии. Несомненным преимуществом этого типа ТВЭЛов является отсутствие вторичного накопления плутония в процессе эксплуатации, как это происходит, например, в МОКС- топливе. Первым этапом работы является изготовление первой экспериментальной партии ТВЭЛов с диоксидом плутония. ТВЭЛы с топливной композицией на основе диоксида плутония  $PuO_2$  предназначены для испытаний в водо-водяной петле реактора МИР и последующих материаловедческих исследований.

Изготовление ТВЭЛов проводилось с учетом опыта и результатов предыдущих научно-исследовательских, опытно-конструкторских и экспериментальных работ, а также с учетом положительных результатов массовой эксплуатации ТВЭЛов с диоксидом урана, в которых использовались аналогичные конструкторские и технологические решения сердечников ТВЭЛов. В рамках данной работы проведено снаряжение оболочек топливной композицией, сборка, герметизация и контроль ТВЭЛов, после чего ТВЭЛы были переданы для реакторных испытаний.

Для сравнительных испытаний в облучательном устройстве «Гирлянда» реактора МИР ранее были разработаны два варианта конструкции ТВЭЛов, которые по наружным геометрическим параметрам идентичны. Различие заключается лишь в составе топливного сердечника. В обоих вариантах конструкции оболочка ТВЭЛ изготовлена из циркониевого сплава Э-110, герметизирована по концам заглушками из того же сплава. Для варианта № 1 в сердечнике по оси ТВЭЛ установлен вытеснитель из сплава Э-110 в виде пустотелой трубы крестообразного профиля, герметизированный по концам сваркой. Внутренний объем между оболочкой ТВЭЛ и вытеснителем заполнен алюминиевыми гранулами, между которыми расположены частицы  $PuO_2$ , остальное пространство заполнено алюминиевым сплавом силумин. В варианте № 2 внутрь оболочки вставлен сепаратор из алюминиевого сплава, в четырех вертикальных пазах которого с зазором расположены проволочные минитвэлы (ПМТ), изготовленные из трубки диаметром 2,4 мм, герметизированной с двух сторон

сваркой. Пространство, образовавшееся между сепаратором, ПМТ и внутренней поверхностью оболочки заполнено алюминиевым сплавом силумин.

В процессе выполнения работы проведена доработка отдельных видов оборудования, в частности, установки виброуплотнения, печи для заливки твэлов силумином, отработаны приемы герметизации твэлов сваркой.

**Теоретические и экспериментальные исследования зависимости инкубационной дозы распухания стали X16H15M2Г2ТФР (ЧС-68) от температуры нейтронного облучения**

А.В. Козлов, И.А. Портных  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Свердловская область, Россия (sfti@uraltc.ru)

Для описания потоков точечных дефектов, генерированных облучением, на различные виды стоков использован аппарат статистической термодинамики твердого тела, описывающий миграцию вакансий и междоузлий, как вероятностный процесс их случайных блужданий по кристаллу. В предположении, что вероятность перескока точечного дефекта из положения с энергией  $U_1$  в соседнее положение с энергией  $U_2$  пропорциональна  $\exp((U_1 - U_2)/kT)$ , где  $T$  – температура, с учетом условий нормировки, разработана количественная модель миграции точечных дефектов. С использованием этой модели получены выражения для среднего диффузионного времени вакансий и междоузлий на границы зерен, дислокации, рекомбинацию и в вакансионные поры. То обстоятельство, что в модели используются только энергии миграции точечных дефектов и их энергии связи с различными видами стоков, и не используются коэффициенты диффузии, позволило без дополнительных предположений получить уравнения для изменения концентрации вакансий и междоузлий при действии среднетемпературного облучения на ГЦК-металлы. При этом под среднетемпературным нейтронным облучением подразумевается облучение при таких температурах, когда вакансии и междоузлия достаточно подвижны для того, чтобы вакансионные кластеры диссоциировали за короткое время, но, в то же время, концентрации дефектов обоих типов превышали термически равновесные значения.

Для аустенитных сталей получены выражения для потоков точечных дефектов на различные виды стоков, а также для изменения концентраций вакансий и междоузлий в кристаллической матрице. При действии нейтронного облучения сформулированы условия начала роста вакансионных пор, приведены выражения для критического радиуса пор, в зависимости от характеристик структуры стали, температуры, скорости радиационных повреждений и времени облучения. Полученные для стали ЧС-68 расчетные зависимости инкубационной дозы от температуры облучения сопоставлены с экспериментальными данными.

### **Изменение концентрации дефектов упаковки в стали ЧС-68 при холодной деформации и нейтронном облучении**

Н.В. Глушкова, И.А. Портных, А.В. Козлов  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Свердловская область, Россия (sfti@uraltc.ru)

В настоящее время сталь ЧС-68 является штатным материалом оболочек твэлов реактора БН-600. Ее финальной обработкой является холодная деформация ~20 %, реализующаяся преимущественно с образованием двойниковых дефектов упаковки, и введенная для подавления радиационного распухания.

Многолетний опыт исследований, проводимых в ИРМ и на БАЭС, показывает, что оболочки твэлов, прошедших эксплуатацию в реакторе БН-600 в составе одной ТВС в идентичных условиях, имеют распухание, различающееся между собой в два и более раз. В качестве одной из причин такого состояния рассматривается возможное различие степеней холодной деформации на финальном этапе изготовления оболочек твэлов. Другая возможная причина различного распухания – неодинаковое количество бора, растворенного в кристаллической матрице этой стали. Бор является центром рекомбинации точечных дефектов; блокирует рост дислокационных петель внедрения, способствует образованию петель, содержащих дефекты упаковки. Результаты количественных структурных исследований влияния вышеописанных факторов на величину радиационного распухания очень малочисленны.

В работе приведены результаты рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследований влияния холодной деформации на концентрацию деформационных дефектов упаковки в стали ЧС-68, на необлученных образцах, подвергнутых холодной деформации до величин: 0, 5, 10, 15, 20, 25 %. На оболочках твэлов, облученных в реакторе БН-600 до высоких повреждающих доз и имеющих различное распухание определена концентрация деформационных дефектов упаковки. Проанализировано ее изменение при высокодозном нейтронном облучении. Найдена корреляция концентрации дефектов упаковки с радиационным распуханием стали ЧС-68 х.д.

### **Корреляция изменений физических и механических свойств аустенитной стали ЧС-68 при высокодозном облучении**

О.В. Ершова, Е.Н. Щербаков, М.В., Евсеев, В.С. Шихалев, А.В. Козлов  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Свердловская область, Россия (sfti@uraltc.ru)

Проведено комплексное определение физических и механических свойств образцов из аустенитной нержавеющей стали ЧС-68 (X16H15M2ГТФР), прошедшей длительное облучение в качестве оболочек твэлов реактора на быстрых нейтронах БН-

600. Исследованы участки, температура облучения которых составляла от 400 °С до 590 °С. Максимальная повреждающая доза в материале оболочки достигла 78 сна и соответствовала температуре облучения ~530 °С. Сопоставление результатов изучения физических и механических свойств, определенных на одних и тех же участках оболочек твэлов, между собой показывает, что изменение свойств после облучения коррелирует, как между собой, так и с радиационным распуханием материала. Так, вызванное действием нейтронного облучения, уменьшение плотности стали до 12 %, сопровождается уменьшением характеристик упругости на 15–20 % и увеличением электросопротивления материала на 6–7 %, снижением предела прочности на 50–70 %, относительно исходных значений. Максимальные изменения физических и механических характеристик происходят несколько ниже центра активной зоны, где температура облучения составила ~480 °С, а повреждающая доза ~70 сна. В этой же области наблюдался и максимум распухания материала оболочек исследованных твэлов.

Имеющаяся в литературе в настоящее время информация о закономерностях изменений физико-механических свойств металлов под облучением недостаточна, носит разрозненный и иногда противоречивый характер. Поэтому полученные в работе результаты могут быть использованы не только в конструкторских и проверочных расчетах на прочность, но и при разработке моделей эволюции матрицы твердого тела, структуры и свойств конструкционной стали при радиационном воздействии.

### **Анизотропное распухание бериллия после низкотемпературного высокодозного нейтронного облучения**

В.П. Чакин, А.О. Посевин, А.В. Обухов

ФГУП “ГНЦ РФ НИИАР” – Научно-исследовательский институт атомных реакторов,  
433510, Димитровград, Ульяновская область, Российская Федерация (chakin@niiar.ru)

В данной работе представлены результаты исследования влияния нейтронного облучения в реакторе СМ при температурах 70 °С и 200 °С в области флюенсов  $(1,3-14,2) \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$  ( $E > 0,1 \text{ МэВ}$ ) на распухание и микроструктуру бериллия марки ТВ-56, изготовленной по технологии горячего выдавливания.

Известно, что в процессе горячего выдавливания бериллия базисные плоскости выстраиваются преимущественно вдоль оси выдавливания. Было обнаружено, что изменение геометрических размеров образцов-цилиндров бериллия под действием облучения происходит анизотропно. В частности, изменение диаметра или высоты у образцов, вырезанных вдоль и поперек оси выдавливания различное. Также в работе [1] было показано, что после облучения монокристаллов бериллия в реакторе ИВВ-2М при температуре 80 К до флюенса нейтронов  $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$  ( $E \geq 1,15 \text{ МэВ}$ ) происходит

анизотропное увеличение геометрических размеров образцов. Причем, отношение относительных изменений длины образцов ориентированных перпендикулярно и параллельно оси «с» кристаллической решетки бериллия составляет 1,5, что практически совпадает со значением аналогичного отношения  $(\alpha_{\perp c} / \alpha_{\parallel c})_{80K} \cong 1,5$ , характеризующего степень анизотропии термического расширения.

В результате ТЭМ исследований показано, что под действием облучения в бериллии происходит образование дислокационных петель в базисных (0001) и призматических ( $(10\bar{1}0)$  и  $(11\bar{2}0)$ ) плоскостях, причем дислокационные петли, лежащие в базисных плоскостях, относятся к вакансионному типу, а петли, лежащие в призматических плоскостях к междуузельному. После облучения при температуре 200 °С до флюенса нейтронов  $13 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$  ( $E > 0,1 \text{ МэВ}$ ) в структуре присутствуют газовые пузырьки. Средний размер зернограничных пузырьков составляет 6.8 нм, внутризеренных – 4.3 нм.

Высказано предположение, что анизотропия набухания бериллия может быть следствием наложения двух процессов – набухания, вызванного внедрением газовых продуктов ядерных реакций (гелия и трития) в решетку бериллия и радиационного роста, происходящего за счет направленной конденсации дефектов, при которой происходит оседание вакансий на базисных плоскостях, а междуузлий – на призматических.

#### Литература

1. Серняев Г.А., Радиационное повреждение бериллия при температуре жидкого азота, ВАНТ, Сер.: Ядерная техника и технология, 1992, вып. 2, сс. 17-34.

### Склонность материала труб ТК и КСУЗ из сплава Э125 после длительной эксплуатации к ЗГР

С.А. Аверин\*, А.С. Артюгин\*, Б.С. Родченков\*\*

\*ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Свердловская обл., Россия (sfti@uraltc.ru)

\*\*ФГУП НИКИЭТ им. Н.А. Доллежала, Москва, Россия

Замедленное гидридное растрескивание (ЗГР) рассматривается практически единственным и значимым механизмом подраста трещиноподобных дефектов в канальных трубах из сплавов циркония водоохлаждаемых атомных энергетических реакторов.

В настоящее время практически отсутствуют экспериментальные данные по склонности к ЗГР материала труб топливных каналов (ТК) и каналов системы управления и защиты (КСУЗ) из сплава Э125 после длительной эксплуатации в реакторах РБМК-1000. Поэтому важно оценить влияние длительной эксплуатации сплава Э125 на изменение его склонности к ЗГР.

Испытания на ЗГР проводились на специальной внутрикамерной установке на компактных образцах с выращенной усталостной трещиной, которые вырезались из труб ТК и КСУЗ, отработавших длительное время в реакторах РБМК-1000. После

испытаний на ЗГР проводились испытания на трещиностойкость с определением критического коэффициента интенсивности напряжений ( $K_c$ ), фрактографические и металлографические исследования.

Проведенные исследования показали, что в трубах ТК из сплава Э125 после длительной эксплуатации ЗГР реализуется в интервале температур от 140 до 200 °С. Инкубационный период до начала движения трещины составляет от 15 минут до 18 часов и уменьшается с увеличением температуры испытаний, коэффициента интенсивности напряжений и содержания водорода. Скорость движения трещины колеблется от 0,6 до 3,2 мкм/час. В интервале температур 160–170 °С она максимальна и возрастает с увеличением коэффициента интенсивности напряжений. Повышение содержания водорода приводит к сдвигу верхней температурной границы реализации ЗГР. При высоких нагрузках ( $K/K_c > 0,3$ ) дополнительно к механизму разрушения по гидридам включается механизм вязкого разрушения по перемычкам между гидридами.

В материале труб КСУЗ после длительной эксплуатации при использованных режимах (температурных и силовых) и реализованной длительности испытаний роста трещин по механизму ЗГР не наблюдалось. При высоких нагрузках наблюдается продвижение трещины по механизму сдвига под действием касательных напряжений.

**Влияние пострadiaционных отжигов на локализацию пластической деформации, структуру и свойства стали 12X18H10T – материала отработавшего чехла ТВС реактора БН-350**

О.В. Тиванова, О.П. Максимкин, Т.А. Доронина, Н.С. Сильнягина  
Институт Ядерной Физики НЯЦ РК, г.Алматы, Казахстан (oksana.tivanova@inp.kz)

В рамках комплексных постэксплуатационных исследований материалов шестигранных чехлов тепловыделяющих сборок реактора на быстрых нейтронах БН-350 проведено изучение влияния термических отжигов в интервале температур от 450 до 1050 °С (1 час) на структуру и физико-механические свойства нержавеющей стали 12X18H10T, облученной при 370 °С до повреждающей дозы 55,4 сна.

Экспериментальные исследования необлученной, облученной и отожженной стали выполнены с использованием методов кратковременных механических испытаний с одновременным контролем за геометрией деформируемых микрообразцов размером 20×2×0,35 мм, оптической металлографии, определением плотности, картографии локальной намагниченности и микротвердости.

Сравнительный анализ распределения мартенситной  $\alpha'$ -фазы, микротвердости и параметров изменения геометрии рабочей части пробы обнаружил в ряде случаев наличие в деформированных необлученных и облученных образцах несколько зон локализации пластического течения.



Установлено, что после отжига при 450 °С пластичность стали 12X18H10T, облученной до высокой повреждающей дозы, сравнительно высока ( $\delta_{\text{полн}} \approx 27\%$ ), что может быть связано с процессом образования и движения локализованных полос деформации типа Людерса-Чернова, сопровождаемого мартенситным  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращением.

В результате изохронных отжигов плотность необлученной стали практически не изменилась, тогда как плотность облученной стали увеличивалась с ростом температуры испытания и при  $T = 1050$  °С она практически сравнялась со значением плотности для необлученного образца. Наряду с тем обнаружено, что после отжига при  $T = 1050$  °С, в деформированных образцах в зоне локализации деформации наблюдается выпадение карбидных частиц по границам зерен. Причем в облученной стали плотность карбидных частиц выше, чем в необлученной.

Анализируется влияние нейтронного облучения и пострадиационных отжигов на процессы мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перехода в зоне локализации деформации.

### **Некоторые особенности мартенситных превращений при деформации и отжиге стали 12X18H10T, облученной нейтронами и альфа-частицами**

О.П.Максимкин\*, И.С. Осипов \*

А. Налтаев\*\*, Д.Т. Бердалиев\*\*, Б.К. Рахашев\*\*

\* Институт ядерной физики, г.Алматы, РК (maksimkin@inp.kz)

\*\* Международный Казахско-Турецкий университет, г.Чимкент, РК

Мартенситное превращение в деформированных и фазонаклепанных необлученных нержавеющей стали изучено достаточно широко. В то же время мало исследований, посвященных  $\gamma \leftrightarrow \alpha'$  переходам, протекающим в аустенитных сталях, подвергнутых облучению высокоэнергетическими частицами. Между тем актуальность этих работ для реакторного материаловедения несомненная, поскольку нержавеющей стали являются основными конструкционными материалами для быстрых реакторов и термоядерных установок.

В настоящей работе представлены результаты по изучению прямого и обратного мартенситного превращения в близких по составу аустенитных нержавеющей стали с различным содержанием никеля (9-10%) после реакторного и циклотронного облучения.

Плоские образцы с размерами рабочей части 10x3,5x0.3 мм отжигали при температуре 1050 °С 30 мин и закачивали в воду. Часть термообработанных образцов облучали на изохронном циклотроне У-150М ИЯФ НЯЦ РК альфа-частицами с энергией 50 МэВ «на прострел» флюенсом  $2 \cdot 10^{17}$  част/см<sup>2</sup>. Другую часть образцов облучали в активной зоне реактора ВВР-К до флюенса  $2 \cdot 10^{20}$  н/см<sup>2</sup> при температуре не

более 100 °С. Необлученные и облученные стальные образцы испытывали на растяжение при комнатной температуре на универсальной испытательной машине «Инстрон 1195», а также на микроразрывной машине, совмещенной с калориметром. В последнем случае регистрировали тепловые эффекты, связанные с процессами структурных и фазовых превращений в стали при деформации. Непосредственно в процессе растяжения или после определенных шагов деформации с помощью феррозонда F-1053 определяли количество ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы в шейке деформируемого образца и в участках, отстоящих на некотором расстоянии от нее.

Установлено, что образование и накопление индуцированной деформацией мартенситной  $\alpha'$ -фазы протекает интенсивнее в шейке, чем вдали от нее, как в необлученных, так и в облученных образцах. Установлено, что скорость накопления  $\alpha'$ -фазы в облученной стали больше, чем в необлученной. Показано, что с образованием  $\alpha'$ -фазы связано выделение дополнительного тепла.

Изотермические отжиги образцов нержавеющей хромоникелевых сталей показали, что независимо от исходной величины магнитной  $\alpha'$ -фазы ее относительное количество одинаковым образом уменьшается после отжига в интервале 290–1073 К и при температуре 1073 К обратное мартенситное  $\gamma \leftrightarrow \alpha'$  превращение завершается.

Для изменения количества мартенситной  $\alpha'$ -фазы в зависимости от температуры отжига характерно наличие 4-х температурных областей, в которые  $\alpha'$ -фаза уменьшается с различной скоростью.

### **Влияние высокодозного нейтронного облучения на электрохимические свойства феррито-мартенситной стали 12X13M2БРФ**

О.А. Голосов, Т.Л. Кузина, В.Б. Семериков  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Свердловская область, Россия (sfti@uraltc.ru)

В качестве основного материала чехловых труб тепловыделяющих сборок реактора БН-600 используется радиационно-стойкая феррито-мартенситная сталь 12X13M2БРФ. Предполагается ее использование и в качестве оболочечного материала для твэлов реактора БН-800. Наряду с высокой радиационной стойкостью сталь 12X13M2БРФ подвержена повышенной скорости общей и питтинговой коррозии при хранении ОТВС в воде бассейна выдержки. Известно, что коррозионные свойства металлических материалов связаны с их электрохимическими характеристиками.

В данной работе представлены результаты исследований влияния температуры и повреждающей дозы облучения быстрыми нейтронами на электрохимические свойства стали 12X13M2БРФ в воде с pH = 7,0. Исследовалась сталь в исходном состоянии и после облучения при параметрах эксплуатации оболочек твэлов реактора БН-600 до повреждающих нейтронных доз от ~4 до ~72 сна в диапазоне температур от 380 до 570 °С.

**Влияние условий нейтронного облучения на  
характеристики дефектной структуры сплава Э125**

В.Л.Панченко, С.А. Аверин, Е.Н. Щербаков, В.А. Цыгвинцев, Л.П. Синельников  
ФГУП “ИРМ”, г. Заречный, Свердловская обл., Россия (sfti@uraltc.ru)

Рассмотрено влияние условий облучения (температура, плотность потока быстрых нейтронов) в реакторах РБМК на структурное состояние материала канальных труб (ТК, КСУЗ) находящихся в эксплуатации более 20 лет. Показано, что примерно через 10 лет эксплуатации в облученном материале наступает состояние динамического равновесия, когда с набором дозы параметры микроструктуры, которые оценивались методами рентгеноструктурного анализа и аналитической электронной микроскопии, остаются постоянными или изменяются слабо.

Чтобы выяснить, как изменится радиационно-индуцированная микроструктура материала канальных труб в условиях температур, превышающих эксплуатационные, был проведен отжиг (до 580 °С) образцов облученных материалов.

Исследования электрофизических свойств показали, что при нагреве облученного сплава выше температуры эксплуатации, происходит падением удельного электросопротивления, обусловленное отжигом радиационных дефектов. Эксперимент по изохронному нагреву образцов трубы ТК позволил оценить энергию активации процессов диффузии в районе 400 °С, которая оказалась близкой к энергии миграции вакансий в цирконии.

Оценка параметров сверхтонкой структуры показала, что отжиг привел к существенному росту объема областей когерентного рассеяния, что согласуется с данными электронной микроскопии по трансформации дислокационной структуры облученного материала после отжига. Методом гармонического анализа формы рентгеновских линий проведена оценка искажений кристаллической решетки. Установлено, что микроискажения в базисных и призматических плоскостях снизились, в то время как для пирамидальных плоскостей отмечено заметное их увеличение. Это является следствием анизотропного поведения радиационно-индуцированных дефектов в процессе отжига.

Анизотропия температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) в текстурированном материале, каким является канальная труба, исследовалась в продольном и тангенциальном направлениях относительно оси прокатки. Обнаружена немонотонность на температурной зависимости ТКЛР в тангенциальном направлении. Немонотонность исчезает при повторных измерениях, следовательно, она обусловлена отжигом дефектов радиационного происхождения. И такими дефектами, очевидно, являются вакансии и вакансионные комплексы, поскольку с увеличением температуры вместо ожидаемого удлинения образца, наблюдалась как бы его усадка в направлении измерения. Знание текстуры циркониевой трубы позволяет предположить, что в тангенциальном направлении вакансии должны аннигилировать на стоках, расположенных преимущественно в базисных плоскостях кристаллита, в частности, такими стоками могут быть радиационно-индуцированные дислокации, залегающие в базисных плоскостях кристаллитов и исчезающие в процессе отжига.

### Влияние радиационно-термического воздействия на изменение физико-механических свойств стали X13M2БФР

Е.Н. Щербаков\*, П.И. Яговитин\*, Е.А. Козманов\*\*

\*ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Свердловская область, Россия (sfti@uraltc.ru)

\*\*Филиал Росэнергоатома «Белоярская АС» г.Заречный, Свердловская обл., Россия

Материал оболочек твэлов из стали X13M2БФР (ЭП-450) в реакторе испытывает комбинированное воздействие нейтронного потока и повышенных температур от 370 до 650 °С.

В процессе эксплуатации происходит изменение структурно-фазового состояния материала, что сопровождается изменением прочностных и пластических свойств в различных участках твэла. Сталь, показывая хорошее сопротивление радиационному набуханию, обнаруживает потерю пластичности в зонах с температурой эксплуатации 400–500 °С.

Для комплексного изучения радиационно-термического воздействия на материал проведено определение ряда физико-механических свойств материала, а именно: электросопротивления, модуля нормальной упругости и кратковременных механических свойств стали после облучения в реакторе БН-600. Установлено, что существует корреляция между изменением электросопротивления, прочностных и упругих свойств материала - при уменьшении прочностных и упругих свойств наблюдалось увеличение электросопротивления.

Изменения определяемых свойств наблюдались не только на участке, облучавшемся в активной зоне, но и в области газовой полости твэла, где зарегистрировано значительное изменение электросопротивления. Температура материала оболочки твэла в газовой полости практически постоянна и соответствует температуре теплоносителя на входе в ТВС ~ 370 °С, а нейтронный поток на порядок меньше, чем в активной зоне. Можно предположить, что существенные изменения свойств стали ЭП 450 обусловлены не только нейтронным облучением, но и длительным термическим воздействием на материал (до 10 000 часов), при котором происходят процессы старения материала, приводящие к изменению физических и механических свойств.

### Structural Materials for Fusion Reactors

M. A. Kirk<sup>1</sup>, Z. Yao<sup>2</sup>, and M. L. Jenkins<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Materials Science Division, Argonne National Laboratory,  
Argonne, IL 60439 USA. (kirk@anl.gov)

<sup>2</sup> Department of Materials, University of Oxford, Oxford, UK.

A long term solution to problems of energy production, green house gas generation, and pollution control may rest with controlled nuclear fusion reactors. Candidate structural materials for such reactors include low activation ferritic steels. Understanding and

eliminating deleterious irradiation effects in these materials is the goal of these experiments in this collaboration using the ANL facility.

In recent experiments on ferritic alloys we have recently found a significant difference with alloy composition in the microstructural response to irradiation, which corresponds to a bulk mechanical property change at a similar composition. In a collaboration between the Department of Materials at the University of Oxford and the Materials Science Division at Argonne National Laboratory, experiments which employ the unique transmission electron microscope and in situ ion irradiation user facility at ANL were performed on a series of Fe-Cr alloys. Enhanced nanometer-sized defect formation with Cr concentrations up to 11 % have been found and correlated with a decrease in mechanical hardening and embrittlement in similar alloys.

### **Радиационно-стойкие сплавы на основе ванадия**

С.Н. Воинов, В.П. Колотушкин,  
Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических  
материалов им. А.А. Бочвара, Россия, 123060 Москва, ул. Рогова, 5а (kolot@bochvar.ru)

Без реакторов на быстрых нейтронах (БН) замыкание топливного цикла невозможно. Для этого необходимо использование топлива с повышенной энерговыработкой и эксплуатационным ресурсом, что означает повышение служебных характеристик твэлов. Ключевой становится проблема создания конструкционных материалов (КМ) оболочек твэлов, обладающих соответствующими свойствами, совместимостью и стабильностью свойств под облучением.

На заре развития БН совокупность свойств определила применение нержавеющей сталей в качестве материалов оболочек твэлов. В настоящее время в связи с ужесточением требований по характеристикам реакторов нового поколения, существенным повышением рабочих параметров (выгорание >17 % т.а., температура >700 °С), разработанные материалы не могут обеспечить развитие атомной энергетики.

Работоспособность оболочек твэлов и чехловых труб из сталей, используемых в настоящее время, вызывает серьезные опасения в связи со значительной радиационной повреждаемостью.

Наиболее важным критерием в оценке КМ для рассматриваемых условий является жаропрочность. Стали аустенитного класса были наиболее предпочтительными материалами в качестве материалов оболочек твэлов благодаря удовлетворительному сочетанию прочности, жаропрочности, коррозионной стойкости, хорошей технологичности и освоенности промышленностью. В качестве материала чехлов ТВС были использованы разработанные стали феррито-мартенситного класса. Опыт эксплуатации продемонстрировал, что температурным пределом для ферритомартенситных сталей является 600 °С, для аустенитных 650–700 °С.

Ряд систематических исследований показал, что в качестве конструкционных материалов для ядерных реакторов наиболее перспективными являются сплавы на основе ванадия. Основными преимуществами сплавов ванадия по сравнению со сталями аустенитного и феррито-мартенситного классов являются низкий уровень наведенной активности, быстрый ее спад и высокое значение параметра термостойкости.

Ванадий образует с большинством переходных металлов непрерывные ряды твердых растворов или широкие области растворимости. Легирование ванадия значительно повышает его прочностные свойства. При 20 % ат. Ti, Cr и Al, твердость повышается на 100 - 200 кг/мм<sup>2</sup>. Сплавы, легированные Ti и Cr, имеют прочность 40 – 50 кг/мм<sup>2</sup>, при концентрациях >5 % ат. она меняется незначительно. Добавки Ti (3–5 %) в сплавы ванадия вызывают рост длительной прочности, дополнительное легирование Cr также повышает длительную прочность.

Сдерживающими факторами использования ванадиевых сплавов считаются стоимость, взаимодействие с кислородом, недостаточный объем радиационно-материаловедческих исследований по сравнению с аустенитными сталями.

Сплавы V-Ti-Cr имеют высокие показатели по времени до разрушения в температурном интервале 550-700 °С, рис. 1 [данные С.Н. Вотинова и В.П. Воейкова].

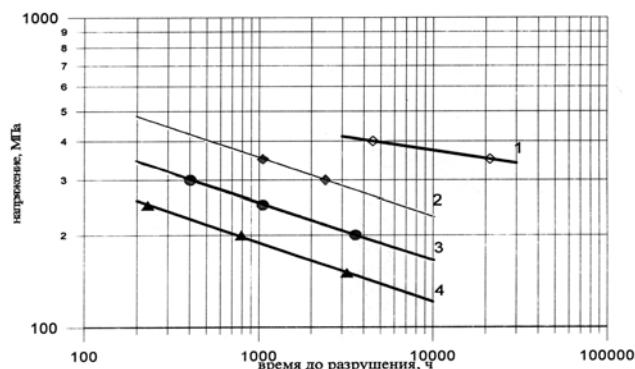


Рис. 1. Зависимость времени до разрушения образцов из сплава V-4Ti-4Cr от напряжения при температурах 550 °С –1; 600 °С –2; 650 °С –3; 700 °С –4

Анализ и обобщение базы данных по свойствам сплавов V-4Ti-4Cr и V-10Ti-5Cr позволяет заключить, что максимальная рабочая температура для первого сплава может достигать 750 °С, а для второго 750–800 °С. Это позволяет рассматривать последний как конструкционный материал в реакторных установках с высокой температурой эксплуатации.

Ванадий лучше других КМ отвечает критерию малой активизируемости. Поэтому в результате меньших уровней радиоактивности, остаточного тепловыделения и потенциальной опасности для здоровья эти сплавы имеют наибольшую вероятность повторного использования, наименьшую уязвимость в случае потери теплоносителя при минимальной опасности для окружающей среды.

Сплавы ванадия с 5-10 % ат. Ti и 5-6 % ат. Cr при 600 °С имеют  $E = (12,2-12,4) \cdot 10^{10}$  МПа и  $G = (4,5-4,6) \cdot 10^{10}$  МПа. Модули упругости сплавов данных составов в 1,5 раза ниже, чем у нержавеющей аустенитных сталей. При температуре 600 °С теплопроводность этих сплавов составляет 29-31 Вт/(м · К), что на 30 % выше, чем у аустенитной стали.

При нейтронном облучении сплавов ванадия в температурном интервале 400–600 °С наблюдается значительное радиационное упрочнение, достигающее при дозах 40–50 сна максимума и уменьшающееся при более высоких дозах. Общее удлинение сплавов V-Ti-Cr после облучения до доз ~100 сна превышает 5 %. Равномерное удлинение этих сплавов составляет 75 % величины общего удлинения. Результаты испытаний серии ванадиевых сплавов в реакторах БОР-60 и БН-600 показали, что легирование титаном снижает степень радиационного упрочнения ванадия, причем тем больше, чем выше содержание титана в сплаве. Однако сплавы с высокой концентрацией титана (>25 %) показали склонность к ВТРО; легирование хромом сплавов V-Ti снижает эффект ВТРО, но высокохромистые сплавы становятся склонными к НТРО. Оптимальным следует считать легирование ванадия титаном и хромом с суммарным их количеством 10-15 % и отношением содержания титан/хром = 2/1. Облучение сплавов такого состава в интервале температур 400–700 °С не приводит к существенному изменению прочностных свойств и относительного удлинения.

Экспериментальные данные показали, что радиационное распухание ванадия и его сплавов может изменяться в очень широких пределах. Легирование ванадия элементами с размером атома меньшим, чем у ванадия, увеличивает распухание, а добавки элементов с большим размером атома уменьшают распухание. Наиболее эффективно распухание ванадия подавляет легирование титаном (5-20 %). Так, распухание сплавов V-(5-20)Ti после облучения дозой 120 сна (420 °С), 50 сна (520 °С) и 84 сна (600 °С) составляет менее 0,05 % сна<sup>-1</sup>. Распухание сплава V-15Ti-10Cr после облучения в реакторе БН-600 при ~450 °С и ~45 сна также не превысило 0,1 %.

Низкое распухание сплавов на основе ванадия, по-видимому, обусловлено механизмом формирования при нейтронном облучении наноструктурной подрешетки ловушек вакансий и междоузельных атомов. Характер проявления неравновесности в сплавах ванадия с другими переходными элементами периодической системы зависит от относительного положения легирующей добавки. Например, с никелем ванадий ведет себя аналогично хрому. При содержании 33–40 % мас. он отдает при старении часть электронов проводимости в *d* - подоболочки никеля, образуя при этом ближнее упорядочение и уплотнение решетки. У элемента с другой стороны периодической таблицы – титана при содержании последнего ~10 % ванадий, наоборот, отбирает электроны проводимости и формирует жесткую ОЦК структуру типа хрома, замечательную по своей жаропрочности. Титан при этом создает ближнее упорядочение (расслоение) из одноименных атомов и искажения, обеспечивающие рекомбинацию точечных дефектов.

#### **Заключение**

Представленный комплексный анализ требований и условий работы перспективных быстрых реакторов показывает, что удовлетворить этим требованиям могут только сплавы на основе ванадия, плакированные ферритной нержавеющей сталью, где жаропрочность и радиационная стойкость обеспечиваются ванадиевыми сплавами, а совместимость с топливом и жидкометаллическим теплоносителем – ферритной нержавеющей сталью.

**Применение и совершенствование сплава Э635  
для оболочек твэлов и конструктивных элементов  
ТВС водоохлаждаемых реакторов**

В.Н. Шишов<sup>1</sup>, В.А. Маркелов<sup>1</sup>, В.В. Новиков<sup>1</sup>, А.В. Никулина<sup>1</sup>, В.Ф. Коньков<sup>1</sup>,  
М.М. Перегуд<sup>1</sup>, А.В. Целищев<sup>1</sup>, М.Н. Саблин<sup>1</sup>, А.Е. Новоселов<sup>2</sup>,  
Г.П. Кобылянский<sup>2</sup>, В.П. Смирнов<sup>2</sup>, Д.В. Марков<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное Государственное Унитарное Предприятие Всероссийский  
научно-исследовательский институт неорганических материалов  
им. академика А.А. Бочвара, Россия, г. Москва

<sup>2</sup>Федеральное Государственное Унитарное Предприятие «Государственный  
научный центр Российской Федерации Научно-исследовательский институт  
атомных реакторов», Россия, Ульяновская область, г. Димитровград

Разработанный в России циркониевый сплав Э635 имеет высокие характеристики по радиационной стойкости (ползучесть и рост), прочности и сопротивлению общей и нодулярной коррозии. Эти качества позволили рекомендовать сплав Э635 для оболочек твэлов и конструктивных элементов ТВС реакторов ВВЭР и РБМК. В настоящее время сплав Э635 применяется для изготовления направляющих каналов (НК), центральных труб (ЦТ) и уголков силового каркаса в ТВСА, а также НК и ЦТ в ТВС-2 реакторов ВВЭР-1000. Достаточно представительно опробован сплав и для оболочек твэлов.

В докладе отмечены наиболее важные этапы освоения и внедрения сплава Э635 в конструкции ТВС, рассмотрены положительные моменты применения сплава в качестве материала конструктивных элементов активной зоны реактора ВВЭР-1000 и приведены основные результаты послереакторных исследований оболочек твэлов, труб НК, ЦТ и уголков из этого сплава.

Применительно к перспективным топливным циклам показаны направления работ по совершенствованию сплава Э635 и изделий из него с целью повышения их надёжности при эксплуатации.

**Экспериментальное исследование коррозионной стойкости  
сплавов на основе никеля во фторидных расплавах**

А.Л. Жеребцов<sup>1</sup>, Ю.Н. Зуев<sup>1</sup>, В.Г. Субботин<sup>1</sup>, А.Д. Торопов<sup>1</sup>, И.П. Гнидой<sup>2</sup>,  
В.В. Игнатъев<sup>2</sup>, А.И. Суренков<sup>2</sup>, В.В. Сагарадзе<sup>3</sup>, В.К. Афоничкин<sup>4</sup>

<sup>1</sup>РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск (btk@five.ch70.chel.su)

<sup>2</sup>РНИЦ-Курчатовский институт, Москва

<sup>3</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург

<sup>4</sup>ИВТЭХ УрО РАН, Екатеринбург

Для обоснования концепции жидкосолевого реактора (ЖСР) - пережигателя актинидов, необходима экспериментальная проверка конструкционных материалов на совместимость с расплавносолевым топливным носителем в условиях, отвечающих режиму работы топливного контура. В рассматриваемой системе «конструкционный



материал-расплав» интенсивность их взаимодействия определяется следующими основными факторами: катионным составом расплава, температурой и температурным градиентом в контуре циркуляции, составом и структурным состоянием конструкционного материала, содержанием в расплаве активных в коррозионном отношении примесей (продуктов деления и продуктов коррозии конструкционных материалов, атмосферных окислителей). На это указывают и полученные ранее в ORNL и РНЦ КИ результаты испытаний конструкционных материалов в расплавносолевых уран-ториевых композициях на основе  $\text{LiF-BeF}_2$ .

В нашем случае для проверки совместимости конструкционных материалов с расплавом был выбран расплавносолевой топливный растворитель, представляющий собой тройную эвтектическую смесь состава:  $58\text{NaF-15LiF-27BeF}_2$  (мол.%). Этот растворитель имеет приемлемую для ЖСР температуру плавления ( $480\text{ }^\circ\text{C}$ ), достаточно высокую растворимость топливной добавки  $\text{PuF}_3$  (1.33 мол.% при  $550\text{ }^\circ\text{C}$ ), и ранее в термоконвекционных петлях не исследовался. В качестве кандидатных конструкционных материалов для топливного контура ЖСР были взяты сплавы на основе никеля: сплав ХН80МТЮ (разработка РНЦ КИ и НИИЧЕРМЕТ, Россия), ХН80М-ВИ (аналог Хастеллоя-Н, модифицированного Nb, разработка США), МОНИКР (разработка ШКОДА, Чехия). Структурное состояние и прочностные характеристики этих сплавов как до, так и после испытаний были детально исследованы.

В докладе представлена методология и результаты испытаний никелевых сплавов в неизотермических условиях с циркуляцией расплава, которые реализовывались в термоконвекционной петле. Температура расплава в горячей зоне петли составляла  $\sim 700\text{ }^\circ\text{C}$ , в холодной  $\sim 600\text{ }^\circ\text{C}$ . Расплав со скоростью  $\sim 5\text{ см/с}$  непрерывно в течение 1200 часов циркулировал в петле, где размещались образцы исследуемых материалов. В процессе испытаний не реже одного раза в сутки велись измерения редокс-потенциала циркулирующего расплава, и периодически производился отбор проб для химического анализа состава соли.

В результате испытаний имело место снижение массы образцов, экспонированных в горячем участке петли, но во всех случаях они были достаточно малы. Скорости равномерной коррозии образцов всех трех сплавов, испытанных при температуре  $650\text{-}700\text{ }^\circ\text{C}$ , лежат в интервале  $3\text{-}19\text{ мкм/год}$ . В имеющихся условиях испытаний склонности к межкристаллитной коррозии не обнаружено ни у одного из исследуемых сплавов.

Дополнительно образцы сплава ХН80М-ВИ экспонировались в расплаве вышеуказанного состава с добавкой трифторида плутония ( $\sim 0.5\text{ мол.}\%$ ) в течение 100, 220 и 400 часов. Заметного изменения в коррозионном поведении сплава из-за присутствия в расплаве топливной добавки не обнаружено.

**The Influence of Cold-work Level on the Irradiation Creep of  
AISI 316 Stainless Steel Irradiated as Pressurized Tubes in  
the FFTF and EBR-II Fast Reactors**

F. A. Garner and E. R. Gilbert  
Pacific Northwest National Laboratory: 902 Battelle Boulevard,  
P8-15 Richland, WA, 99354 (frank.garner@pnl.gov)

Development of dimensional change correlations for both fission and fusion service requires either a very large amount of relevant data covering all potential material and environmental conditions, or application of derived insight on broadly-applicable principles to a more limited amount of data. Previous studies have shown that irradiation creep is much less directly responsive to material and environmental variables, other than being directly dependent on the stress level, with most of its sensitivities at higher exposure levels arising directly and proportionately from the sensitivities of void swelling.

In a continuing attempt to better define the sensitivities of irradiation creep before swelling and its relationship to void swelling after it commences, previously unpublished data sets are being examined to test the generality of earlier proposed relationships. In the current effort the focus is on the dependence of irradiation creep on cold-work level.

In an earlier study on titanium-modified 316 stainless steel irradiated in FFTF it was shown that at relatively low irradiation temperatures (~400 °C) irradiation creep was essentially independent of cold-work level. At higher temperatures this trend was maintained until thermal creep began to assert itself, whereupon the stored energy at higher cold-work levels caused earlier breakdowns in creep resistance and produced a non-linear stress dependence.

In order to test the generality of this conclusion the results of four earlier unpublished experiments conducted in the EBR-II fast reactor on pressurized tubes of AISI 316 stainless steel have been analyzed. While the onset of swelling is dependent on the cold-work level at 400, 425 and 480 °C, the post-transient irradiation creep is not dependent on cold-work. If the tube heats up and reaches pressures on reactor start-up that generate stresses above the yield stress of unirradiated steel, then plastic strains occur, but the post-transient strain rate is identical to that associated with material that did not exceed the yield stress on start-up.

At temperatures above ~540°C the influence of thermal creep and stored energy begin to assert themselves, with creep rates accelerating with increasing cold-work levels and becoming non-linear with stress level.

Based on these and more fragmentary data sources, it appears safe to assume that post-transient irradiation creep can be considered to be relatively independent of cold-work level, especially for lower temperature applications such as those experienced in light water reactors or anticipated for ITER.

**О корреляции вызванной облучением склонности к межкристаллитной коррозии аустенитной нержавеющей стали 12X18Н9Т с содержанием хрома на границах зерен**

В.А. Печенкин, С.Н. Иванов, И.А. Степанов, С.И.,  
Поролло А.М. Дворяшин  
ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского,  
Обнинск, Российская Федерация (var@ippe.ru)

В настоящее время считается, что обеднение границ зерен хромом, вызванное радиационно-индуцированной сегрегацией, является основным фактором склонности к межкристаллитной коррозии, а также ускорения коррозионного растрескивания под напряжением облученных аустенитных нержавеющей сталей.

В данной работе проведены испытания по методу Штрауса на склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) образцов из аустенитной нержавеющей стали 12X18Н9Т, облученной в быстром реакторе БР-10 повреждающими дозами 0,64, 10 и 33,1 сна при температурах 350, 350 и 400 °С, а также образцов необлученной стали. Максимальная глубина МКК составила соответственно 0, 320 и 640 мкм. После отжига в течение 2 часов при температуре 600 °С стали, облученной максимальной повреждающей дозой, максимальная глубина МКК составила 180 мкм. Проведено моделирование радиационно-индуцированной сегрегации Cr на границах зерен в условиях облучения и его десегрегации в условиях отжига. Электронно-микроскопически исследована микроструктура стали 12X18Н9Т в исходном состоянии, после облучения и отжига для выяснения влияния состояния матрицы и границ зерен на склонность стали к МКК. Обнаружено, что границы зерен облученной до дозы 33,1 сна при температуре 400°С стали декорированы практически непрерывной цепочкой (со степенью заполнения ~80÷90%) выделений в основном радиационно-индуцированной G-фазы, которые не полностью растворились в течение проведенного отжига. Показано, что наблюдаемые после облучения и отжига особенности МКК связаны не только с содержанием Cr на границах зерен, но и с присутствием на них выделений. Проведено сравнение с результатами исследования на склонность к МКК той же стали, облученной в реакторе БН-350 при более низких температурах 280÷330 °С повреждающими дозами до 30 сна.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-17278).

### Кинетика и термодинамика процессов радиационно-ускоренной взаимной диффузии в системе в материалах атомной техники

О.С. Шишкина, Е.А. Смирнов  
Московский инженерно-физический институт  
(государственный университет), Москва ( ShOISE@yandex.ru)

С использованием ранее полученных данных [1] проанализированы особенности и закономерности процессов радиационно-ускоренной взаимной диффузии (РСВД) в сплавах на основе *Zr, Ti* и *Pu*. Оценка РСВД характеристик проведена с помощью впервые предложенного модифицированного уравнения Даркена:

$$D_{РСД}^{\alpha} = R(C_{Zr} D_{\alpha-Zr}^{*Nb} K_{ret} + C_{Nb} D_{\alpha-Zr}^{*Zr} K_{acc}) g_{RM}^{\alpha}$$

Здесь,  $R$  – коэффициент радиационного ускорения диффузии (РУД) [2];

$K_{ret}$  и  $K_{acc}$  – коэффициенты примесного замедления или ускорения РСВД процессов, полученные в рамках модели, учитывающей взаимодействия вакансии-примесный атом в приближении разбавленных твердых растворов [1].

$$K_{ret} = \frac{1}{\sqrt{1+G}} \text{ и } K_{acc} = \frac{2+G}{2\sqrt{1+G}}, \text{ где } G = zC_i \exp(E_b / kT)$$

$E_b$  – энергия связи;  $g_{RM}$  – радиационно-модифицированный термодинамический множитель, рассчитанный с учетом недиагональных коэффициентов Онзагера и с использованием методики, представленной в [3].

Результаты расчетов находятся в удовлетворительном согласии с экспериментальными и расчетными данными по радиационно-ускоренной самодиффузии в *Zr, Ti* и *Pu* [2,4,5].

#### Литература

1. Е.А.Смирнов, “Вопросы атомной науки и техники”. сер.”Материаловедение и новые материалы”, 2004, 2(63), стр.36-45.
2. Е.А.Smironov, А.А.Shmakov, Diffusion in Materials//Defect and Diffusion Forum, 2001, v. 194-199, part 2, p.1451-1456.
3. А.А.Turkin, А.V.Buts, А.S.Bakai. J.Nucl. Materials, 2002,v.305, p.134-152
4. Е.А.Смирнов, К.Е.Смирнов, А.А.Портнов. Радиационная стойкость материалов атомной техники. М.: Энергоатомиздат, 1989, стр.61-73.
5. Е.А.Смирнов, Тез. Докладов Шестого Международного Уральского Семинара “Радиационная физика металлов и сплавов”, Снежинск, 2005, стр.92

### Технологические проблемы совершенствования конструкционных материалов быстрого реактора большой мощности

В.В.Чув, М.В. Баканов  
Белоярская АЭС, г.Заречный (post@bnpp.x-atom.ru)

Достижение глубокого выгорания топлива является одним из важнейших условий повышения экономических показателей коммерческих реакторов. Решение этой проблемы сдерживается рядом факторов. Одним из важнейших факторов, ограничивающим повышение выгорания топлива, является отсутствие достаточно надежных конструкционных материалов тепловыделяющих сборок, работоспособных

при высоких повреждающих дозах. Разработка и улучшение материалов нацелены главным образом на обеспечение работоспособности оболочечных и чехловых материалов реакторных сборок при параметрах, обусловленных требованиями эксплуатации коммерческого реактора.

В докладе представлен обзор результатов послереакторных исследований служебных свойств конструкционных материалов реактора БН-600. На основе анализа факторов, обуславливающих работоспособность реакторныхборок, рассмотрены основные проблемы повышения радиационной стойкости материалов.

### Отжиг радиационных дефектов после низкотемпературного электронного облучения урана

В.Л.Арбузов\*, С.Е.Данилов\*, А.Е.Давлетшин\*, Ю.Н.Зуев\*\*

\* Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия.(arbuzov@imp.uran.ru)

\*\* Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИ ТФ, Снежинск, Челябинской области

Особенности строения актиноидов, в том числе и урана, полиморфизм их кристаллических структур, высокая чувствительность фазовых модификаций к легирующим добавкам, большая анизотропия физико-механических свойств, склонность к окислению – все это представляет большую сложность для экспериментальных исследований, а с другой стороны имеет большое научное значение для физики металлов и сплавов. Сложная внутренняя структура и свойства урана могут влиять на поведение точечных дефектов. Влияние облучения, нейтронного и ионного на специфические радиационные эффекты в уране (радиационный рост, газовое распухание, охрупчивание и т.д.) давно и подробно исследовано, начиная с пятидесятых годов. Однако, поведение точечных дефектов исследовалось мало и до конца неясно.

В данной работе методом остаточного электросопротивления был исследован отжиг радиационных дефектов в уране после облучения при 70 К электронами с энергией 5 МэВ. Отжиг проводился в среде очищенного гелия со средней скоростью 1 К/мин. В качестве образцов использовался уран после медленного охлаждения из альфа-фазы. Часть этих образцов была пластически деформирована при комнатной температуре ( $\epsilon = 12\text{--}40\%$ ). Другие образцы были закалены со скоростью около 100 К/сек. из бета-фазы.

Выявлена сложная субструктура спектров отжига радиационных дефектов. Имеются узкие пики отжига при температурах около 77 К, 125 К, 170 К, 300 К и более размытые около 220 К и 450 К.

Наблюдаются определенные закономерности этой субструктуры. С увеличением степени деформации растет амплитуда пика при 77 К и падает амплитуда пика при 170 К. На остальных пиках зависимости от степени деформации практически нет. На закаленном из бета-фазы уране амплитуда первых трех пиков существенно меньше,

чем на спектрах отжига других образцов, а амплитуда пиков при 220 К и 300 К наоборот выше чем у других.

Обсуждаются механизмы отжига радиационных дефектов и выявленные закономерности изменений субструктуры спектров отжига в уране.

Работа была выполнена при частичной поддержке по гранту РФФИ № 07-08-00080-а.

### **Fatigue Behaviour of Ferritic-Martensitic Steels in a 590 MeV Proton Beam**

Pierre Marmy  
CRPP-PSI, Technologie des matériaux, CH-5232 Villigen-PSI,  
Switzerland (pierre.marmy@psi.ch)

Structural materials used in the first wall of fusion reactors will be stressed and deformed under simultaneous bombardment with high energy neutrons. In most investigations, material specimens are first statically irradiated and then only tested after irradiation, in a convenient laboratory. This usual method does not consider the mutual effects of irradiation and plastic deformation. In this work we present and discuss the results obtained in the past years in three different ferritic-martensitic steels tested *in situ* and compare them to those obtained in unirradiated and post irradiation tested material. The experiments were conducted into a 590 MeV proton beam line, using a specially dedicated *in situ* device [1]. In steels, the protons produce helium and hydrogen by spallation reactions at levels of 195 and 956 appm per dpa, respectively. The irradiation structure and the corresponding mechanical effects are similar to the ones observed after neutron irradiation [2].

The materials tested to doses up to 0.2 dpa were three candidate materials of the European fusion programme, the Manet II, the F82H and the Eurofer 97. The main difference observed in terms of the mechanical behaviour was the clear reduction of the irradiation hardening. The observed irradiation hardening appeared to be controlled by the ratio of the dose rate and the strain rate. The fatigue lives of the in-beam specimens were shorter as compared to the post-irradiation tested and unirradiated specimens. Specimens tested with a tensile hold time showed a significant life reduction. The three investigated materials have a similar chemical analysis and microstructure. Nevertheless the behaviour of the Manet II steel was found to be different because the fatigue endurance was showing a temperature dependency. The steel was also very sensitive to previous cyclic plastic deformation imposed to the specimen before the irradiation. In this work, the possible mechanisms leading to the observed embrittlement will be reviewed and the various aspects of the microstructure observed in transmission electron microscopy, in the different material conditions will be described.

#### **References**

1. Marmy, P., et al., PIREX II- A new irradiation facility for testing fusion first wall materials. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, 1990. **B47**: p. 37-47.
2. Green, W.V., M.P. Victoria, and S.L. Green, Simulation by Medium Energy Proton Irradiation. Journal of Nuclear Materials, 1985. **133-134**: p. 58-63.

**Получение дисперсно-упрочненных оксидами реакторных аустенитных сплавов на основе Fe-Ni инвара, легированного Ti и Zr**

А.В. Литвинов, В.А. Шабашов, В.В. Сагарадзе, К.А. Козлов,  
Н.Ф. Вильданова, В.И. Воронин  
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (litvinov@imp.uran.ru)

В работе решалась задача конструирования дисперсно-упрочненных оксидами (oxide dispersion strengthened – ODS) модельных аустенитных сплавов для реакторов на быстрых нейтронах. С помощью мессбауэровской спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и ТЭМ изучены особенности механохимического растворения малоустойчивых оксидов металлов с формированием металлических твердых растворов и последующим выделением вторичных нанооксидов. С использованием предложенного в работе [1] нового подхода к созданию ODS-сплавов реализованы деформационно-индуцированные фазовые переходы в смесях {Fe-Ni-Me (Me = Ti, Zr) + Me<sub>x</sub>O<sub>y</sub> (Me = Fe, Cu)} при сдвиге под давлением в наковальнях Бриджмэна и размоле в планетарной шаровой мельнице.

Показано, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) со степенью  $\varepsilon = 7$  и последующий отжиг систем «сплав-оксид железа Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>» формирует ODS-сплав с нанокристаллической структурой, насыщенной дисперсными включениями оксидов Fe, Ti и Zr, являющихся продуктами механохимических реакций. В случае применения оксида меди CuO ИПД ( $\varepsilon = 4...7$ ) приводит к динамическому растворению оксида металла и образованию вторичных оксидов железа (Fe<sub>3-y</sub>O<sub>4</sub> и Fe<sub>1-x</sub>O) и нанооксидов титана и циркония.

Кинетика процесса зависит от степени деформации: при ее возрастании активизируется формирование оксидов третьего элемента в сплаве при существенном ослаблении образования оксидов железа вследствие протекания окислительно-восстановительных реакций, в результате которых кислород мигрирует к более химически активным элементам – Ti и Zr. Рентгеновское и электронно-микроскопическое исследования подтвердили существование в структуре полученных сплавов частиц нанооксидов титана и циркония.

Работа поддержана грантами Президиума РАН по наноматериалам (№ 20), фонда ОАО «ММК и Аусфер» (№ 29-05-03) и РФФИ (№ 04-02-16053).

**Литература**

1. В.В. Сагарадзе, А.В. Литвинов, В.А. Шабашов и др. ФММ 2006, т. 101, вып. 6, 629







## **IV. Физические свойства и дефекты атомного масштаба в актинидах и их сплавах**

Тематика секции обусловлена необходимостью проведения систематических, многосторонних исследований актинидов и их сплавов, в том числе, делящихся, свойства которых определяются, в первую очередь, особенностями электронной структуры и дефектами, наведенными самооблучением. Эти материалы, относящиеся к системам с сильными электронными корреляциями, слишком сложны, чтобы можно было ограничиться фрагментарными сведениями, полученными из тех или иных физических, физико-механических, металлографических или динамических экспериментов, выполненных на нескольких, более или менее случайно выбранных образцах. Именно, поэтому в Программу секции включены доклады, посвящённые исследованию свойств делящихся актинидов и их модельных аналогов, находящихся в различных термодинамических состояниях, механизмов фазовых превращений в них, выявлению особенностей их электронных состояний, взаимосвязи кристаллической структуры, электронных и магнитных свойств актинидов и их соединений, проблемам их старения, радиационной стабильности, отклика на динамические и ударные внешние воздействия.



**AnFe<sub>x</sub>Al<sub>12-x</sub> (A=U, Np, Pu; 4<x<7): A Case Study of Magnetism in Actinide Intermetallic Compounds**

A.P. Gonçalves\* and M.Almeida\*

\*Dep. Química, Instituto Tecnológico e Nuclear/CFMC-UL,  
P-2686-953 Sacavém, Portugal (apg@itn.pt)

The magnetic and other electronic properties of light-actinide intermetallic compounds are characterized by a partially occupation of the 5f-electron states. In contrast with the lanthanides, where the 4f-electrons are usually deeply implanted in the core of the atoms, these electrons are mainly delocalized. The magnetic properties of light-actinide intermetallic compounds are also determined by a strong spin-orbit interaction, which provides a powerful connection between the direction of the electron moments and the crystal structure. This leads to a large diversity of magnetic behaviours, as the nature of the light-actinide 5f electrons can be strongly affected by external variables like crystal structure type, nature of the nearest-neighbour atoms, magnetic field, pressure, etc.

U-Fe-Al phase diagram investigations have shown that there is a broad solubility range in the ThMn<sub>12</sub>-type structure, which extends from UFe<sub>3</sub>Al<sub>9</sub> to UFe<sub>7</sub>Al<sub>5</sub> at 850°C [1]. Moreover, phase relation studies indicated congruent melting between UFe<sub>3.8</sub>Al<sub>8.2</sub> and UFe<sub>5.8</sub>Al<sub>6.2</sub> compositions, which permits the growth of large single crystals suitable for a deeper characterization of their physical properties. The U atom can also be substituted by another actinide, like Np or Pu, and the coupling between the Fe and 5f-element magnetic sublattices is expected to change due to a higher localisation of the 5f-electrons in the heavier actinides. This can lead to a significant lower magnetic interaction and to different magnetic structures. The possibility of a considerable change of the composition in this family of compounds allows a deep study of the influence of the actinide and the neighbour elements on their magnetism, making this series a case study of magnetism in actinide intermetallic compounds.

This communication reports results on a systematic study of the UFe<sub>x</sub>Al<sub>12-x</sub> and (U,Np,Pu)Fe<sub>4</sub>Al<sub>8</sub> ternary compositions, with a detailed investigation of the preparation conditions and their influence on the phase homogeneity, crystal site occupancy and magnetic properties. Crystal structure refinements show that the variation of the UFe<sub>x</sub>Al<sub>12-x</sub> cell parameters with composition gives a clear hint on the different Fe occupations. Magnetization, electrical resistivity and neutron diffraction measurements, together with band structure calculations, point to complex magnetic structures of the UFe<sub>x</sub>Al<sub>12-x</sub> and (U,Np,Pu)Fe<sub>4</sub>Al<sub>8</sub> compounds, with a strong coupling between the actinide and Fe [2,3].

The dramatic influence of the final composition and crystal structure on the magnetic properties of these ternary compounds is emphasized, demonstrating the extra care needed in the preparation conditions for this type of materials.

**References**

1. A.P. Gonçalves, H. Noël, *Intermetallics* **13** 580 (2005).
2. M.Kuznietz et al., *Physical Review B* **60** 9494 (1999).
2. A.P. Gonçalves et al., *J. Physics: Condensed Matter* **17** 909 (2005).

## **Thermoelectric Energy Converters Based on Anomalous Rare Earth Materials**

E. Clementyev, A. Mirmelstein, O. Kerbel  
Russian Federal Nuclear Center – Institute of Technical Physics,  
Snezhinsk, Russia (e\_clementyev@mail.ru)

Strongly correlated electron systems demonstrate dramatic anomalies of physical properties reflecting a very peculiar type of the ground state. In particular, the Seebeck coefficient of rare earth intermetallics is highest among metals which makes them promising materials for the thermoelectric (TE) applications [1]. Cerium and Ytterbium-based compounds are capable of direct energy conversion from heat to electricity and vice versa. The current market niche for the TE materials includes both refrigerators and power generators of small and medium power. The main goal of the present work was to improve the power factor of the TE devices compared to the best semiconductor-based ones and keep rather high conversion efficiency. In order to increase the power factor we explored heterogeneous systems. One component of the composite TE devices is an anomalous rare earth system; another component is a simple metal. We report on the measurements of the Seebeck coefficient, thermal conductivity and electrical resistivity in promising TE material. The performance of the rare-earth based composites is discussed versus the best semiconductor devices.

### **References**

1. G.D. Mahan, in: Solid State Physics vol. 51, ed. by H. Ehrenreich and F. Saepen (Academic Press, San Diego, 1998).

## **Влияние внешнего и химического давления на структуру промежуточно-валентного соединения CeNi**

A. Mirmelstein<sup>\*</sup>, E. Clementyev<sup>\*</sup>, A. Kutepov<sup>\*</sup>, V. Voronin<sup>\*\*</sup>, I. Berger<sup>\*\*</sup>, V. Shchennikov<sup>\*\*</sup>,  
Yu. Akshentsev<sup>\*\*</sup>, D. Kozlenko<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup> Institute of Technical Physics, Snezhinsk 456770, Russia (btk@five.ch70.chel.su)

<sup>\*\*</sup> Institute for Metal Physics, Russian Academy of Sciences, 620041 Ekaterinburg GSP-170, Russia

<sup>\*\*\*</sup> Frank Laboratory of Neutron Physics, JINR, Dubna 141980, Russia

The study of mechanisms of the transitions between different structural modifications for the materials with almost empty or almost filled  $f_{5/2}$ -electronic configurations may provide a new insight into the origin of their ground-state properties, especially in the case if the structural transitions involve volume discontinuity driven by electron correlation effects. The intermediate-valence compound CeNi exhibits anomalous behavior of many physical properties including the first-order structural phase transition with volume discontinuity [1,2] and well-defined ground-state coherent effects in the magnetic response function observed by the inelastic neutron scattering technique [3]. Thus, CeNi is an attractive model system to investigate the influence of the coherent effects on the mechanism of the volume-collapse phase transitions. However, the structure of the high pressure phase remains unknown and

the  $P$ - $T$  phase diagram is established only at relatively low pressures ( $< 0.8$  GPa) and temperatures ( $< 150$  K).

The aim of the present work is to determine the structure of the high-pressure phase of CeNi. We report the results of neutron powder diffraction study of structural modifications in CeNi induced by either chemical (negative for  $Ce_{1-x}La_xNi$ ,  $0 < x < 1$ , and positive for  $Ce_{1-x}Lu_xNi$ ,  $0 < x < 0.4$ ) or external pressure up to 5 GPa. The results obtained are used for electronic structure calculations of CeNi in terms of the spin-polarized relativistic density functional theory in generalized gradient approximation.

#### References

1. D. Gignoux and J. Voiron, Phys. Rev. B **32** (1985) 4822.
2. D. Gignoux et al., JMMM **70** (1987) 388.
3. E. Clementyev et al., Phys. Rev. B **61** (2000) 6189.

### **Нейтронная спектроскопия эффектов кристаллического поля при аморфизации: особенности локальной структуры и термодинамики**

П.А. Алексеев\*, В.Н. Лазуков\*, Й.-Б. Зук\*\*, М.Н. Хлопкин\*, В.Г. Орлов\*,  
Е.С. Клементьев\*\*\*, И.П. Садиков\*

\*РНЦ Курчатовский институт, 123182 Москва, Россия (paval@issph.kiae.ru)

\*\*Technische Universitat Chemnitz-Zwckau, Institut fur Physik,

D09107 Chemnitz, Federal Republic of Germany

\*\*\*РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия

На примере стехиометрического интерметаллического соединения  $PrNi_5$  в аморфном и структурно-упорядоченном состояниях исследована взаимосвязь между макроскопическими свойствами, спектром возбуждений  $f$ -электронов и микроструктурой. С этой целью выполнены термодинамические, дифракционные и нейтронно-спектроскопические эксперименты на ряде образцов  $PrNi_5$  и  $LaNi_5$  в кристаллическом, аморфном состояниях, и на различных стадиях структурной релаксации. Проанализированы соответствующие различным состояниям интерметаллида, спектры динамического магнитного отклика, структура которых определяется характером расщепления основного мультиплета редкоземельного иона в локальном кристаллическом поле.

На основании полученных результатов предложена феноменологическая модель для описания структуры аморфного интерметаллида и непротиворечивого объяснения всей совокупности экспериментальных данных. Показано, что для описания локальной структуры аморфной фазы учет распределения угловых параметров (нарушение локальной симметрии) не менее важен, чем учет распределения по межатомным расстояниям. Используя развитые представления, удается понять природу изменения теплоемкости и усиления тенденции к ферромагнетизму в  $PrNi_5$  при аморфизации.

Нейтронные эксперименты на различных стадиях отжига исходно аморфной системы продемонстрировали достаточно резкий переход от разупорядоченной к упорядоченной локальной структуре, которая подобна структуре полностью релаксированного кристалла.

### **Magnetic Properties of the Uranium Compounds**

Wojciech Suski<sup>\*\*</sup>

<sup>\*</sup>International Laboratory of High Magnetic Fields and Low Temperatures,  
P.O.Box 4714, 50-985 Wrocław 47, Poland

<sup>\*\*</sup>Polish Academy of Sciences, W.Trzebiatowski Institute of Low Temperature and Structure  
Research, P.O.Box 1410, 50-950 Wrocław 2, Poland (w.suski@int.pan.wroc.pl)

In 1952, W.Trzebiatowski et al. [1] reported that the uranium trihydride and trideuteride are ferromagnetic below about 180 K. This discovery was an absolute surprise because the uranium metal is nonmagnetic (paramagnetic). Since this event, more than few hundred uranium intermetallic and semimetallic compounds appeared to be magnetically ordered (for Ref.see e.g.[2]). Their magnetic and related properties have been examined by several complementary methods; however one cannot establish firmly if the localized or itinerant  $5f$  electrons are responsible for mysterious behavior of these materials. Additional complication arises from the interaction of the  $5f$  electrons with the band states resulting in strong hybridization, heavy fermion, Kondo lattice or mixed valence state.

Below we are going to review some most intriguing features of the uranium compounds investigated partly in our laboratories. We will describe complicated magnetic phase diagram of the UAs-USE system, then the coexistence of ferromagnetism and superconductivity observed under pressure in UGe<sub>2</sub> and related compounds, assumed mixed valence state in some ternary intermetallics and possible heavy fermion state in the UCu<sub>8+x</sub>Al<sub>8-x</sub>. Finally we discuss some useful features of UFe<sub>10</sub>Si<sub>2</sub>.

#### **References**

- 1.Trzebiatowski W., Śliwa A., Staliński B., Roczniki Chem. **26**, 110 (1952).
2. Troć R., in: Landolt-Börnstein Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology, New Series, Group III: Condensed Matter, Vol.27 B6α, Springer ,2005, pp.1-444; Vol.27. B6β, Springer, 2006, in press.

**Inelastic Neutron Scattering Study of Spin Polarons and Intrinsic Electronic Inhomogeneity in the Highly Correlated Perovskite Materials**

A. Podlesnyak<sup>1,2</sup>, K. Conder<sup>3</sup>, E. Pomjakushina<sup>2,3</sup>, P. Allenspach<sup>3</sup>,  
A. V. Mirmelstein<sup>4</sup> and D. I. Khomskii<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Hahn-Meitner-Institut, SF2, Glienicker Straße 100, Berlin 14109, Germany  
(andrei.podlesnyak@hmi.de)

<sup>2</sup>Laboratory for Neutron Scattering, ETHZ & Paul Scherrer Institute,  
CH-5232 Villigen PSI, Switzerland

<sup>3</sup>Laboratory for Developments and Methods, Paul Scherrer Institute,  
CH-5232 Villigen PSI, Switzerland

<sup>4</sup>Institute of Metal Physics RAS, GSP-170, 620041 Ekaterinburg, Russia

<sup>5</sup>II Physikalisches Institut, Universität zu Köln, Zùlpicher Straße 77, 50937 Köln, Germany

It now becomes more and more clear that an interplay between charge, orbital and spin degrees of freedom as well as effects of intrinsic electronic inhomogeneity are responsible for intriguing and rewarding properties of highly correlated systems, such as high- $T_C$  cuprate superconductors [1] and colossal magnetoresistance manganites [2]. A key aspect of cobalt oxides, which comes on the top of the conventional degrees of freedom, is the possible variety of the spin-states of the Co ions. Therefore, strongly correlated cobalt-based perovskite materials represent a unique system that allows studying the major open problems in this field.

Hole-doped lanthanum cobalt oxides  $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{CoO}_3$  show a spin-glass ( $x < 0.18$ ), a cluster-glass ( $0.18 < x < 0.5$ ) and a ferromagnetic metallic state ( $x > 0.5$ ) at low temperatures [3]. So far, most of the investigations are concentrated on the middle- and high-level doped system  $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{CoO}_3$ ,  $x > 0.1$ . However, already the lightly doped material  $x \sim 0.002$  (i.e. with the estimated concentration of two holes per thousand  $\text{Co}^{3+}$  ions) exhibits paramagnetic properties at low temperatures, in strong contrast to the parent diamagnetic insulator  $\text{LaCoO}_3$ . The few embedded spins in a nonmagnetic background would give order of magnitude smaller magnetic susceptibility than observed [4,5]. With this controversy in mind, we undertake an inelastic neutron scattering (INS) study of  $\text{La}_{1-x}\text{Sr}_x\text{CoO}_3$  to determine magnetic excited states of  $\text{Co}^{3+}$ . Firstly, using the INS technique, we identified the energy levels of the thermally excited states of  $\text{Co}^{3+}$  ions in both  $\text{LaCoO}_3$  [6] and  $\text{La}_{0.998}\text{Sr}_{0.002}\text{CoO}_3$  [5]. Further, we analyze a model of the localized magnetic polarons with unusually high spin number, which introduce an intrinsic electronic inhomogeneity and can be a precursor of the ferromagnetic metallic state upon further doping. We propose that holes introduced in the LS state of  $\text{LaCoO}_3$  by replacing the trivalent  $\text{La}^{3+}$  ions with divalent  $\text{Sr}^{2+}$  ions are extended over the neighboring Co sites, forming thus magnetic polaron and transforming all the involved Co ions (e.g. 8 per each Sr) to the high-spin state. The concept of such magnetic polaron in a diamagnetic matrix and intrinsic inhomogeneity in a spontaneously phase-separated system could be a key in understanding the peculiar properties of strongly correlated cobalt based perovskite materials.

This work was supported by the Swiss National Science Foundation through the SCOPES grant IB7320-110859/1.

### References

1. V. J. Emery, S. A. Kivelson and H. Q. Lin, *Phys. Rev. Lett.* **64**, 475 (1990).
2. E. Dagotto, in: *Nanoscale Phase Separation and Colossal Magnetoresistance*, Springer-Verlag, Berlin, 2002.
3. M. A. Señaris-Rodríguez and J. B. Goodenough, *J. Solid State Chem.* **118**, 323 (1995).
4. S. Yamaguchi, Y. Okimoto, H. Taniguchi, and Y. Tokura, *Phys. Rev. B* **53**, R2926 (1996).
5. A. Podlesnyak, K. Conder, E. Pomjakushina, A. Mirmelstein, P. Allenspach and D. I. Khomskii, submitted to: *J. Magn. Magn. Mater.*
6. A. Podlesnyak, S. Streule, J. Mesot, M. Medarde, E. Pomjakushina, K. Conder, A. Tanaka, M. W. Haverkort and D. I. Khomskii, cond-mat/0505344.

## Магнитоупругость урановых интерметаллидов UCoAl и UFe<sub>2</sub>

Н.В. Мушников\*, А.В. Андреев\*\*

\*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,  
Россия (mushnikov@imp.uran.ru)

\*\* Институт физики Чешской АН, Прага, Чешская Республика

Среди большого разнообразия урановых интерметаллидов наиболее необычными свойствами обладают те из них, в которых происходит компенсация магнитных взаимодействий. Находясь вблизи области перехода между различными магнитными состояниями, такие соединения оказываются очень чувствительными к легированию, приложению внешнего давления или магнитного поля. При этом совокупность их магнитных свойств зачастую оказывается уникальной. В данной работе особенности магнитного поведения  $5f$ -электронных систем, проявляющих состояние магнитных  $f$ -электронов, промежуточное между локализованным и делокализованным, проиллюстрировано на примере двух интерметаллических соединений.

В UCoAl вследствие тонкого баланса между ферро- и антиферромагнитными взаимодействиями в подсистеме урана реализуется состояние обменно-усиленного парамагнетизма Паули и наблюдается редкое явление зонного  $5f$ -метамагнетизма [1]. Эксперименты по легированию в рамках различных подрешеток, а также исследованию намагниченности под давлением, выполненные на монокристаллических образцах, позволили нам установить роль изменения межатомных расстояний и электронной концентрации в формировании магнитных свойств данного соединения. На основе сравнительного изучения монокристаллов нестехиометрического состава получена информация о влиянии нарушения кристаллографического порядка на зонный метамагнетизм данного интерметаллида.

Кубический интерметаллид UFe<sub>2</sub> уникален тем, что в нем происходит компенсация спинового и орбитального момента урана. Дополнительно, магнитокристаллическая анизотропия компенсируется магнитоупругим вкладом в анизотропию [2]. Нами исследовано влияние замещения урана немагнитным лютецием на магнитные и магнитоупругие свойства монокристаллов таких соединений. Разбавление магнитной подрешетки урана приводит к нарушению компенсации магнитной анизотропии, в результате чего изменяется направление оси



легкого намагничивания. При этом исчезают спонтанные магнитоупругие искажения решетки, но сохраняется большая анизотропная магнитострикция в магнитном поле.

#### Литература

1. Sechovský V., Havela L., in: Handbook of magnetic materials, ed. Buschow K.H.J.), Elsevier, Amsterdam, 1998, vol. 11, p. 1 Author A.U., Snezh. Rev. **23**, 983 (1995)
2. Andreev A.V., Levitin R.Z., J. Alloys Comp. **337**, 18 (2002).

### **Electronic structure of actinides seen by photoelectron spectroscopy and magnetic properties**

L. Havela\* and A.B. Shick\*\*

\*Charles University, Faculty of Mathematics and Physics, Ke Karlovu 5, 121 16 Prague 2, Czech Republic (havela@mag.mff.cuni.cz)

\*\* Institute of Physics, Academy of Sciences of the Czech Republic. Prague 8, Czech Republic

It is generally accepted that light actinides (Th-Pu) exhibit an itinerant character of the  $5f$  electronic states, whereas a  $5f$  localization takes place in the actinide series from Am onwards. The Mott transition with all the complexities of many body physics happens therefore between Pu and Am. This scheme is clearly reflected in magnetic behaviour of pure actinide elements, which are weak (Pauli) paramagnets up to Pu and localized atomic magnetism appears from Am onwards. Consistently, Am is a Van Vleck paramagnet due to its  $5f^6$  configuration, and magnetic order starts only at Cm, which is antiferromagnet. But one cannot simply associate occurrence of magnetic moments with the full  $5f$  localization. Whole magnetism of intermetallic compounds of U is essentially a band magnetism based on fulfilment of the Stoner criterion in the narrow  $5f$  band, tuned by the modifications of U-U spacing and  $5f$ -ligand hybridisation. In this case, local magnetic moments are not based on localized  $5f$  states. On the other hand, just at the localization threshold the proximity to the non-magnetic  $5f^6$  state means that even the dramatic lattice expansion between  $\alpha$ - and  $\delta$ -Pu, which was expected to lead to a band narrowing and magnetic ordering, has practically no impact on magnetic susceptibility, which remains rather low and temperature independent. Although this regime is still being studied and discussed, we have to assume that only some types of defects or alloying, those which lead to the  $5f$  count reduced somewhere close to  $5f^5$ , give rise to magnetic moments, and to magnetic ordering in concentrated systems. Complementary information provided by photoelectron spectroscopy (valence-band) is often taken as a snapshot of the ground-state density of states. This is true only for real itinerant systems, in which the re-occupation of photoexcited hole is faster than the photoemission process. Localized  $f^n$  states (as in lanthanides) lead to  $5f^{n-1}$  final state multiplets dominating valence-band spectra. Again here, the proximity to the localization threshold brings extra difficulties, and spectra of various Pu phases and compounds clearly reveal traces of atomic multiplets even in cases when the full localization is far not reached yet. Thus the information on the ground state can be deduced only from the finale state revealed in the spectra. Unlike valence-band spectra, in which the emission from localized and band states can overlap, the  $4f$  core-level photoemission exhibits two different types of response. The

fact that the  $5f$  screening of the  $4f$  photoexcited hole, which takes place only in case of itinerant  $5f$  states, gives a lower energy of the final state than the non- $f$  screening process, provides an insight in the  $5f$  localization in actinide systems.

### **Intrinsic Inhomogeneities in $f$ -Electron Materials**

J.C.Gómez Sal. Departamento de Física de la Materia Condensada, Facultad de Ciencias,  
Universidad de Cantabria, 39005, Santander, Spain (gomezjc@unican.es)

The aim of this communication is to discuss the importance of existence of inhomogeneities (most of them of nanometric size) in the magnetic behavior of some magnetic rare earth alloys. We present some examples studied in our group of the University of Cantabria. We analyze the Rare-Earth intermetallic alloys in two ways: One is the effect of substitutions on the magnetic structures where inhomogeneities lead to very complex magnetic structures and the other is Ce compounds where new magnetic ground state phases as Non Fermi Liquids, NFL, Quantum Phase Transitions, QPT, no conventional superconductivity, NCS, were found.

Different examples of systems, where magnetic inhomogeneities (phase segregation, clusterization, structural disorder...) have been reported in literature, will be presented.

The example of new magnetic structures and its modifications with substitution is studied in the TbNi/Pt<sub>x</sub>Cu<sub>1-x</sub> series (1), a good example of the usefulness of neutron diffraction for the understanding of basic magnetic interactions. In the second part we will focus on the case of CeNi<sub>x</sub>Cu<sub>1-x</sub>, (2,3) which could be analyzed considering a wide spread of macroscopic and microscopic probes, ranging from muon spectroscopy to specific heat measurements under magnetic field. The very low temperature ground state is a nice example of inhomogeneous magnetic behavior, observed by  $\mu$ SR, neutron diffraction and magnetic hysteresis cycles. The evolution of the magnetic behavior with the temperature supports the idea of a percolative magnetic system. We demonstrate that this is the origin of anomalous magnetic behaviors and then special care must be taken when we are dealing with substitutional compounds where magnetic disorder can not be avoided.

#### **References**

1. Señas A et al. Phys.Rev B 70, 184425, (2004)
2. Marcano N et al, Physica Scripta 68,298,(2003)
3. Marcano N et al . Phys.Rev.B 71, 134401, (2005)

### **Возникновение магнетизма в дефектном плутонии**

М.А. Коротин\*, А.О. Шориков\*, Дм.М. Коротин\*\* и В.И. Анисимов\*  
 \*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (mkorotin@optics.imp.uran.ru)  
 \*\*УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия

Обладает ли металлический плутоний магнитными свойствами, до сих пор не ясно. Экспериментальные исследования в своей массе свидетельствуют о немагнитном состоянии плутония. Так называемые первопринципные расчеты электронной структуры в приближении функционала электронной плотности приводят к противоположному выводу. Окончательное решение этого вопроса отсутствует, поскольку «сильные» аргументы в свою пользу высказывают оба, как экспериментальное, так и теоретическое, сообщества.

Мы придерживаемся мнения, что, вследствие тонкого баланса между спин-орбитальным и обменным взаимодействиями в  $f$ -оболочке, для чистого плутония реализуется немагнитное основное состояние с конфигурацией ионов  $f^6$  и с нулевыми спиновым  $S$ , орбитальным  $L$  и полным  $J$  моментами. Этот вывод мы подтвердили результатами зонных расчетов в приближении  $LDA+U+SO$  [1]. При нарушении упомянутого баланса, например, введением примесей или дефектов в решетку плутония, последний начинает проявлять слабые магнитные свойства, обнаруживаемые в различных экспериментах.

В докладе будет представлен краткий обзор современных достижений в теоретическом описании электронной структуры различных аллотропных состояний чистого плутония. Основное внимание будет уделено нашим новым результатам по описанию характеристик возникающих магнитных взаимодействий в  $f$ -оболочке дефектного плутония в присутствии межузельных атомов, примеси внедрения Ga и вакансии.

М.А.К. благодарит Фонд содействия отечественной науке.

#### **Литература**

1. Shorikov A.O., Lukoyanov A.V., Korotin M.A., Anisimov V.I., Phys. Rev B. **72**, 024458 (2005).

### **Температурная зависимость электрического сопротивления PuGa(5ат.%)-сплава в интервале температур –185...170 °С**

А.В. Трошев, С.И. Абраменко, Е.Е. Закурдаев, А.М. Лясота  
 Российский Федеральный Ядерный Центр–ВНИИ технической физики  
 456770 Россия, Снежинск, Челябинская область, а.я. 245  
 Факс: 351-72-323-51 (btk@five.ch70.chel.su)

Доказано, что PuGa-сплавы с содержанием Ga от 2 до 9ат.% при температуре 100 °С и ниже находятся в метастабильном состоянии [1]. Считается, что кинетика перехода сплава к равновесному состоянию может быть ускорена радиационными дефектами, возникающими при  $\alpha$ -распаде ядер Pu, и накоплением дочерних продуктов

распада [2]. Для исследования кинетики распада сплавов могут быть использованы методы измерения электрического сопротивления [3]. В настоящей работе представлены результаты измерения электрического сопротивления PuGa(5ат.%)–сплава в интервале температур –185...170 °С. Образец сплава, который был использован в измерениях, был изготовлен 12 лет назад. Измерение электрического сопротивления проведено с помощью метода МИЭС. Показано, что результаты измерений находятся в согласии с литературными данными. На основании полученных температурных зависимостей электрического сопротивления делается вывод о сохранении PuGa(5ат.%)–сплавом фазовой устойчивости в интервале температур –185...170 °С после 12 лет его хранения.

#### **Литература**

1. L.F. Timofeeva. Low-Temperature Equilibrium Aging under Self-Irradiation in Binary Alloys of Pu with Elements of the IIIВ Group. In Proceeding of the International Conference on Ageing Studies and Lifetime Extension of Materials, 2000. Edited by L.G. Mallinson, 191. Dordrecht: Kluwer Academic Publisher.
2. Sigfrid S. Hecker, Lidiya F. Timofeeva. A tale of two diagrams. Los Alamos Science, 2000, volume 26, pp.244-251
3. J. J. Haslam, M. A. Wall, D. L. Johnson, D. J. Mayhall, and A. J. Schwartz. Phase Transformation Hysteresis in a Plutonium Alloy System: Modeling the Resistivity during the Transformation. In MRS Proceedings: Electrically based microstructural characterization III, Vol. 699 (2002), p. 295. UCRL-JC-144283.

### **ТТТ-диаграмма $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения нелегированного плутония**

С.И. Абраменко, Ю.Н. Зуев, В.Н. Кордюков, А.М. Лясога,  
Б.Г. Леваков, Б.В. Литвинов, Э.П. Магда, А.А. Снопков, А.В. Трошев  
Российский Федеральный Ядерный Центр–ВНИИ технической физики  
456770 Россия, Снежинск, Челябинская область, а.я. 245.  
Факс: 351-323-51 (btk@five.ch70.chel.su)

Большинство исследований кинетики  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения плутония проводились в квази- и изотермических условиях с использованием масляных ванн для выдержки постоянной температуры образцов. Исключением являются только эксперименты по изучению кинетики  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения при импульсном электрическом нагреве, проведенные Файерсом и Лоусби (Материалы 3 и 5 международной конференции – Plutonium-1965 и Plutonium-1975).

В результате этих работ получены термокинетические кривые в координатах температура – время – степень фазового превращения – так называемые ТТТ-диаграммы (Temperature-Time-Transition). Эти диаграммы представляют собой одно из фундаментальных свойств плутония.

Однако, до настоящего времени из-за разброса и противоречивости значений температур начала превращения в некоторых интервалах длительности инкубационного периода известные ТТТ-диаграммы не могут быть объединены в единую ТТТ-диаграмму начала  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения плутония.

Дополнив данные известных работ результатами исследований кинетики фазового превращения в процессе импульсного объемного нагрева образцов плутония на импульсных ядерных реакторах ВНИИТФ, авторы данного сообщения предлагают вариант достаточно завершенной ТТТ-диаграммы  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения нелегированного плутония, охватывающей изменение инкубационного периода начала изотермического фазового превращения в пределах  $10^{-5} \dots 10^5$  с.

### **Магнетизм монопниктидов плутония**

Ф.А. Кассан-Оглы и В.Е. Архипов  
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
(felix.kassan-ogly@imp.uran.ru)

Монопниктиды плутония представляют физический интерес не только благодаря их ядерным свойствам, но также из-за весьма необычных магнитных и электронных особенностей, что привлекает внимание многих исследователей. Монопниктиды плутония кристаллизуются в структуре NaCl и имеют общую формулу PuX, где X = N, P, As, Sb, Bi. Эти соединения интенсивно исследуются и теперь все они доступны в виде монокристаллов. Монопниктиды PuP and PuAs являются ферромагнетиками, PuBi антиферромагнетик, а в PuSb существуют два магнитных фазовых перехода: из парамагнитной фазы в несоизмеримую фазу и затем из несоизмеримой в ферромагнитную фазу [1] (общей их характерной особенностью является очень большая магнитная анизотропия). В PuN фазовых переходов не наблюдается. Несмотря на интенсивные исследования, магнитные свойства этих веществ остаются до конца не понятыми.

Мы предлагаем теоретическую модель для описания магнитных фазовых переходов в этих соединениях, основанную на синтезе магнитной шестивершинной модели Поттса и [2] и модели структурных фазовых переходов в кубических кристаллах [3], которая была применена ранее для описания каскада магнитных фазовых переходов в UAs [4].

Нами выведена система уравнений для многокомпонентного параметра порядка. С помощью численного решения этой системы получена корреляционная функция и рассчитана температурная эволюция диффузного магнитного рассеяния нейтронов в широком интервале температур, положения и интенсивности магнитных рефлексов (включая и несоизмеримые), что позволило описать магнитные фазовые переходы в монопниктидах плутония.

#### **Литература**

1. Santini P., Leimanski R., and Erdos P., *Advances in Physics*, **48**, 537 (1999).
2. Kassar-Ogly F.A., *Phase Transitions*, **72**, 223 (2000).
3. Kassar-Ogly F.A., Naish V.E., Sagaradze I.V., *Phase Transitions*, **49**, 89 (1994).
4. Кассан-Оглы Ф.А. и Филиппов Б.Н., *ФММ*. 100, 15 (2005).

**Monte Carlo + Molecular Dynamics Emulation of Radiation Damage Evolution in Pu**

V.V. Dremov, P.A. Sapozhnikov, S.I. Samarin, D.G. Modestov, N.E. Chizhkova  
Russian Federal Nuclear Centre – Zababakhin Institute of Applied Physics (RFNC-VNIITF)  
Snezhinsk, Russia 456770 (v.v.dryomov@vniitf.ru)

The paper presents the results obtained in the simulation of damage cascades in self-irradiated unalloyed and gallium-alloyed delta-plutonium. The fast cascade stage was simulated by the Monte Carlo method. When the energies of cascade particles became close to the displacement energy, the resulting cascade configuration (coordinates + particle velocities) was transferred to a molecular dynamics (MD) code which tracked further evolution of the system to ~1–2 ns. The Modified Embedded Atom Model (MEAM) [1,2] was used to describe particle interactions.

Our simulations show that a cascade from the uranium recoil nucleus causes a large energy release into a lattice subsystem within a local region measuring about 20–25 nm; this causes material melting and subsequent recrystallization. Preliminary estimates showed that the energy transferred to the lattice is enough to cause melting in a region whose characteristic size reaches 15–17 nm; the region contains ~200 000 atoms. MD simulations show that heat conductivity reduces the characteristic size of the melting region to ~8–10 nm (~25 000 atoms) in a sample whose initial temperature was 300 K.

The evolution of temperature and density fields in the damaged region was tracked in simulations. The time of recrystallization was estimated to be ~1 ns. The distribution of point defects in the recrystallized region was obtained. Most of point defects created during a fast stage of the cascade vanish when melting and recrystallizing, residual defects evolve much slower than the nano-second time scale. The rate of the defects annealing as a function of temperature has been investigated.

To estimate the role of lattice-electron energy exchange, the electron-phonon coupling (EPC) was taken into account as an additional term in MD equations. It was shown that the account for EPC gives a 30 % reduction in the damaged region size [3]. These calculations were carried out in the assumption of infinite electron heat conductivity. Its finite value must slightly weaken the effect.

This work was performed under partial support by the Contract # 04783-000-99-35 (VNIITF-LANL).

**References**

1. M. I. Baskes, *Phys. Rev. B*, v. 62 (2000), p. 15532.
2. M. I. Baskes, K. Muralidharan, M. Stan, S. M. Valone, F. J. Cherne, *JOM* 55 (2003), p. 41.
3. V.V. Dremov, F.A. Sapozhnikov, S.I. Samarin, D.G. Modestov, N.E. Chizhkova, *Journal of Alloys and Compounds*, In Press.

### Структурные особенности поведения урана при интенсивном деформационном воздействии

Ю.Н. Зуев\*, В.В. Сагара дзе\*\*, Н.Л. Печеркина\*\*, И.В.Подгорнова\*,  
И.Г. Кабанова\*\*, С.А. Лекомцев\*, А.В.Петровцев\*, Е.А. Козлов\*  
\*РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия (zouev@five.ch70.chel.su)  
\*\*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Исследованы структурные изменения в образцах урана при пластической деформации прокаткой и ударно-волновом нагружении разной интенсивности. Основной особенностью деформационного воздействия при прокатке (с обжатием до 40 %) является образование крупных и мелких двойников и повышение плотности дислокаций до  $10^{10}$ – $10^{11}$  см<sup>-2</sup>. Наблюдаются также расщепленные дислокации и дефекты упаковки. Определение типа двойников проводилось с помощью трансмиссионной электронной микроскопии по анализу ориентаций двойников, матрицы и следов двойниковых пластин. Среди разных возможных систем двойникования однозначно показано присутствие двойников с плоскостью двойникования  $(130)_\alpha$ . Ударно-волновое воздействие относительно малой интенсивности (амплитуда 21–50 ГПа, длительность импульса 0,5–1,4 мкс) приводит к определенному повышению температуры и, как следствие, к перераспределению образовавшихся дислокаций с формированием полигональной структуры. Обнаруженный разогрев сохраненных образцов ниже температуры рекристаллизации соответствует данным аналитического расчета в указанных условиях взрывного нагружения.

Резкое увеличение интенсивности ударно-волнового нагружения (при объемном нагружении сферических оболочек урана) приводит к следующим структурным изменениям. На внутренней поверхности сохраненной оболочки после взрывного нагружения наблюдаются отдельные оплавленные сферические участки урана. Таким образом, при использованных режимах динамического нагружения за доли мкс имело место не только сильное деформационное воздействие, но и повышение температуры от комнатной до 1130 °С и выше. В этом интервале температур проходят фазовые превращения  $\alpha \rightarrow \beta$ ,  $\beta \rightarrow \gamma$ ,  $\gamma \rightarrow$  расплав. Приповерхностная зона образца состоит из деформированных искаженных по форме зерен. Внутри зерен появляется большое количество разнонаправленных двойников и дислокаций. Сохраняется большое количество карбидов и карбонитридов урана. На расстоянии 7–8 мм от внешней поверхности образца наблюдается зона с трещинами отрыва, образовавшимися от действия растягивающих напряжений. Наличие трещин и несплошностей обнаруживается и вблизи внутренней поверхности оболочки. Особенностью структуры после такого воздействия является формирование **полос локализованной деформации** (возможно, полос адиабатического сдвига) в виде длинных прямых и ветвящихся слаботравящихся пластин, пересекающих зерно. Имеются более широкие области локализованной деформации вдоль границ зерен. На расстоянии 14 мм от внешней поверхности наблюдается граница трансформации крупного зерна со средним размером 20 мкм в мелкое (5 мкм). Если крупное зерно сильно искажено и

содержит много двойников деформации, то примыкающие к этой области мелкие зерна являются более равноосными и практически не содержат видимых в световой микроскоп деформационных двойников. Наблюдаемая граница, по всей видимости, отвечает началу наиболее низкотемпературного фазового превращения  $\alpha \rightarrow \beta$  при разогреве образца. В отсутствие давления температура этого превращения составляет 666 °С, а при повышении давления на 10 кбар температура возрастает до 720 °С. Можно полагать, что при скоростном динамическом нагружении в данном участке температура увеличилась до 700–750 °С и сдвиговым путем образовались по границам зерен первые порции  $\beta$ -фазы, которые затем стали расти диффузионным "рекристаллизационным" механизмом, формируя равноосные кристаллы  $\beta$ -фазы малого размера. При последующем охлаждении в участках равноосной "мелкозернистой"  $\beta$ -фазы образовались кристаллы  $\alpha$ -фазы.

### **Полуэмпирические модели описания термодинамических свойств $f$ -металлов**

В.М. Елькин, Е.А. Козлов, В.Н. Михайлов  
ФГУП РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина, г. Снежинск, Россия  
(v.m.elkin@vniitf.ru)

Необычные термодинамические свойства (аномальное поведение упругих и теплофизических характеристик, сложная и противоречивая фазовая диаграмма) ряда металлов с незаполненными  $f$ -оболочками ( $4f$  и  $5f$ ) обусловлены близостью энергий различных электронных конфигураций. Согласно современным представлениям разница в электронных состояниях заключается либо в различной степени экранировки спинов локализованных  $f$ -электронов (модель объемного коллапса Кондо), либо в локализованности и делокализованности  $f$ -электронов (переход Мотта). При конечных температурах возможно существование термодинамически стабильных состояний смеси атомов, имеющих разную электронную конфигурацию. В литературе известны две, во многом схожие, полуэмпирические модели, позволяющие описывать состояния смеси атомов разного сорта – это двухуровневая модель Штрасслера-Киттеля и модель псевдобинарных твердых растворов Аптекаря-Понятовского.

В данной работе рассматриваются возможности этих моделей для описания термодинамических свойств нелегированного церия ( $4f$ -металл), а также нелегированного  $\delta$ -плутония и  $\delta$ -сплавов на его основе ( $5f$ -металлы). Показано, что при небольшом количестве подгоночных параметров обе модели адекватно описывают аномальное поведение этих металлов при изменении температуры и давления. Однако, модель Аптекаря-Понятовского более предпочтительна в практическом отношении, поскольку связывает различные электронные конфигурации с полиморфными модификациями металла и, таким образом, является основой для построения многофазного уравнения состояния.



### **Результаты дилатометрических исследований конструкционных материалов**

Е.Е. Закурдаев, С.И. Абраменко, Г.Ю. Лисицин, А.В. Трошев, А.М. Голунов  
РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия

В настоящей работе описана конструкция дилатометра, разработанного авторами для определения термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) делящихся и конструкционных материалов в контролируемых газовых средах в диапазоне температур от 0 °С до 1000 °С. Представлены результаты тестовых экспериментов по исследованию термического расширения некоторых металлов (медь, сплав Д16 и 12Х18Н10Т) и ряда полимеров (фторопласт, капролон) в диапазоне температур от 40 °С до 400 °С. Полученные данные по ТКЛР находятся в хорошем согласии со справочными величинами, что подтверждает работоспособность данного измерительного устройства и возможность его применения для исследования ТКЛР делящихся материалов.

### **The Magnetic Properties of Defects in Pu, Pu(Ga) and Pu(Am)**

S.K. McCall\*, M.J. Fluss\*, B.W. Chung\*, M.W. McElfresh\*, G.F. Chapline\*, D.D. Jackson\*,  
R.G. Haire\*\*

\*Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore CA 94550 (fluss1@llnl.gov)

\*\*Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN

The isochronal annealing of the low temperature accumulated damage from the radioactive decay of plutonium in  $\alpha$ -Pu and  $\delta$ -Pu<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub> ( $x = 0.043$ ) [i] and  $\delta$ -Pu<sub>1-x</sub>Am<sub>x</sub> ( $x = 0.224$ ) was characterized using magnetic susceptibility. In each specimen, thermal annealing, as tracked by magnetic susceptibility, only commenced when  $T > 33\text{K}$  and the magnetic susceptibility changes due to defects were fully annealed at  $T \sim 300\text{K}$ . The  $\alpha$ -Pu magnetic susceptibility isochronal annealing data is similar to earlier measurements of resistivity characterized isochronal annealing [ii]. However, the  $\delta$ -Pu<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub> ( $x = 0.043$ ) magnetic susceptibility isochronal annealing data, when compared with similar resistivity data, indicates that for this alloy magnetic susceptibility studies are more sensitive to vacancies than to the interstitials accumulated at low temperatures.

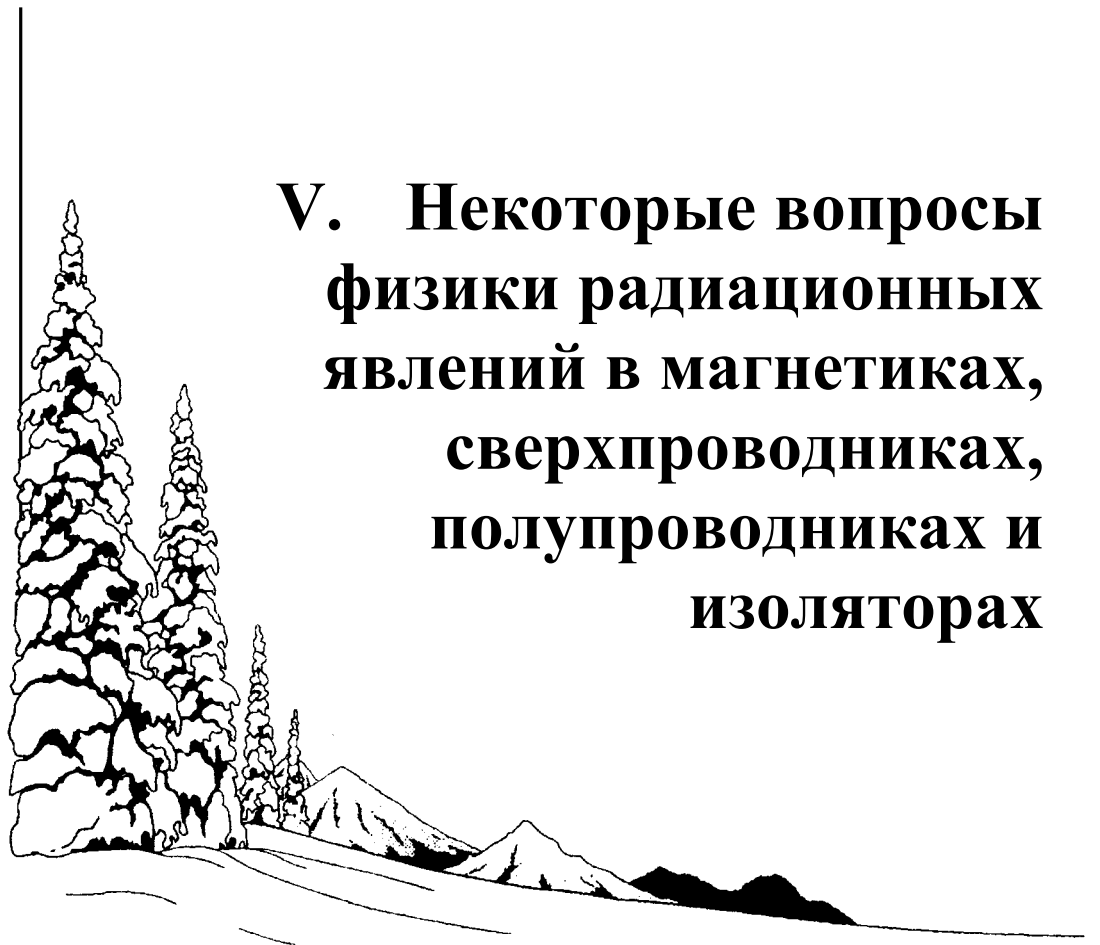
Pu(Am) is stable in the fcc  $\delta$ -phase from a few atomic percent to nearly 80 atomic percent Am, expanding the average interatomic separation as the alloy concentration of Am increases. Both Pu and Am spontaneously decay by  $\alpha$ -emission creating self-damage in the lattice in the form of vacancy-interstitial pairs and their aggregates. At sufficiently low temperatures, the damage is frozen in place, but can be removed by thermal annealing at sufficiently high temperatures, effectively resetting the system to an undamaged condition. The magnetic susceptibility and magnetization are observed to increase systematically as a

function of accumulated damage in the fcc  $\delta$ -Pu<sub>1-x</sub>Am<sub>x</sub> ( $x = 0.224$ ). Some results of these observations are reported here. The Pu<sub>1-x</sub>Am<sub>x</sub> ( $x = 0.224$ ) alloy shows a remarkable change in properties, over a limited temperature range beginning where interstitial defects are first mobile, and characterized by an induced effective moment of order  $1.1 \mu_B/\text{Pu}$ . This transient behavior may be evidence for a disorder driven low temperature phase transition, perhaps indicative of a compositional and structural proximity to a state possessing significant magnetic moments.

This work was performed under the auspices of the U.S. Department of Energy by the University of California Lawrence Livermore National Laboratory under Contract No W-7405-Eng-48.

**References**

- i. McCall, S. K., Fluss, M. J., Chung, B. W., McElfresh, M. W., Jackson, D. D. & Chapline, G. F. (2006) PNAS **103**, 17179-17183
- ii. Wirth, B. D., Schwartz, A. J., Fluss, M. J., Caturla, M. J., Wall, M. A. & Wolfer, W. G. (2001) MRS Bulletin **26**, 679-83



## V. Некоторые вопросы физики радиационных явлений 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  $\text{La}_2\text{SrMn}_2\text{O}_7$ ,  $\text{LaMnO}_3$ , оксид  $\text{CuO}$ ,  $\text{Si}$ ,  $\text{SmB}_6$ ,  $\text{GaN}$  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.



## Влияние радиационной чувствительности изолирующего окисла на зарядовую стойкость КНИ структур

В.П. Шукайло, В.Т. Громов  
РФЯЦ-ВНИИТФ, г.Снежинск, Россия (c5@five.ch70.chel.su)

Экспериментально показано, что величина сдвига порогового напряжения КНИ-транзисторов при воздействии ионизирующего излучения коррелирует с токовой радиационной чувствительностью SiO<sub>2</sub>. Снижение чувствительности, в частности, изолирующего (захоронённого) окисла приводит к снижению поражающего воздействия излучения. Этот эффект, по-видимому, обусловлен конкуренцией двух процессов: выносом электронов из объёма окисла и захватом их на дефекты в окисле. Захват электронов приводит к снижению токовой радиационной чувствительности окисла и, соответственно, к образованию в нём отрицательного заряда, частично компенсирующего положительный заряд стабилизированных дырок, который определяет сдвиг порогового напряжения.

Рассмотрены модельные представления, описывающие экспериментальные данные по радиационно-наведенной электропроводности SiO<sub>2</sub> в широких пределах изменения мощности поглощенной дозы ионизирующего излучения ( $10^6 - 10^{12}$  рад/с) и флюенса нейтронов (до  $10^{17}$  н/см<sup>2</sup>), и позволяющие количественно объяснить корреляционный эффект.

Полученные результаты намечают один из путей повышения зарядовой стойкости КНИ структур за счёт увеличения концентрации структурных дефектов в окисле. Данная задача может решаться путем радиационной модификации: ионным или нейтронным облучением окисленной пластины кремния в DeleCut-технологии. Снижение чувствительности к накоплению заряда в изолирующем окисле может позволить увеличить его толщину, что создает условия повышения процента выхода годных пластин КНИ при их производстве [1].

### Литература

1. В.П.Попов, А.И.Антонова, А.А.Французов, Л.Н.Сафронов, Г.Н.Феофанов, О.В.Наумова, Д.В.Киланов Свойства структур и приборов на кремний-на-изоляторе, ФТП, 2001, том 35, вып. 9, стр.1075.

## Релаксация радиационных дефектов в нанокристаллическом SiO

Т.И. Арбузова\*, С.В. Наумов\*, В.Л. Арбузов\*, А.П. Дружков\*, Е.А. Козлов\*\*  
\*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (naumov@imp.uran.ru)  
\*\*Российский федеральный ядерный центр – ВНИИТФ, Снежинск,  
Челябинская область, Россия

Магнитные свойства нанокристаллических и крупнозернистых образцов могут отличаться из-за большой протяженности границ раздела наноматериалов, в которых нарушается структурная периодичность. Уменьшение размера частиц в магнитных полупроводниках может иметь сильный эффект, так как магнитный порядок в оксидах

определяется сверхобменом через ионы кислорода и зависит от расстояния между ближайшими магнитными ионами. Искажения кристаллической решетки, как в поверхностных слоях, так и в объеме наночастиц могут привести к фрустрации обменных связей и разрушению дальнего магнитного порядка. В работе исследовано влияние радиационных дефектов на магнитные свойства и их релаксация в крупнозернистом ( $d > 2000$  нм) и нанокристаллическом антиферромагнетике CuO с  $T_N = 230$  К. Проведено сравнение релаксационных процессов после электронного облучения и интенсивной деформации. Высокоплотная керамика со средним размером зерна  $d \sim 5\text{--}100$  нм получена методом ударно-волнового нагружения. В поликристалле CuO восприимчивость  $\chi$  при понижении  $T < T_N$  уменьшается, что характерно для 3D коллинеарных антиферромагнетиков. В нанокерамике уменьшение размера зерна  $d \leq 60$  нм приводит к увеличению значений  $\chi$  и появлению парамагнитного вклада  $\chi \sim 1/T$  в области  $T < 140$  К. Установлена корреляция между величиной  $\chi$  и размером зерна. После трехлетнего хранения на воздухе при комнатной температуре в нанокристаллических образцах исчез «парамагнитный» вклад в  $\chi$ , что связано с релаксацией далекодействующих полей напряжения, созданных микродеформациями и дефектами.

Электронное облучение малой дозой  $\Phi \leq 2.5 \times 10^{18}$  электрон/см<sup>2</sup> практически не влияет на магнитные свойства исследованных образцов CuO, однако при  $\Phi \leq 5 \times 10^{18}$  электрон/см<sup>2</sup> наблюдается резкое увеличение  $\chi$  в магнитоупорядоченной области. Наиболее вероятными точечными дефектами при электронном облучении являются смещенные из своих позиций ионы кислорода. Это может привести к разрыву обменных связей и переходу части ионов  $\text{Cu}^{2+}$  в парамагнитное состояние. Измерения  $\chi(T)$  через 3 года показали, что восприимчивость как в нанокерамике, так и в поликристалле уменьшилась, но не достигла значений, характерных для стехиометрических поликристаллов. По-видимому, не все смещенные ионы кислорода вернулись в свои пространственные позиции. Таким образом, большое число объемных и поверхностных дефектов приводит к нарушению дальнего антиферромагнитного порядка и увеличению восприимчивости.

Работа выполнена в рамках программы ОФН РАН и Президиума УрО РАН «Новые материалы и структуры» и проектом РФФИ №04-02-16630.

**Магнитная структура и транспортные свойства  
атомно-разупорядоченного кристалла двумерного  
манганита  $\text{La}_{2-2x}\text{Sr}_{1+2x}\text{Mn}_2\text{O}_7$**

В.Д. Пархоменко\*, С.Ф. Дубинин\*, В.Е. Архипов\*, Ю.Г. Чукалкин\*,  
С.Г. Теплоухов\*, Я.М. Муковский\*\*

\*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия, (parkhomenko@uraltc.ru)

\*\*Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

В широком температурном интервале исследовались магнитная структура и транспортные свойства частично разупорядоченных кристаллов двумерных

## V. Некоторые вопросы физики радиационных явлений в магнетиках, сверхпроводниках, полупроводниках и изоляторах

---

манганитов  $\text{La}_{2-2x}\text{Sr}_{1+2x}\text{Mn}_2\text{O}_7$  ( $x = 0.3, 0.4$ ). Путем воздействия быстрыми нейтронами представляется возможным дозированно вводить в массивный кристалл двумерного манганита  $\text{La}_{2-2x}\text{Sr}_{1+2x}\text{Mn}_2\text{O}_7$  так называемые антиузельные дефекты, то есть разупорядочивать исходное распределение катионов в этих оксидах.

Монокристаллы оксидов  $\text{La}_{2-2x}\text{Sr}_{1+2x}\text{Mn}_2\text{O}_7$  ( $x = 0.3, 0.4$ ) были выращены методом зонной плавки. Разброс блоков мозаики в кристаллах не превышал 25 угловых минут. Образцы имели форму цилиндра с диаметром и высотой 0.3 см и 1 см, соответственно. Облучение образцов быстрыми нейтронами производили при температуре 340К в активной зоне ядерного реактора ИВВ-2М. Флюенс быстрых нейтронов составил  $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-2}$  ( $E_n \geq 1 \text{ Mev}$ ).

При флюенсе быстрых нейтронов  $2 \times 10^{19} \text{ cm}^{-2}$ , концентрация дефектов замещения в среднем по кристаллу составляет  $\cong 4 \%$ . Установлено, что дефекты замещения являются причиной перехода манганита данного класса из состояния ферромагнитного металла в состояние изолятора со структурой спинового стекла.

Результаты свидетельствуют о фундаментальной роли параметров кинетической энергии носителей заряда и магнитной энергии локализованных спинов в формировании основных физических свойств двумерных манганитов. Изменяя соотношение этих параметров, посредством дозированного ввода в массивный кристалл антиузельных дефектов, удается кардинальным образом модифицировать их магнитную структуру и транспортные свойства.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФАНИ госконтракт № 02.452.12 7004; программы ОФН РАН «Влияние атомно-кристаллической и электронной структуры на свойства конденсированных сред»; РФФИ, проект № 04-02-16053а.

### Влияние неравновесных состояний на обменное взаимодействие в наноструктурном $\text{LaMnO}_{3+\delta}$

Т.И. Арбузова\*, С.В. Наумов\*, В.И. Воронин\*, Б.А. Гижевский\*, А.Е. Козлов\*\*,  
Р.Г. Захаров\*\*\*, С.А. Петрова\*\*\*, Т.И. Филенкова\*\*\*

\*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (naumov@imp.uran.ru)

\*\*Российский федеральный ядерный центр – ВНИИТФ, Снежинск, Челябинская область

\*\*\*Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Нанокристаллические материалы являются неравновесными метастабильными системами с большой протяженностью границ раздела между зернами. Уменьшение размера кристаллитов  $d$  ниже критического и высокая дефектность могут привести к изменению структурных и магнитных свойств по сравнению с поликристаллами. Метод получения наноматериалов оказывает существенное влияние на их свойства. Понимание процессов в наноматериалах открывает возможности нанотехнологий при создании конструкционных и функциональных материалов с определенными свойствами.

В работе исследованы две серии наноструктурных образцов  $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ , полученных методом воздействия ударными волнами и механохимическим способом

с использованием шаровой мельницы. После ударно-волнового нагружения манганит имел форму шара с радиусом  $r \sim 22$  мм. На разной глубине шара вырезались образцы, которые представляли собой плотную керамику со средним размером кристаллитов  $d = 20\text{--}30$  нм. Образцы из центральной части имели орторомбическую структуру. В поверхностных слоях шара структура ромбоэдрическая. Объем элементарной ячейки и решеточные напряжения увеличивались по направлению к поверхности шара. Магнитные измерения показали, что эти образцы  $\text{LaMnO}_{3+\delta}$  имеют довольно широкий магнитный переход, что указывает на магнитно-неоднородное состояние. Температура Кюри  $T_c$  уменьшается от центра к поверхности. Вторая серия наноструктурных образцов получена путем размола в течение 1, 7 и 13 часов. Размер зерна уменьшался от 500 нм до 15 нм, а микродеформация возрастала. Нанопорошки имели орторомбическую структуру. Объем элементарной ячейки уменьшался при уменьшении  $d$ . Понижение  $T_c$  можно объяснить уменьшением размера зерна и увеличением дальнедействующих упругих напряжений.

В наноструктурном  $\text{LaMnO}_{3+\delta}$  не наблюдается однозначной зависимости между  $T_c$  и  $d$ . При одинаковом значении  $d$   $T_c$  может как уменьшаться, так и увеличиваться. Магнитные свойства нанокристаллического манганита зависят от ряда факторов, таких как размер зерна, дефекты решетки, упругие напряжения, энергия анизотропии, обменная связь между магнитными ионами  $\text{Mn}^{3+}$  и  $\text{Mn}^{4+}$ .

Работа поддержана программой ОФН РАН и Президиума УрО РАН «Новые материалы и структуры» и проектом РФФИ №04-02-16630.

### **Модификация структурного и магнитного состояний окисных перовскитоподобных манганитов путем введения антиузельных дефектов**

Ю.Г. Чукалкин, А.Е. Теплых, Б.Н. Гощицкий

Институт физики металлов УрО РАН, 620041 Екатеринбург, Россия (chukalkin@uraltc.ru)

Физические свойства окисных перовскитоподобных манганитов с переменной валентностью (например,  $\text{La}^{3+}_{1-x}\text{Me}^{2+}_x\text{Mn}^{3+}_{1-y}\text{Mn}^{4+}_y\text{O}^{2-}_3$ , где  $\text{Me}^{2+} - \text{Sr}^{2+}, \text{Ca}^{2+}, \text{Ba}^{2+}$ ) активно исследуемых последние десять лет (см., например, обзоры [1-2]), весьма чувствительны к структурным несовершенствам, одним из которых является межподрешеточное разупорядочение катионов. В термодинамически равновесных фазах перовскитоподобных соединений такое разупорядочение невозможно по размерным причинам (см., например, [1]). Поэтому такие структурные дефекты, образующиеся, по-видимому, исключительно при облучении высокоэнергетичными частицами, называют обычно «антиузельными» дефектами. Первые работы по исследованию облученных быстрыми нейтронами манганитов показали, что антиузельные дефекты оказывают сильнейшее влияние на параметры кристаллической и магнитной структур манганитов, приводя к разнообразным структурным, магнитным и электронным превращениям

В настоящем докладе на примере  $\text{La}(\text{Ba})$  и  $\text{La}(\text{Sr})$  окисных манганитов



рассматриваются закономерности формирования антиузельных дефектов при нейтронном облучении, анализируются возможные механизмы их влияния на структурное, магнитное и электронное состояния. Обсуждается сценарий электронного фазового расслоения, когда в проводящей ферромагнитной матрице возникают диэлектрические антиферромагнитные микрообласти. Такую ситуацию, в отличие от случая термодинамически равновесного разделения фаз (характерного для систем с сильно коррелированными электронами), можно реализовать принудительно при введении антиузельных дефектов путем облучения манганитов быстрыми нейтронами [10].

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Влияние атомно- кристаллической и электронной структуры на свойства конденсированных сред» (Проект № 9 УрО РАН), Госконтракта № 02.452.11.7004 и Проекта РФФИ № 04-02-16053-а

#### **Литература**

1. Coey J.M.D., Viret M., von Molnar S. Adv. Phys. **48**, 167 (1999)
2. Изюмов Ю.А., Скрябин Ю.Н. УФН **171**, 121 (2001)
3. Дубинин С.Ф., Архипов В.Е., Пархоменко В.Д. и др. ФММ **94**, 44 (2002)
4. Чукалкин Ю.Г., Теплых А.Е., Воронин В.И. и др. ФММ **99**, 45 (2005)
5. Chukalkin Yu.G., Teplykh A.E., Goshchitskii B.N. Phys. Stat. Sol. (b) **242**, R70 (2005)
6. Дубинин С.Ф., Архипов В.Е., Пархоменко В.Д. и др. ФММ **99**, 69 (2005)
7. Архипов В.Е., Карькин А.Е., Муковский Я.М. и др. ФТТ **47**, 1634 (2005)
8. Дубинин С.Ф., Чукалкин Ю.Г., Теплоухов С.Г. и др. ФТТ **48**, 1805 (2006)
9. Чукалкин Ю.Г., Теплых А.Е. ФТТ **48**, 2183 (2006)
10. Chukalkin Yu.G., Teplykh A.E., Goshchitskii B.N. Phys. Stat. Sol. (RRL) **1**, 1 (2006)

### **Дефектообразование в плотных и пористых стеклах при воздействии выделенной гамма-компоненты излучения реактора**

Э.М. Ибрагимова, М.У. Каланов, М.А. Муссаева  
Институт Ядерной Физики, Ташкент, Узбекистан (ibragimova@inp.uz)

Радиационное дефектообразование в оксидах представляет большой интерес для атомной и гелиоэнергетики, а также захоронения ядерных отходов. Комбинированное воздействие нейтронов и гамма-лучей на материалы исследовалось широко, и считалось, что только нейтроны способны смещать атомы. Хотя оказалось, что гамма-кванты  $^{60}\text{Co}$  могут смещать легкие анионы (O, F) по неупругому механизму. На примере полированных пластин чистого плавленого кварца и бариево-силикатного стекла, содержащих включения нанокристаллитов, а также нанопористого стекла, исследовано дефектообразование при воздействии гамма-излучения остановленного реактора в интервале энергий 0.2-7 МэВ. Выбраны периоды времени, когда устанавливается практически постоянный ток ~10–50 нА в ионизационной камере, соответствующий средней мощности гамма-потока 15–70 Гр/с. Монокристаллы LiF были использованы для сравнительной дозиметрии гамма-потоков реактора и источника  $^{60}\text{Co}$  по хорошо известной полосе поглощения вакансии фтора, захватившей электрон.

Исследованы спектры оптического поглощения и фотолюминесценции, а также структура стекол. Оказалось, что скорость накопления заряженных вакансий кислорода с ростом дозы в бариевом стекле выше, чем в чистом SiO<sub>2</sub> марки КУ-1, поскольку для SiO<sub>2</sub> с малыми  $Z$  фотоэлектрический эффект слабый и превалирует комптоновское рассеяние и фотоядерные реакции, а для Ва – наоборот. Отмечен радиационно-индуцированный рост включений кристаллических фаз в обоих стеклах, который ранее приписывался ударным смещениям атомов под действием быстрых нейтронов. Эффективность образования точечных дефектов (например, E'-центров и немостиковых атомов кислорода) в стеклах от гамма-компоненты даже остановленного реактора оказалась гораздо выше, чем при облучении эквивалентной дозой на <sup>60</sup>Co гамма-источнике ~1.25 МэВ при интенсивности ~ 7 Гр/с (и ранее даже при 45 Гр/с).

В случае пористого стекла обнаружено 100-кратное увеличение поверхностной протонной проводимости за счет радиолиза паров воды при гамма-облучении на поверхности пор, что представляет интерес для водородной энергетики.

Работа выполнена по гранту Ф2.1.2 Центра Науки и Технологии Узбекистана.

### Insulator-to-Metal Transition in SmB<sub>6</sub> Induced by Neutron Irradiation

A. Karkin, Yu. Akshentsev and B. Goshchitskii

Institute of Metal Physics, S. Kovalevskoi Str. 18, Ekaterinburg 620219, Russia

The semiconducting behaviour of temperature dependences of transport properties in some compounds, such as SmB<sub>6</sub> [1], is probably caused by formation of an energy gap due to hybridization between the localized  $f$  states and conduction electron states; these materials are often referred to as “hybridization gap semiconductors” or “Kondo insulators”. To understand the response of the such systems to disordering on an atomic scale, without variation of the stoichiometric composition, we studied the behaviour of resistivity  $\rho(T)$  and Hall coefficient  $R_H(T)$  under neutron irradiation.

Samples of SmB<sub>6</sub>, were irradiated at  $T_{\text{irr}} = (330 \pm 10)$  K in the reactor core (the fast and thermal neutron fluencies were approximately equal in value, each being  $\Phi \sim 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-2}$ ) and annealed in the temperature range  $T_{\text{ann}} = (100 - 900)^\circ\text{C}$ . Irradiation leads to a strong decrease in the low- $T$  ( $\sim 1.5$  K) values of both the resistivity (from  $\sim 700$  to  $\sim 1.5 \text{ m}\Omega\text{cm}$ ) and the Hall coefficient (from  $\sim 0.15$  to  $\sim 0.0002 \text{ cm}^3/\text{C}$ ), while the high- $T$  ( $> 20$  K) values remain almost unchanged. The formal value of Hall mobility  $\mu_H = R_H/\rho$  at  $T \sim 1.5$  K is very small (varying from  $\sim 0.15$  to  $\sim 1.0 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{c})$  for all states of the sample), while estimate of the electron mean free path made using a simple expression  $l = (3\pi^2)^{1/3} \hbar / (\rho_0 e^2 n^{2/3})$ , where  $n = 1/(R_H e)$ , yields unreal values of  $l = (0.15 - 2) \text{ \AA}$ .

Although there is no doubt that fast drop of  $\rho(T)$  at decreasing  $T$  is due to a pseudogap effects, the low- $T$  behaviour of both  $\rho(T)$  and  $R_H(T)$  is rather logarithmic than exponential.

The logarithmic-type dependences of transport properties are usually associated with Kondo scattering effects. This suggestion is corroborated by the observed negative magnetoresistance which varies (at  $H = 13.6$  T and  $T = 4.2$  K) from  $-5.0$  % for the initial sample to  $-0.5$  % for the irradiated sample due to field-induced ordering of Sm magnetic moments. The logarithmic-type dependences of  $R_H(T)$  in this case are due to the positive skew Hall effect, which is probably compensated by the negative contribution from the normal Hall effect.

Work was carried out with the financial support of the Federal Agency for Science and Innovations (State Contract No. 02.452.11.7004), the Presidium of RAS Programs of Basic Research: “Quantum Macrophysics” (Project No. 4 of UB RAS) and “Effect of atomic-crystalline and electronic structure on properties of condensed matter” (Project No. 9 of UB RAS), RFBR (Project No. 04-02-16053).

#### **Литература**

[1] Menth A. et al., Phys. Rev. Lett. 22 (1969) 295.

### **Распад пересыщенных твердых растворов в слоях кремния, нарушенных ионной бомбардировкой**

Е.Г. Тишковский, В.И. Ободников, Л.И. Федина

Институт физики полупроводников СО РАН, пр. акад. Лаврентьева 13,  
Новосибирск, Россия (tish@thermo.isp.nsc.ru)

Локальный ионно-стимулированный синтез соединений на основе кремния рассматривается в настоящее время как перспективный путь перехода к наноразмерам на существующем технологическом оборудовании. Простейший вариант – формирование кремниевых подложек с периодическим в планарной плоскости «рельефом»: областями кремния, свойства которых модифицированы синтезированными островками соединений, скрытых при этом на глубины порядка 50 – 100 нм. Большие и сверхбольшие дозы внедряемого компонента, необходимого для синтеза, стимулировали исследования поведения примесных подсистем в условиях больших и сверхбольших пересыщений по концентрации. В результате была выявлена определяющая роль процессов кластеризации, преципитации и коалесценции примесных скоплений в поле концентраций подвижного компонента. С точки зрения представлений о распаде модельных пересыщенных твердых растворов важным звеном, определяющим эволюцию распределений внедренной примеси, является нелинейная связь локальной концентрации подвижного компонента вблизи преципитата с его средней концентрацией по объему слоя.

В докладе обращается внимание на то, что слои кремния, подвергнутые ионной бомбардировке с целью твердофазного синтеза, неизбежно аморфизуются, а формирование соединений при последующем отжиге включает в себя стадию рекристаллизации. Между тем, существующие к настоящему времени представления о процессах аморфизации и рекристаллизации нарушенных ионной бомбардировкой слоев не позволяют уверенно предсказывать эволюцию пересыщенных дефектной и

## V. Некоторые вопросы физики радиационных явлений в магнетиках, сверхпроводниках, полупроводниках и изоляторах

---

примесной подсистем в условиях их активного взаимодействия. В докладе анализируется возможность использования представлений о распаде модельных чисто примесных подсистем к процессам формирования аморфных слоев и их рекристаллизации.

### Кремниевые PIN - и APD - детекторы для диагностики ядерных частиц в Газодинамической Ловушке

И.Б. Чистохин\*, Е.Г. Тишковский\*, О.П. Пчеляков\*, В.В. Максимов\*\*, А.А. Иванов\*\*

\*Институт Физики Полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия (igor@thermo.isp.nsc.ru)

\*\*Институт Ядерной Физики СО РАН, Новосибирск, Россия

В настоящее время для регистрации заряженных частиц наиболее перспективным является использование твердотельных детекторов на основе кремниевых PIN- и лавинных APD-фотодиодов.

В работе представлены базовые принципы технологии и технические характеристики разработанных в ИФП СО РАН PIN- и лавинных APD-фотодиодов, особенностью которых было наличие тонкого «мертвого» слоя, позволяющего снизить нижнюю границу по энергии регистрируемых протонов до 10 кэВ.

PIN фотодиод площадью  $0.5 \text{ см}^2$  был изготовлен на основе высокочистого кремния n- типа, выращенного в ИФП по технологии бестигельной зонной плавки (БЗП) с нанесенным методом молекулярно лучевой эпитаксии слоем кремния p<sup>+</sup>-типа толщиной 100 нм и последующим термовакуумным напылением алюминия толщиной 10 нм. Ширина области объемного заряда при обратном смещении составляла несколько сотен мкм, что соизмеримо с пробегами исследуемых частиц. Обратные токи не превышали нескольких мкА.

Для исследования возможностей управления в области «мягкого» пробоя кремния был разработан и изготовлен APD диод оригинальной конструкции площадью  $0,1 \text{ см}^2$  с охранными кольцами и глубокой диффузионной областью. Обратные токи не превышали нескольких десятков нА. Коэффициент внутреннего усиления составил  $\sim 12$  при обратном смещении 900–1000 В.

Представлены также результаты исследований по регистрации с помощью разработанных полупроводниковых детекторов альфа частиц с энергией 5 МэВ. Использование APD-диода позволило получить отношение средней амплитуды регистрируемого пика к полуширине распределения около 13. PIN-фотодиод был опробован для измерения потоков термоядерных протонов с энергией 3.02 МэВ на установке Газодинамическая ловушка (ИЯФ СО РАН) в режиме счета отдельных частиц и показал высокую эффективность. Лучшее энергетическое разрешение ( $\sim$  в 3 раза), в сравнении со сцинтиляционными детекторами на основе ФЭУ, а также нечувствительность к магнитному полю и сопутствующему нейтронному излучению позволяют использовать его для измерения распределения выхода DD реакции.

### Радиационно-стойкие приборы на основе SiC

Е.В. Калинина, Н.Б. Строкан, А.М. Иванов, А.А. Лебедев  
Физико-технический Институт им. А.Ф. Иоффе, РАН, С.-Петербург, Россия  
(evk@mail.ioffe.ru)

Современная военная промышленность, атомная энергетика, космические станции и авиация настоятельно нуждаются в электронных приборах, стабильно работающих в экстремальных условиях – при повышенных температурах, в радиоактивных и химически активных средах. Наиболее перспективным материалом является широкозонный SiC, чему способствуют высокие пороговые энергии дефектообразования, химическая стойкость, электрическая и механическая прочность. Приборы на основе SiC не требуют дополнительного охлаждения при работе.

Исходные высокоомные чистые эпитаксиальные слои  $4H$  и  $6H$ -SiC и сформированные на них диоды Шоттки, транзисторы, диоды с ионно-легированными  $p^+n$  переходами облучались протонами (8 МэВ), электронами (900 кэВ), нейтронами (1 МэВ),  $\gamma$ -лучами ( $5 \times 10^6$  рад), мощными рентгеновскими импульсами [ $3 \times 10^{10}$  рад(SiC)/с], ионами Al (150 кэВ), Kr (245 МэВ) и Bi (710 МэВ). Спектрометрия ионов проводилась с использованием  $\alpha$ -частиц (3.9-7.0 МэВ) естественного распада изотопов  $^{226}\text{Ra}$ ,  $^{238}\text{Pu}$ ,  $^{241}\text{Am}$ .

- Впервые было показано, что диоды, деградировавшие после облучения нейтронами и тяжелыми ионами (Kr, Bi), восстанавливали свои выпрямительные свойства при повышении температуры до 500 °C [1]. Т.е., радиационный и временной ресурсы SiC приборов могут быть значительно увеличены при повышенных рабочих температурах.

- На SiC структурах с барьерами Шоттки впервые наблюдались тонкая структура в спектре  $\alpha$ -распада до 7 МэВ и разрешение по энергии 0.34% [2].

- Впервые на детекторных структурах с Al ионно-легированными  $p^+n$  переходами наблюдалось улучшение спектрометрических характеристик с ростом температуры до 180 °C [3].

- Впервые для SiC детекторов в транзисторном исполнении наблюдалось усиление сигнала в десятки раз, что эквивалентно использованию толстых эпитаксиальных слоев 300-400 мкм.

- При облучении высоковольтных SiC диодов мощными рентгеновскими импульсами [ $3 \times 10^{10}$  rd(SiC)/с] длительностью 22 нс, время их восстановления составляло 25 нс, что указывает на стойкость SiC приборов к быстропротекающим мощным импульсам радиации.

#### Литература

- [1] Е.В. Калинина, Г.Ф. Холуянов, Д.В. Давыдов, А.М. Стрельчук, А. Hallén, А.О. Константинов, В.В. Лучинин, А.Ю. Никифоров, ФТП **37** (10), 1260 (2003).
- [2] Н.Б. Строкан, А.М. Иванов, Е.В. Калинина, Г.Ф. Холуянов, Г.А. Онушкин, Д.В. Давыдов, Г.Н. Виолина, ФТП **39** (3), 382 (2005).
- [3] E. Kalinina, N. Strokan, A. Ivanov, A. Sadohin, V. Kossov, R. Yafaev, S. Lashaev, Принято для публикации в Трудах конференции ECSCRM 2006, Ньюкасл, Великобритания, 2-7 сентября, 2006.

### Влияние гамма-облучения на структуру высокотемпературных сверхпроводников

Н.А. Азаренков, В.Г. Кириченко, С.В. Литовченко  
Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,  
физико-технический факультет, 61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31  
(kirichenko@univer.pht.kharkov.ua)

Для изучения высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП), используются разнообразные экспериментальные методики исследования твердого тела и в том числе эффект Мессбауэра. В настоящее время известно достаточное число работ по мессбауэровской спектроскопии ВТСП с примесными ядрами  $^{57}\text{Fe}$ . Тем не менее, до сих пор нет единого мнения о характере изменения мессбауэровских параметров в зависимости от концентрации примеси железа, кислородной нестехиометрии, структурных параметров и внешнего воздействия, в частности, гамма-облучения.

В данной работе с помощью мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов исследован фазовый состав поверхностных слоев высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП) на основе  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$  с замещением части атомов Cu атомами  $^{57}\text{Fe}$ . Параметры спектров тонких пленок (несверхпроводящих) отличаются от параметров спектров сверхпроводящих таблеток. Это различие обусловлено различием в  $s$ -электронной плотности на ядрах атомов Fe, занимающих узлы Cu в сверхпроводящей и несверхпроводящей фазах ВТСП. Обнаружена композиционная и структурная неоднородность поверхностных слоев в тонкопленочных покрытиях, обусловленная перераспределением атомов кислорода и обеднением по кислороду поверхности ВТСП.

В результате исследования деградации свойств массивных и пленочных образцов ВТСП, полученных методом импульсного лазерного осаждения, обнаружены значительные изменения электронной плотности на ядрах  $^{57}\text{Fe}$  при обратимом превращении ромбической (сверхпроводящей) фазы в тетрагональную (несверхпроводящую) фазу ВТСП. Гамма-облучение также приводит к деградации электронных и структурных свойств ВТСП, в частности, облучение гамма-квантами ( $E = 1,25 \text{ МэВ}$ ) приводит к изменениям структуры и свойств покрытий иттриевой ( $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ) и висмут-стронций-кальциевой (Bi-Sr-Ca-Cu-O) BSCCO ВТСП-керамик. Покрытия ( $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ ) сохранили свой внешний вид и сверхпроводящие свойства, температурная зависимость этих покрытий и после облучения носит металлический характер, хотя произошло снижение  $T_{\text{C}0}$  до значений 77–79 К. Покрытия BSCCO оказались неустойчивыми для воздействия  $\gamma$ -облучения. Изменилась не только текстура, но и полностью изменился фазовый состав керамики, появились фазы, не совпадающие по структуре ни с одной фазой, обычно наблюдаемой при деградации ВТСП Bi-керамик в результате температурных или иных воздействий.

### Влияние протонного облучения на газовыделение в тонкопленочной системе

Н.А. Азаренков, Ю.Н. Борисенко, В.Г. Кириченко, С.В. Литовченко  
Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, физико-технический факультет,  
61108, г. Харьков, пр. Курчатова, 31 (kirichenko@univer.pht.kharkov.ua)

Тонкопленочные устройства изменяют свои характеристики при эксплуатации в зоне протонного излучения. В частности, повышение шероховатости внешней поверхности является причиной ухудшения зеркальности устройств, а деформирование компонентов тонкопленочной системы (ТПС) приводит к изменению их адгезионных характеристик, что в свою очередь влияет на долговечность и надежность работы тонкопленочных устройств. Эти изменения могут быть связаны с ионно-стимулированным газовыделением на поверхности раздела, что делает необходимым изучение влияния протонного излучения на свойства ТПС.

Пограничное газовыделение в тонкопленочной системе Ag(~100 нм)-SiO<sub>2</sub> под действием облучения ионами водорода энергией 1 МэВ флюенсом  $1 \cdot 10^{13} - 1 \cdot 10^{15}$  ион·см<sup>-2</sup>. приводит к образованию на поверхности раздела пленка – подложка мелких сферических образований, размеры которых возрастают с увеличением дозы облучения.

Обнаруженный эффект объясняется тем, что водород, внедренный в подложку в процессе бомбардировки (пробег протонов в ТПС составляет ~10 мкм), с увеличением дозы начинает мигрировать в подложке с последующим выходом в окружающую среду через различные стоки. При этом часть водорода перемещается к поверхности раздела пленка-подложка, являющейся одним из таких стоков.

Анализ облученных ТПС подтверждает гомогенное зарождение газовых пузырей, которые растут при повышении дозы. При этом происходит образование более крупных пузырей за счет мелких соседей. Восстановление сферичности пузырей достигается вследствие минимизации площади их поверхности. С повышением дозы продолжается рост пузырей благодаря диффузионному потоку выходящего из подложки водорода и поглощению мелких соседей. При достижении размера 0,2 – 0,3 мм в диаметре пузыри лопаются. Оценка характера взаимодействия на границе раздела пленка–подложка позволяет подтвердить предположения об электростатическом характере адгезионного взаимодействия в рассматриваемой системе.

Существенным представляется прикладное значение наличия корреляции процесса газовыделения с адгезионными свойствами системы. По результатам проведенных исследований предлагается ряд способов измерения адгезии тонких пленок к подложкам методом стимулированного газовыделения.

## Радиационные эффекты в полупроводниковых соединениях группы III-N (BN, AlN, GaN, InN)

В.Н. Брудный \*, Н.Г. Колин \*\*

\*Томский госуниверситет, Томск, Россия (brudnyi@mail.tsu.ru)

\*\*ФГУП НИФХИ им. Л.Я. Карпова, Обнинск, Россия

Полупроводниковые соединения группы III-N привлекают большое внимание в последние годы как перспективные материалы для высокочастотной электроники и полупроводниковой оптоэлектроники. Однако высокие температуры синтеза данных соединений и летучесть компоненты азота затрудняет получение материала высокого качества. Так типичная концентрация ростовых дефектов в подрешетке азота в соединениях III-N оценивается на уровне  $10^{19}$  см<sup>-3</sup>, что часто определяет свойства ростового материала и ограничивает возможности его практического применения.. Поэтому проблеме исследования собственных дефектов решетки в этих материалах уделяется особое внимание. Высокоэнергетическая радиация широко используется для контролируемой генерации собственных дефектов решетки с целью их последующего изучения, а также для управления свойствами полупроводникового материала. Кроме того, важно исследование проблем радиационной стойкости материалов и развитие предсказательных моделей поведения полупроводникового материала в полях высокоэнергетической радиации.

В настоящей работе на основе развитых авторами эвристических моделей [1] рассчитывается энергетическое положение “нейтральной точки” полупроводникового кристалла III-N насыщенного собственными дефектами решетки за счет высокоэнергетического воздействия (бомбардировки ионами, быстрыми нейтронами или электронами) [2]. Расчетные значения энергетического положения этой точки сравниваются с предельным положением уровня Ферми в облученном материале. Данные расчеты позволяют не только прогнозировать изменение электрофизических характеристик соединений III-N при воздействии радиации, но и при пластической деформации материала, при легировании химическими примесями, а также оценивать высоту барьера на границах металл/III-N и полупроводниковых гетерограницах.

Работа выполнена при поддержке проекта МНТЦ # 3029 “Radiation Effects in Semiconductors III – Nitrides” и гранта РФФИ № 06-02-16700 “Электронная структура и свойства вакансионных нанокластеров в w-(AlN, GaN, InN)”

### Литература

1. Брудный В.Н., Гриняев С.Н., Колин Н.Г.. *Изв. Вузов Физика*. **49**, 75 (2006)
2. Brudnyi V.N., Grinyaev S.N., Kolin N.G. *Physica B* **348**, 213 (2004)



### Радиационные эффекты в нитевидных микрокристаллах антимонида индия

В.М. Бойко\*, И.А. Большакова\*\*, В.Н. Брудный\*\*\*, Н.Г. Колин\*, Д.И. Меркурисов\*

\*Филиал ФГУП “НИФХИ им. Л.Я. Карпова”, 249033, г. Обнинск, Россия,  
тел. (48439)-74731 (ngkolin@mail333.com)

\*\*Львовский Политехнический национальный университет, 290013, г. Львов, Украина,  
тел.: (4322)-351309 (inessa@mail.lviv.ua)

\*\*\*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова при Томском госуниверситете,  
634050, г. Томск, Россия, тел.: (3822)-423493 (brudnyi@ic.tsu.ru)

Представлены результаты исследований изменения свойств сенсоров магнитного поля на основе нитевидных микрокристаллов  $n^+$ -InSb в процессе облучения быстрыми нейтронами реактора ИБР-2.

Данные экспериментальных исследований сенсоров магнитного поля, снятые непосредственно в процессе набора дозы, хорошо описываются в предположении двух конкурирующих процессов: (1) – формирование радиационных дефектов акцепторного типа; (2) – легирование InSb “мелкой” донорной примесью Sn за счет ядерных реакций на атомах In [1]. Именно это позволяет путем выбора исходного уровня легирования материала в зависимости от условий облучения обеспечить стабильность выходных параметров сенсоров на основе нитевидных микрокристаллов  $n^+$ -InSb к нейтронному потоку. Предложена формула определения при малых потоках нейтронов скорости изменения концентрации носителей заряда в облученных образцах InSb

$$\Delta n / \Delta F_{fn} \approx \alpha - \beta \cdot n,$$

где  $\beta$  – сечение образования ( $\text{см}^2$ ) радиационных дефектов ( $N_{\text{RA}} - N_{\text{RD}}$ );  $N_{\text{RD}}(N_{\text{RA}})$  – концентрация радиационных доноров (акцепторов) ( $\text{см}^{-3}$ );  $n$  – концентрация носителей заряда в облученном материале ( $\text{см}^{-3}$ );  $F_{fn}$  – флюенс быстрых нейтронов ( $\text{см}^{-2}$ );  $\alpha$  – суммарный коэффициент введения Sn за счет ядерных реакций на тепловых и промежуточных нейтронах. Оценен оптимальный уровень исходного легирования  $n_0 \sim (6-7) \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$   $n$ -InSb для производства радиационно-стойких сенсоров магнитного поля (с оптимальной чувствительностью около 14 мВ/Тл при номинальном токе 40 мА) при их работе в горизонтальном канале реактора. Эти исследования могут послужить основой при выборе исходного  $n$ -InSb для производства сенсоров магнитного поля, работающих не только в полях нейтронного излучения, но и в ускорителях высокоэнергетических ионов с учетом эффективности ядерного легирования материала при его облучении и с оценкой скорости образования радиационных дефектов.

#### Литература

1. И.А. Большакова, В.М. Бойко, В.Н. Брудный, И.В. Каменская, Н.Г. Колин, Е.Ю. Макидо, Т.А. Московец, Д.И. Меркурисов, ФТП, **39** (7), 814, (2005)

## Радиационно – диэлектрический эффект в толстоплёночной керамике

В.Т. Громов, В.П. Шукайло, С.М. Дубровских, О.В. Ткачев  
РФЯЦ-ВНИИТФ, г.Снежинск (c5@five.ch70.chel.su)

В настоящей работе представлены результаты исследования радиационно-диэлектрического эффекта, ранее обнаруженного в многослойных платах микросборок [1]. Эффект проявляется в обратимом изменении ёмкости.

В отличие от предшествующих работ, исследование эффекта проводили на модельных образцах, выполненных в виде плоского конденсатора, диэлектрический слой которого изготовлен по толстоплёночной технологии. Эксперименты проводили на импульсной рентгеновской установке ИГУР-3 [2] и на импульсном реакторе ЯГУАР [2].

На основе анализа экспериментальных результатов по измерению емкости и ионизационного тока образцов, рассмотрены возможные механизмы, лежащие в основе наблюдаемого эффекта. Наряду с исследованием реакции гетерогенной структуры по механизму Максвелла-Вагнера [3] и рассмотрения гипотезы о рождении диполей в виде электронно-ионных пар [4] предложена модель, основывающаяся на вызванной облучением перезарядке кварцевых включений, имеющих микронные и субмикронные размеры. Механизм перезарядки обусловлен разделением заряда, которое, как и в металл-окисел-полупроводниковых структурах определяется существенным различием подвижности электронов и дырок.

### Литература

1. Громов В.Т., Шукайло В.П., Нестеров О.В., ВАНТ вып.1-3, стр.149-152 (1996).
2. Диянков В.С., Ковалев В.П., Кормилицын А.И., Лаврентьев Б.Н., Леваков Б.Г., Магда Э.П., Снопков А.А., Хохряков В.Ф., «Физика металлов и металловедение», т.81, вып.2 (1996).
3. Орешкин П.Т. Физика полупроводников и диэлектриков. М., «Высшая школа», (1977).
4. Зубов В.В., Зысин Ю.А., Тутуров Ю.Ф., Хохряков В.Ф., Высокомолекулярные соединения т.14, №12, с.2634-2639 (1972).

## Superconductivity and Transport Properties in $\text{LaRu}_4\text{Sb}_{12}$ Single Crystals Probed by Radiation-Induced Disorder

B. Goshchitskii, S. Naumov, N. Kostromitina and A. Karkin  
Institute of Metal Physics, S. Kovalevskoi Str. 18, Ekaterinburg 620219, Russia

A number of filled skutterudite compounds  $\text{RE}_T\text{Pn}_{12}$  (RE = rare earth; T = transition metal; Pn = pnictogen) show heavy-fermion behavior coexisting with an unconventional superconductivity (SC) state [1, 2]. To understand the SC features of this class of materials, we studied the response of electronic system in the SC and normal states in  $\text{LaRu}_4\text{Sb}_{12}$  on disordering induced by fast neutron irradiation.

Single crystals of  $\text{LaRu}_4\text{Sb}_{12}$  prepared by the molten-metal-flux growth method with Sb flux [2] were irradiated with  $5 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-2}$  neutron fluence at  $T_{\text{irr}} = (330 \pm 10) \text{ K}$  and annealed up to  $T_{\text{ann}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$ . Neutron irradiation leads to increase in residual resistivity  $\rho_0$  (from  $\sim 3.5$  to  $\sim 200 \text{ } \mu\Omega\text{cm}$ ) and some increase in the resistivity slope  $d\rho/dT$ . The SC state suppressed by irradiation and appears at  $T_{\text{ann}} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$  (SC temperature  $T_c > 1.4 \text{ K}$  at  $\rho_0 <$

120  $\mu\Omega\text{cm}$ ). The irradiation effects in both SC and normal properties are almost recovered after annealing at 500 °C. In the SC region  $\rho_0 < 120 \mu\Omega\text{cm}$ , the essential increase of upper critical field slope  $-dH_{c2}/dT$  is observed, which shows approximately linear behavior as a function of  $\rho_0$ . It is related to the constancy of “band” parameters such as electronic density of states  $N(E_F)$ .

The first possible explanation of the observed irradiation effects in  $\text{LaRu}_4\text{Sb}_{12}$  is that the  $T_c$  decrease results from pair-breaking effects of the  $d$ -wave order parameter, described by the AG formula  $\ln(T_{c0}/T_c) = \psi(\alpha + 1/2) - \psi(1/2)$ , where  $\psi$  is the digamma function,  $\alpha$  is the pair-breaking parameter,  $\alpha = \hbar/(2\pi k_B T_c \tau)$ . This equation predicts  $T_c = 0$  at  $\tau \leq \tau_c = \hbar/(0.88 k_B T_{c0})$  or  $\rho_0 \geq \rho_{0c} = (0.88 k_B T_{c0} m^*)/(\hbar n e^2)$ . Estimating effective electronic mass  $m^* \approx 10m_e$ , we have  $\rho_{0c} \approx 5 \mu\Omega\text{cm}$ . This value is significantly smaller than  $\rho_0 \approx 100 \mu\Omega\text{cm}$ , where the SC still exists. Thus AG theory overestimates  $T_c$  decrease in  $\text{LaRu}_4\text{Sb}_{12}$ .

There is another qualitative explanation to  $T_c$  suppression under disordering in exotic (non-phononic) mechanism of SC, associated with the disordering-induced damage of appropriate quasi-particles, which are responsible for exotic pairing.

Work was carried out with the financial support of the Ministry of Industry, Science and Technologies of the Russian Federation (State contracts Nos. 40.020.1.1.1166, 40.012.1.1.1356) and the Special Federal Program of Basic Research at Russian Academy of Sciences "Quantum macrophysics" (State contract No 1000-251/P-03/040-348-11054-269, Project UB RAS No 3).

#### References

- [1] Takeda and M. Ishikawa, J. Phys. Soc. Jpn. 69 (2000) 868.
- [2] B. C. Sales et al., Phys. Rev. B 56 (1997) 15081.

### **Изменение кристаллической структуры и магнитных свойств $\text{Ce}_2\text{Fe}_{17}$ после облучения быстрыми нейтронами и последующих изохронных отжигов**

И.Ф.Бергер, В.И.Воронин, Н.В.Проскурнина, А.Е.Карькин, А.Г.Кучин, Б.Н.Гощицкий  
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
(Voronin@imp.uran.ru).

В работе представлены результаты структурных и магнитных исследований разупорядоченного быстрыми нейтронами интерметаллического соединения  $\text{Ce}_2\text{Fe}_{17}$ . Разупорядоченная структура была получена облучением быстрыми нейтронами энергией большей 0.1 МэВ в вертикальном канале реактора ИВВ-2М при температуре 80 °С. Из магнитных измерений было найдено полное подавление антиферромагнитного состояния, характерное для исходного образца, переход в ферромагнитное состояние с температурой Кюри  $T_C = 320$  К. Кристаллическая структура была исследована с помощью рентгеновской и нейтронной дифракции при комнатной температуре. Согласно структурным исследованиям такие изменения связаны с увеличением объема при разупорядочении кристаллической решетки. Это согласуется с концепцией зависимости температуры Кюри от межатомных расстояний. Изохронные отжиги были выполнены на образце, облученном быстрыми нейтронами флюенсом  $1.3 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$  в вакууме.

Как показали магнитные эксперименты, при изохронных отжигках наблюдают две стадии: на первой до 400 °С, температура Кюри увеличивается до  $T_C = 355$  К, а на

второй до 700 °С наблюдают резкое падение до  $T_c = 150$  К. Однако полного восстановления исходных магнитных свойств в наших экспериментах не было достигнуто, образец остался в ферромагнитном состоянии. Параллельно на этом же образце были выполнены структурные исследования с помощью нейтронной дифракции. Предварительно было найдено, что объем элементарной ячейки уменьшается с повышением температуры отжига, причем на зависимости объем – температура наблюдают излом в области  $T = 400$  °С. Такое поведение, в целом, согласуется с данными магнитных измерений (две стадии отжига). В докладе подробно рассматривается поведение межатомных расстояний и других структурных параметров. Проводится анализ полученных результатов с целью уточнения природы наблюдаемых магнитных и структурных свойств.

Работа поддержана проектом РФФИ № 04-02-16053 и Госконтрактом № 02.452.11.7004.

### **Локализация радиационных дефектов в решетке ВТСП после облучения быстрыми нейтронами**

**В.И. Воронин**, Н.В. Проскурнина, Б.Н. Гощицкий  
Институт физики металлов УрО РАН, Россия, 620041, г. Екатеринбург,  
ул. С.Ковалевской 18 (voronin@imp.uran.ru)

Как известно, температура сверхпроводящего перехода  $T_c$  в ВТСП соединениях весьма чувствительна к дефектам различного типа, вносимым в решетку, и зависит от их концентрации и распределения в объеме вещества. Уникальным и «чистым» с физической точки зрения методом создания дефектов атомного масштаба (вакансий, межузельных атомов, антиузельных замещений и т.д.) в решетке исследуемого материала является облучение быстрыми нейтронами. Известно, что облучение быстрыми нейтронами приводит к деградации  $T_c$  ВТСП соединений, которая, по данным структурной нейтронографии, сопровождается большими некоррелированными смещениями атомов из узлов решетки. Было высказано предположение, что такие смещения могут возникать из-за перераспределения по позициям в кристаллической решетке наиболее подвижных атомов кислорода. В настоящей работе сделана попытка определить местоположение радиационных дефектов в типичных представителях ВТСП-YBCuO и LaSCuO-путем построения Фурье-карт распределения атомной плотности внутри элементарной ячейки с использованием результатов нейтронографических экспериментов. Исходные образцы  $YBa_2Cu_3O_{7-8}$  и  $La_{0.83}S_{0.17}CuO_4$  были получены по стандартной керамической технологии. Структурные исследования проводили методом порошковой нейтронографии высокого разрешения ( $\delta d/d \sim 0.3\%$ ). Численные значения структурных параметров получали из обработки экспериментальных нейтронограмм методом полнопрофильного анализа Ритвелда с использованием программы FullProf. Фурье-карты распределения атомной плотности внутри элементарной ячейки были построены с помощью подпрограммы GFourier. Во избежание термохимических процессов облучение быстрыми нейтронами энергией больше 0.1 МэВ было проведено в активной зоне атомного реактора ИВВ-2М при температуре жидкого азота (~78 К).

Работа поддержана проектом РФФИ № 04-02-16053 и Госконтрактом № 02.452.11.7004.



## **VI. Техника и методика эксперимента. Ионная имплантация**

В Программу Семинара традиционно включается методическая секция с целью: а) ознакомить участников с последними методическими разработками в области радиационной физики и радиационного материаловедения; б) дать информацию о новых источниках излучений, а также по применению новых методов исследования конденсированных сред, по методам получения новых функциональных материалов, в том числе обладающих наноструктурой. На секции будут обсуждены особенности регистрации волн напряжений и накопления дефектов при скоростном нагружении металлов и сплавов, выяснены условия откольного разрушения в сталях. Будут представлены работы по созданию наноструктур методом радиационного модифицирования, а также методом механического легирования применительно к созданию новых реакторных конструкционных сплавов, упрочняемых нанооксидами. Анализируются атомно-зондовые методы исследования, экспериментальные методы определения сечения ядерных реакций на изотопах, в частности, на Zr и Ge, методы позитронной спектроскопии, особенности накопления микродефектов в металлах и сплавах при ударно-волновом воздействии.



### Особенности регистрации волн механических напряжений малой длительности кварцевыми датчиками давлений

В.Н. Афанасьев, В.Б. Бычков

Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. академика Е.И. Забабахина»; г. Снежинск Челябинской обл., а.я.245 (dep5@vniitf.ru)

Для измерения формы волн механических напряжений в настоящее время широко применяются кварцевые датчики давления, изготовленные из монокристаллического кварца «Х-среза» [1]. Относительная простота изготовления, большая амплитуда сигнала (~10 В/кбар) делают их использование предпочтительным на установках с высоким уровнем электромагнитных помех, таким как импульсные ускорители электронов, установки со взрывом металлической фольги и др. В стандартной постановке опытов присоединения датчика к исследуемому образцу производится эпоксидным клеем. При этом механическая прочность датчиков составляет ~1 кбар, что затрудняет их повторное использование. Применение мер, способствующих снижению механических напряжений в объёме датчика, таких как

замена эпоксидного клея на диффузионное масло и отвод волны напряжений с тыльной стороны датчика в акустически согласованную нагрузку (алюминий), позволяет увеличить порог его разрушения до 2–3 кбар.

Высокая стабильность параметров монокристаллического кварца в широком диапазоне температур даёт возможность применять кварцевый датчик при повышенных температурах (до 400 °С) [2]. На рис.1 приведена схема эксперимента при повышенных температурах на импульсном ускорителе электронов ИГУР-3 [3]. Наибольшее затруднение при проведении опытов вызвало значительное уменьшение сигнала при прохождении материала, служащего акустическим контактом между образцом и датчиком. При испытании

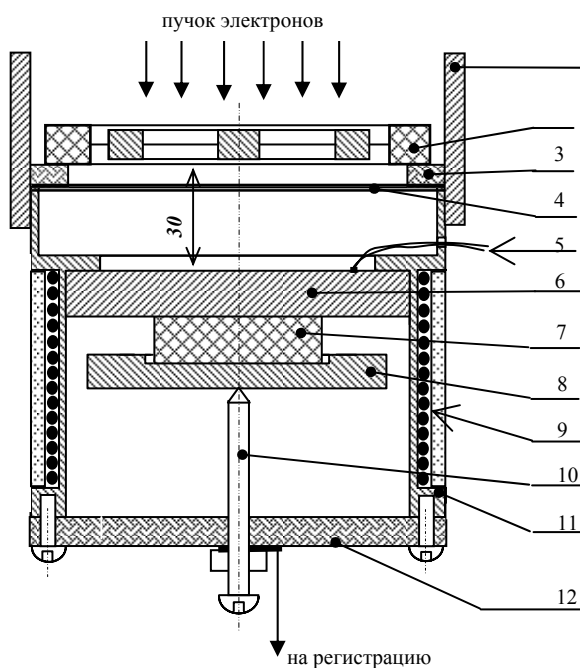


Рис. 1. Схема эксперимента  
 Секция 1. 1 – крепёжный фланец,  
 Секция 2. 2 – кольцевой и центральный калориметры,  
 3 – текстолитовое кольцо,  
 4 – фторопластовая плёнка,  
 5 – термопара,  
 6 – ударник (образец),  
 7 – кварцевый датчик давления,  
 8 – прижимной диск (поглотитель УВ),  
 9 – обмотка нагревателя,  
 10 – контактный болт,  
 11 – корпус нагревателя,  
 12 – текстолитовый диск.

в качестве акустического контакта различных материалов, таких как графитовая смазка, диффузионное масло, литол, касторовое масло, силиконовое масло, двухкомпонентный клей ВК-9Т, был выбран клей ВК-9Т без отвердителя. По имеющимся представлениям он позволяет наиболее точно передать импульс давления из ударника в датчик.

#### Литература

1. Г.И.Канель, С.В.Разоренов, А.В.Уткин, В.Е.Фортов. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. –М.: «Янус-К», 1996.
2. А.Г.Смагин, М.И.Ярославский. Пьезоэлектричество кварца и кварцевые резонаторы, – М.: «Энергия», 1979.
3. В.С.Диянков, В.П.Ковалёв, А.И.Кормилицын и др. ФММ81, вып 2, 119(1996).

### Расчет магнитного поля в области расположения обмотки диполя типа «оконная рама» для ускорителей частиц

З.В.Борисовская, И.Н.Гончаров

Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия (ingonch@sunhe.jinr.ru)

Такие дипольные магниты (ДМ) представляют собой железное ярмо с пустым прямоугольным пространством внутри, на двух противоположных краях которого располагается обмотка. Размеры и форма ярма выбираются таким образом, чтобы результирующее поперечное поле обмотки и намагниченного ею железа (которое дает основной вклад) было достаточно однородным внутри апертуры. Т.к. обычно длина ДМ многократно превышает его поперечные размеры, то в данной работе все расчеты  $B(x,y)$  делались только в поперечной плоскости, проходящей через центр магнита. При этом всегда в этой точке выбиралось поле  $B(0,0) = 2$  Тл (это характерное рабочее значение близкое к максимальному в ДМ данного типа).

В работе приводятся результаты расчетов  $B(x,y)$  для одно- и двухслойной обмотки с 8 и 16 витками из круглого трубчатого проводника с магнитной проницаемостью равной единице.

### Экспериментальное определение сечений ядерных реакций ( $n,x$ ) на изотопах циркония и германия

N.R. Dzysiuk, S.V. Begun, I.M. Kadenko, G.I. Primenko  
Kyiv National Taras Shevchenko University, Kyiv, Ukraine  
(dzysiuk@mail.univ.kiev.ua)

Investigation of neutron reaction cross section at the energy range about 14 MeV is important for development of fusion reactor technology from the point of view of activation, radiation-damage and mechanical stability of construction materials, problem of radiation protection etc. Furthermore, measurements of nuclear reaction cross sections in this energy region are very useful for testing nuclear reaction models.



The cross sections of nuclear reactions  $^{92}\text{Zr}(n, p)^{92}\text{Y}$  and  $^{94}\text{Zr}(n, p)^{94}\text{Y}$  were measured in the neutron energy range of 13.56–14.53 MeV. The discrepancies between existing results from different experimental groups in the selected energy range for the specified nuclear reactions achieve 20–60 % [1]. Obtained results remove the uncertainty concerning values of cross sections of the investigated nuclear reactions and indicate the necessity of additional experiments to reduce the cross sections' determination errors.

In order to diminish the lack of EXFOR data base information regarding  $^{72}\text{Ge}(n, 2n)^{71}\text{Ge}$  reaction cross sections, the excitation function of the specified nuclear reaction has been measured. For the first time such information can be introduced into the modern data bases.

All measurements have been carried out by neutron activation method. The samples in the form of foils of natural zirconium have been irradiated by DT-neutrons. Instrumental gamma-spectra of activation products have been measured by spectrometer with HPGe detector. The following issues are taken into account: instability of neutron flux in time, real geometry of experiment, the effect of true coincident summing of gamma-quantum during spectrum measurements of activation products and the effect of self-absorption gamma-quantum in a sample. The average neutron energy has been determined experimentally by Zr/Nb method [2].

#### References

1. Cross Section Information Storage and Retrieval System (EXFOR). IAEA, Vienna, Austria., <http://www-nds.iaea.or.at/exfor/> (online).
2. Agrawal H.M., Pepelnik R., Nuclear Instrum. and Meth. in Physics Research., Vol. A366, P. 349–353(1995).

### Атомно-зондовые методы исследования приповерхностных объемов облученных материалов

В.А. Ивченко

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия ([ivchenko@iep.uran.ru](mailto:ivchenko@iep.uran.ru))

К наиболее мощным и современным методам исследования проводящих и полупроводящих материалов, с помощью которых можно непосредственно изучать кристаллическую решетку твердых тел с атомным пространственным разрешением, относятся полевая ионная микроскопия (ПИМ) и различные модификации атомных зондов полевого ионного микроскопа.

Цель доклада – продемонстрировать эффективность использования полевых эмиссионных методов для изучения не только радиационных явлений, происходящих в приповерхностных объемах металлов и сплавов в результате облучения, но и модифицированной интенсивными внешними воздействиями атомной структуры различных материалов. Показать, как наряду с нарушениями решетки, типичными для термомеханических, тепловых, мощных деформационных и др. воздействий (имеются в виду точечные, линейные, дислокационные и другие дефекты кристаллической

решетки), в исследованных материалах наблюдаются такие радиационные нарушения как: вакансионные кластеры, аморфизованные участки, сегрегации атомов одного из компонентов в упорядоченных сплавах и т.д.

И, наконец, одна из задач доклада – проинформировать о возможностях нового сканирующего томографического атомного зонда или атомного зонда с локальным электродом (LEAP 3000X Metrology System), который производит фирма IMAGO Scientific Instruments (6300 Enterprise Lane, Madison, WI 53719, 608.274.6880). Эта метрологическая система способна обеспечить пространственное атомное разрешение, определить композиционный состав и провести анализ реконструированного объема не только металлических, но и полупроводниковых и даже керамических материалов. Недавно проведенные эксперименты показали, что LEAP обеспечивает при поле зрения 100 нм в диаметре, сбор информации с материала-образца – со скоростью 20 миллионов ионов в час. Другими словами, 3-мерная реконструкция элементного состава объекта изучения в атомной шкале регистрации происходит с объема образца, имеющего 100 нм в диаметре и 50 нм в глубину в течение часа.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 07-02-00827-а).

### **Об энергетическом пороге откола легкоплавких материалов**

А.П. Степовик

Российский Федеральный Ядерный центр – Всероссийский НИИ Технической Физики,  
456770 Россия, Снежинск, Челябинская обл. а.я. 245 (dep5@vniitf.ru)

При поглощении в материале энергии импульсного излучения (электронного, рентгеновского, светового и т.д.) в нем могут быть созданы механические напряжения, приводящие к его разрушению (например, [1]). С помощью такого способа нагружения можно проводить исследования динамической прочности различных материалов. При этом под динамической прочностью понимается максимальное растягивающее напряжение, при котором происходит откол слоя материала. Сопротивление отколу материала зависит от его температуры. При приближении температуры материала к температуре плавления его прочность падает [2].

Для легкоплавких материалов в качестве критерия для характеристики стойкости к разогреву импульсным излучением можно было бы выбрать количество тепла, которое нужно сообщить, чтобы достичь плавления. Задачей данной работы было выяснение конкретного механизма повреждения легкоплавких материалов: разбрызгивание (унос расплавленного материала) или откол, если поглощенной энергии недостаточно для плавления. Отличие между указанными механизмами – в скрытой теплоте плавления.

Исследование поведения образцов легкоплавких материалов были проведены при облучении электронным пучком на ускорителях РФЯЦ-ВНИИТФ ИГУР-3 и ЭМИР [3]. Контролировали изменение состояния поверхности образцов, измеряли

толщину отделившегося слоя материала и вычисляли величину энергосвечения в сечении повреждения.

Средняя величина энергосвечения  $Q$  в сечении повреждения для свинца и припоя ПОС-61, вычисленная из полученных данных, приведена в табл. 1. Как видно из табл. 1, в диапазоне длительностей импульсов электронов (3...40)  $10^{-8}$  с, в пределах погрешности измерений, эта величина не зависит от длительности импульса излучения.

**Таблица 1. Средние значения величины энергосвечения в сечении повреждения для свинца и припоя ПОС-61, указана среднеквадратичная погрешность**

Материал	Ускоритель ЭМИР $Q$ , Дж/г	Ускоритель ИГУР-3 $Q$ , Дж/г	Среднее значение Дж/г
Свинец	$40 \pm 1,7$	$36 \pm 7$	$38 \pm 5,4$
ПОС-61	$36 \pm 5,8$	$41 \pm 6,3$	$38,5 \pm 6,7$

Из данных табл. 1 можно заключить, что существует энергетический порог для откола, при котором наблюдается унос всей облученной поверхности. При этом наименьшая конечная толщина слоя уноса определяется расположением максимума энергосвечения электронов, который находится в глубине материалов [4].

Это же подтверждено и анализом облученных образцов. При повышении величины переноса энергии электронов наблюдается отделение всей облученной поверхности вещества в месте расположения максимума энергосвечения. При этом

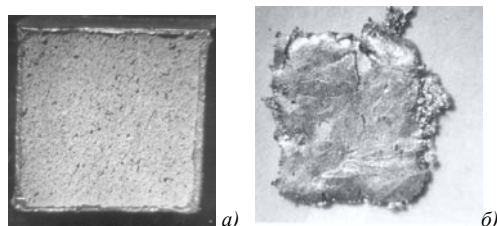


Рис. 1. Вид характерного повреждения образца припоя ПОС-61 4x4x1,5 мм электронным пучком  
а) вид облученной поверхности образца,  $\sim 16$  Дж/см<sup>2</sup>;  
б) отделившаяся часть этого образца

отделившийся слой отлетает, не расплавившись (рис. 1б). Вследствие боковой разгрузки, по периметру облученной поверхности остается слой неповрежденного материала (рис. 1а).

Было проведено сравнение величины энергосвечения в сечении повреждения  $Q$  при минимальной

толщине отделившегося слоя с количеством тепла, необходимым для плавления свинца и припоя ПОС-61 ( $Q_2 = c \cdot \Delta T + Q_{пл}$ , где  $Q_{пл}$  - скрытая теплота плавления,  $c$  - удельная теплоемкость, а  $\Delta T$  - величина разогрева) и количеством тепла, необходимым для нагрева материала до температуры плавления  $Q_1 = c \cdot \Delta T$  (табл. 2).

**Таблица 2. Сравнение порогового энергосвечения в сечении повреждения при минимальной толщине слоя уноса с количеством тепла, необходимым для плавления свинца и припоя ПОС-61, указана среднеквадратичная погрешность**

Материал	$Q_1$ Дж/г	$Q_2$ Дж/г	$Q$ Дж/г
Свинец	38,5	63,5	$40 \pm 2,5$
ПОС-61	28,5	59,4	$43,5 \pm 5,4$

Как видно из табл. 2, унос материала по всей облученной поверхности наблюдается при его нагреве до температуры плавления, без учета скрытой теплоты плавления. Это же подтверждается данными рис. 1. Отсюда следует вывод, который

подтверждает вывод [5], что нагрев легкоплавких материалов до температуры плавления достаточен, чтобы материал потерял прочность.

#### Литература

1. Борзых А.А., Черепанов Г.П. // *Проблемы прочности* № 8, 16 (1980)
2. Батьков Ю.В., Новиков С.А., Сеницын В.А. и др. // *ПМТФ* № 3, 133 (1979)
3. Диянков В.С., Ковалев В.П., Кормилицын А.И. и др. *ФММ* **81**, Вып. 2, 119 (1996)
4. Schallhorn D.R., Buxton L.D. // *Trans. on Nucl. Sci.* **NS-16**, № 6, 242 (1969)
5. Вудраф Л., Гидт В., Хесс Ж. // *Прикладная механика* № 2, 73 (1971)

### Полевая ионная микроскопия радиационных повреждений в ГЦК-металлах после различных типов облучения

В.А. Ивченко\*, Е.В. Медведева\*, А.В. Козлов\*\*, В.В. Овчинников\*

\*Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (lena@ier.uran.ru)

\*\*ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Россия

В настоящей работе приведены результаты изучения приповерхностных объемов чистой (99,99 %) платины, облученной ускоренными пучками газовых ионов  $Ag^+$ , а также быстрыми нейтронами методом полевой ионной микроскопии (ПИМ). ПИМ позволяет в атомном масштабе проводить прямое прецизионное изучение дефектов кристаллической решетки материала, инициируемых интенсивными внешними воздействиями.

Имплантация игольчатых образцов, предварительно аттестованных в ПИМ, проводилось ускоренными до 30 кэВ пучками газовых ионов ( $Ag^+$ ), дозами (D) -  $10^{14}$ ,  $10^{16}$  –  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> при плотностях ионного тока  $j = 70$  (T = 70 °C), 150 (T = 70 °C), и 200 мкА/см<sup>2</sup> (T = 200 °C), соответственно. Для изучения дефектов, образовавшихся при нейтронной бомбардировке, платиновые образцы облучались в реакторе ИВВ-2М при температуре ~310 К до флюенсов быстрых ( $E > 0,1$  МэВ) нейтронов  $6,7 \times 10^{21}$  м<sup>-2</sup> и  $3,5 \times 10^{22}$  м<sup>-2</sup>.

Облучение платины нейтронами до флюенса  $6,7 \times 10^{21}$  м<sup>-2</sup> привело к формированию в ней дефектной структуры, для которой характерна повышенная концентрация единичных точечных дефектов и их комплексов, по размеру сравнимых с межатомным расстоянием. При повышении флюенса до  $3,5 \times 10^{22}$  м<sup>-2</sup> в облученной платине образовались радиационные кластеры (обедненные зоны с «поясом» междоузельных атомов), средний размер которых составил 3,2 нм. Экспериментально измеренная концентрация радиационных кластеров в объеме платины составила  $9 \times 10^{22}$  м<sup>-3</sup>.

После ионной имплантации было обнаружено, что с увеличением флюенса, статическая и радиационно-динамическая составляющие воздействия вызывают переход приповерхностного объема металла (не менее 20 нм по глубине образца от облученной поверхности) в состояние, которое по ряду наиболее существенных признаков может быть охарактеризовано как наноструктурное. Наноструктуризация платины в приповерхностном объеме была обнаружена только при  $D = 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. Причем состояние металла отличалось от ранее изученных наноструктурных

металлических объектов методами ПИМ и томографического атомного зонда ПИМ, полученных после сильных пластических деформаций и механического сплавления [1, 2].

Работа выполнена при поддержке УрО РАН (грант молодых ученых и аспирантов).

#### **Литература**

1. V.A. Ivchenko, N. Wanderka, U. Czubayko, V. Naundorf, A.Ye. Ermakov, M.A. Uimin and H. Wollenberg. Mater. Sci. Forum 343/346 (2000) 709-714.
2. В.А. Ивченко, Б.М. Эфрос, Е.В. Попова и др. ФТВД, (2003), Т.13, № 3, с.109-116.

### **Томографическая атомно-зондовая микроскопия реакторных материалов**

С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.Г. Залужный, А.В. Карпов, М.А. Козодаев, О.Н. Макеев  
ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики  
им. А.И.Алиханова, Москва, Россия (atom-scale@itep.ru)

Прогнозирование радиационной стойкости конструкционных материалов в радиационных полях неразрывно связано с пониманием процессов эволюции микроструктуры. Атомно-масштабные исследования деталей разнообразных радиационных эффектов в металлах и модельных сплавах, сыграли исключительно важную роль для построения общей картины формирования дефектной структуры облучаемых материалов [1]. Однако экспериментальное изучение процессов перераспределения элементов на таких масштабах в сталях и других многокомпонентных материалах затруднительно. В этом случае наиболее приемлемым методом является томографическая атомно-зондовая микроскопия. Эта методика позволяет обнаружить нанокластеры различных элементов, установить степень обогащения или обеднения конкретными компонентами дефектов кристаллического строения (например, границ зерен). Реализация уникальных возможностей томографической атомно-зондовой микроскопии открывает совершенно новые перспективы в исследовании закономерностей радиационного дефектообразования в конструкционных материалах.

Атомно-зондовые исследования корпусной стали реактора ВВЭР-440 показали, что основной причиной охрупчивания является образование нанокластеров, содержащих преимущественно медь и фосфор [2, 3]. При этом меднообогащенные кластеры являются стоками для атомов фосфора, что подавляет его сегрегацию на границах зерен. Установлено, что повышение концентрации никеля и увеличение температуры облучения приводит к усиленной радиационно-стимулированной диффузии фосфора и способно вызвать повышение его концентрации на границах зерен и привести к охрупчиванию по межзеренному механизму. Поскольку эта тенденция может представлять потенциальную опасность, то требуется ее тщательное изучение на микроструктурном уровне. Отметим что, анализируя с помощью атомного зонда структуру и состав образцов, подвергнутых различным воздействиям, можно проследить динамику роста или растворения микровключений, изменение их химического состава.

Важным направлением применения атомно-зондовой микроскопии является исследование дисперсно упрочненных оксидами сталей с нанометровым размером внедренных частиц. Известно [4], что наиболее перспективными являются стали, где в качестве оксидных включений используется  $Y_2O_3$  с добавлением Ti. Помимо высокой жаропрочности, эти стали обладают повышенной прочностью и радиационной стойкостью. Такие материалы являются перспективными, как для ядерных, так и термоядерных реакторов. Проведены исследования атомарной структуры необлученных ферритно-мартенситных сталей, упрочненных оксидами иттрия. Установлена заниженная концентрация примесных элементов внутри зерна, что является следствием сегрегации этих элементов на различных дефектах. Проведенные исследования позволили выявить структуру кластеров, имеющих повышенную концентрацию атомов Y и O.

Данная работа была выполнена при частичной поддержке РФФИ (гранты 04-02-17064 и 05-02-08116-офи\_э).

#### Литература

1. 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, **66**, 3 (2006).
2. Pareige P., Radiguet B., Suvorov A., Kozodaev M., Krasikov E., Zabusov O., Massoud J.P., Surface and Interface Analysis, **36**, 581 (2004).
3. Суворов А.Л., Залужный А.Г., Козодаев М.А., Лазарев Н.Е., Вопросы Атомной Науки и Техники. серия: Материаловедение и новые материалы, **63**, 346 (2004).
4. El-Genk M.S., Tournier J.-M., Journal of Nuclear Materials, **340**, 93 (2005).

### **Ионно-лучевая модификация миллиметровых приповерхностных слоев алюминиевых сплавов непрерывными пучками ионов аргона**

В.В. Овчинников

Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,  
Россия (vladimir@ier.uran.ru)

В работе изучено влияние ускоренных ионов  $Ar^+$  средних энергий на механические свойства и структурно-фазовое состояние алюминиевых сплавов различных систем: АМг6 (Al-Mg), ВД1 (Al-Cu-Mg-Mn) и 1441 (Al-Li-Cu-Mg).

Образцы для исследования были вырезаны из нагартованных плакированных листов сплавов толщиной 3 мм. При облучении варьировались энергия ионов ( $E = 20$  и  $40$  кэВ), плотность ионного тока ( $j = 100 - 400$  мкА/см<sup>2</sup>), доза облучения ( $D = 1 \cdot 10^{15} - 2 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup>). В ходе облучения осуществлялся непрерывный контроль температуры мишени с помощью хромель-алюмелевой термопары. Максимальная температура, до которой нагревались образцы, не превышала температуры промежуточных отжигов для снятия нагартовки в ходе прокатки сплава того или иного состава. Как правило, длительность такого отжига составляет 2 ч.

Исследованы прочностные характеристики исходных и облученных образцов. Получены многомерные зависимости механических свойств от энергии ионов,

плотности ионного тока, плотности мощности, подводимой к образцам, температуры и дозы облучения.

Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что изменение прочностных характеристик для данных сплавов с ростом дозы облучения, а именно, возрастание пластичности при значительном снижении прочностных характеристик, контролируются процессами динамического возврата и рекристаллизации во время имплантации.

Электронно-микроскопическое исследование структурного состояния сплава в параллельном и перпендикулярном облучаемой поверхности сечениях образца свидетельствует о том, что структурные изменения под действием облучения происходят не только в тонком приповерхностном слое, толщина которого сравнима со средним проективным пробегом ионов (несколько десятков нанометров), но и по всей глубине образца толщиной 3 мм, что в  $10^5$  раз превышает проективные пробеги ионов.

Зарегистрированные структурные изменения протекают с высокой скоростью (в течение нескольких секунд облучения) и на глубине  $\sim 3$  нм, что в десятки тысяч раз превышает проективные пробеги ионов и служит доказательством наличия радиационно-динамического вклада в изменение структуры твердых тел при воздействии на них пучков ускоренных ионов.

### **Исследование электронной структуры изотопа углерода $^{13}\text{C}$ и композитов на его основе для конвертора нейтронной мишени**

Е.И. Жмуриков\*, П.В. Логачев\*, А.И. Романенко \*\*, О.Б. Аникеева\*\*, А.В. Окотруб\*\*, Л.Г. Булушева\*\*, Ю.В. Лавская\*\*, С.В. Цыбуля\*\*\*, О.Г. Абросимов\*\*\*, Luigi Teschio\*\*\*\*

\* Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск, Россия  
(jmurikov@mail.ru)

\*\* Институт неорганической химии им. А.В. Николаева СО РАН, г. Новосибирск, Россия

\*\*\* Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г. Новосибирск, Россия

\*\*\*\* Национальная лаборатория Леньяро, Национальный институт ядерной физики, Италия

Создание интенсивного источника высокоэнергетичных нейтронов на базе протонного ускорителя является важнейшей задачей современной физики высоких энергий. Нейтронная мишень является важнейшей частью такого конвертора нейтронного пучка. Материал для нейтронной мишени должен быть весьма устойчив по отношению как к высоким температурам, так и к градиенту температур. Во время работы мишень должна принимать из протонного пучка и рассеивать мощность порядка 150-200 кВт в пятне диаметром в  $1\text{см}^2$  в непрерывном режиме. Углеродный нанокompозит, содержащий большое количество изотопа  $^{13}\text{C}$ , является наиболее подходящим материалом для подобных тяжелых условий. Ранее [1] сообщалось об исследовании структуры и электронных свойств углеродного композита на основе

изотопа  $^{13}\text{C}$  с плотностью порядка  $0,7 - 0,8 \text{ г/см}^3$ . Целью данной работы было исследование электронной структуры исходного порошка чистого изотопа  $^{13}\text{C}$  и композитов с повышенной плотностью (до  $\sim 1,55 \text{ г/см}^3$ ) на его основе. Для этого использовались такие методы, как рентгенодифракционный анализ, электронная высокоразрешающая микроскопия, рентгеновская флуоресцентная спектроскопия, квантохимический расчет, а также электрофизические измерения при низких температурах.

Внутренняя структура плотных композитов, полученных на основе изотопа углерода  $^{13}\text{C}$ , является весьма сложной и составленной из нескольких, резко различающихся морфологических форм углерода. Рентгенодифракционный анализ исходного порошка чистого изотопа  $^{13}\text{C}$  показывает присутствие наночастиц с высотой графенового пакета в  $20\text{\AA}$  и  $40\text{\AA}$ . Рентгеновские флуоресцентные SK $\alpha$ -спектры исходного порошка чистого изотопа  $^{13}\text{C}$  и композитов на его основе заметно отличаются наличием повышенной плотности  $2\pi$ -состояний по сравнению с классическим графитом. Были построены расчетные SK $\alpha$ -спектры для исходного материала на основе чистого изотопа  $^{13}\text{C}$ . Расчетные спектры хорошо согласуются с экспериментальными (рис. 1).

Представляется, что температурная зависимость проводимости исходного порошка изотопа углерода  $^{13}\text{C}$  вида  $\Delta\sigma(T) - \ln T$  связана с небольшими фрагментами графеновых плоскостей и решающий вклад в эту температурную зависимость по крайней мере до температуры 50 К вносят двумерные квантовые поправки для взаимодействующих электронов.

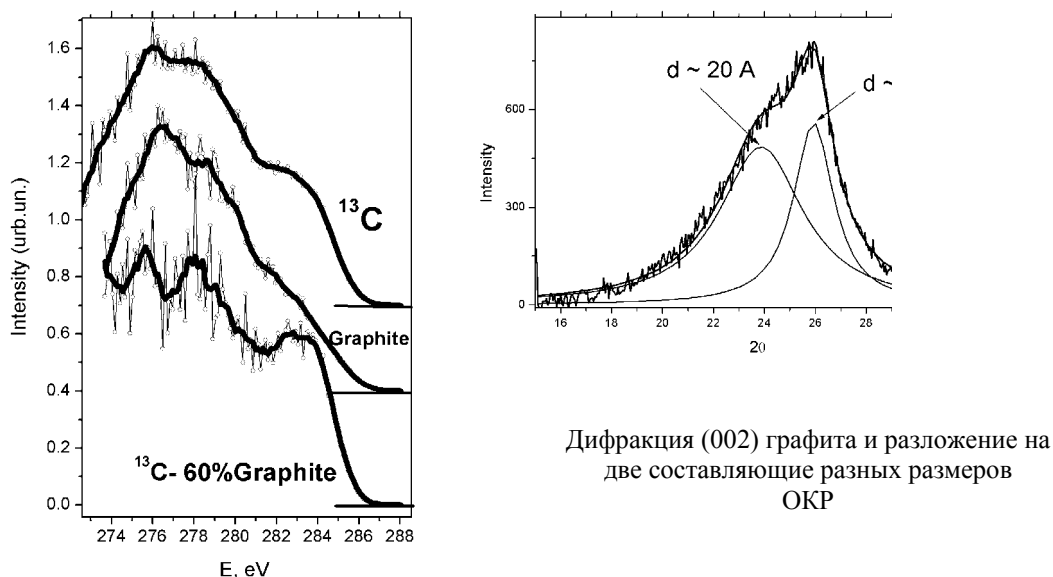


Рис.1 Сравнение экспериментальных SK $\alpha$ -спектров  $^{13}\text{C}$ , графита и их разности



Вклад квантовых поправок, связанный с двумерной слабой локализацией, может быть выделен также и для композита на основе изотопа  $^{13}\text{C}$  с повышенной плотностью при температурах, близких к гелиевым. Переход от логарифмической температурной зависимости проводимости к степенной при повышении температуры предположительно связан с влиянием переходов носителей между оборванными и перепутанными графеновыми слоями в нанокompозите с более чем сложной микроструктурой. Поскольку с ростом температуры вероятность таких переходов возрастает [2], то образуется трехмерная поверхность Ферми и квантовые поправки для такой структуры следует рассматривать так же, как и для трехмерного анизотропного проводника.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РНП.2.1.1.1604

#### Литература

1. Романенко А.И., Анисеева О.Б., Горбачев Р.В. и др. Новый материал на основе изотопа углерода  $^{13}\text{C}$  для нейтронных мишеней // Неорганические материалы, 2005, Т.41, №5. С.1-9
2. Миньков Г.М., Пономарев А.И., Шерстобитов А.А. и др. Квантовые поправки к проводимости в естественной сверхрешетке  $\text{Nd}_{2-x}\text{Ce}_x\text{CuO}_4$  // ФТТ, 2005, Т.47, В.10, С.1894-1900

### Разработка и исследование наноструктурных ферромагнитных сплавов на основе $\text{Ni}_2\text{MnGa}$ с эффектами памяти формы

Е.Б. Марченкова, В.Г. Пушин, Н.И. Коуров

Институт физики металлов УрО РАН, 620041, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18  
(pushin@imp.uran.ru)

Сплавы на основе интерметаллического соединения  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{25}$  (в ат.%) привлекают к себе пристальное внимание благодаря уникальным физико-механическим свойствам. Сплавы нестехиометрических составов среди них занимают особое место, если их температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений, определяющих эффект памяти формы (ЭПФ), а также температура Кюри близки и расположены вблизи комнатной температуры. Для исследований были выбраны сплавы  $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$  и  $\text{Ni}_{53,5}\text{Mn}_{20,25}\text{Fe}_{1,25}\text{Ga}_{25}$  для получения в них наноструктурных (нано- и субмикроструктурных) состояний. Исследования выполняли методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии *in situ*. Измеряли также электросопротивление, термо-ЭДС и магнитные свойства.

В работе данные сплавы были подвергнуты сверхбыстрой закалке из расплава (БЗР) и интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (ИПДК). БЗР спиннингованием привела к существенному уменьшению зерна (от 500 до 0,5 мкм) сплавов, возрастанию их механической устойчивости и деформационной термоциклической прочности и пластичности. При этом имеют место магнитное и каскад высокообратимых термоупругих мартенситных превращений  $L2_1 \leftrightarrow 5M \leftrightarrow 7M$  и связанного с ними магнитоуправляемого ЭПФ. Температурный гистерезис физических свойств в окрестности их критических точек в БЗР-сплавах значительно сужается, что

наряду с улучшением механических свойств очень важно для их практического применения.

Применение ИПДК обеспечило получение в сплавах аморфно-нанокристаллической структуры. Индуцированное ИПДК мартенситное превращение произошло с образованием новой ранее неизвестной фазы с аномально большой тетрагональностью ( $c/a \approx 1,4$ ). Она чрезвычайно термически устойчива, сохраняясь до 300 °С. Возникший аустенит в аморфно-нанокристаллическом состоянии обладает повышенной стабильностью и по отношению к прямому мартенситному превращению. Средний размер зерна можно регулировать отпуском в пределах (10-200) нм и более. В нанозернах размером (20–100) нм узкогистерезисные мартенситные превращения происходят по механизму "монокристалл-монокристалл". В сплавах с более крупными субмикрочастицами мартенситные превращения реализуются с образованием одно-двух-трехпакетной морфологии. Обнаружено также некоторое, более заметное, чем в БЗР-сплавах, снижение температур мартенситных превращений, при сохранении высокой обратимости термоупругих мартенситных превращений и их последовательности в ИПДК-сплавах.

Работа выполнена при поддержке грантов фондов "Аусферр", РФФИ 06-02-16695.

### **Методика приготовления образцов из реакторных сталей для томографической атомно-зондовой микроскопии**

А.А. Алеев, А.Г. Залужный, С.В. Рогожкин, О.Н. Макеев, А.В. Карпов  
Государственный Научный Центр Российской Федерации Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И. Алиханова, Москва, Россия

Томографическая атомно-зондовая микроскопия (ТАЗМ) – уникальная методика, позволяющая одновременно определять положение и химическую природу атомов в исследуемом объеме с разрешением в 0.1 нм. Благодаря этому она позволяет на атомно-масштабном уровне изучать распределение различных компонентов в сплавах, определять степень обогащения или обеднения определенными элементами поверхностей облучаемых материалов (например, границ зерен), других дефектов кристаллической структуры (дислокаций, дефектов упаковки).

Хотя и в автоионной микроскопии (АИМ), и ТАЗМ используются образцы в виде острий, в ТАЗМ накладываются более жесткие требования на их форму. Это связано с ухудшением разрешения в ТАЗМ при больших радиусах кривизны острий, а так же сильной зависимостью объема получаемых данных от их конусности. В настоящей работе для ТАЗМ была отработана методика приготовления образцов, форма которых удовлетворяет следующим параметрам: диаметр 10–50 нм (в зависимости от материала), угол раствора конуса образца не более 11°.

Отработанная методика, включает в себя многоступенчатую систему подготовки острий из обычно предоставляемых образцов, например, после шарпи тестов, либо

тестов на растяжение и сжатие. На первой стадии производится нарезка заготовок из исследуемого материала методом электроискровой резки в воде. Данный метод не вызывает внутренних напряжений, в отличие от резки алмазными дисками, а так же не нагревает образец, тем самым не искажая область последующего томографического исследования. Размер получившихся заготовок составляет  $0.3 \times 0.3 \times 15 \text{ мм}^3$ . Следующая стадия представляет собой утонение образца (а так же снятие окалины и очистка поверхности от загрязнений) методом анодной электрохимической полировки в электролите до диаметра в несколько микрон. Контроль формы образца на этой стадии осуществляется в оптическом микроскопе. По завершении данной стадии на конце образца образуется остриё диаметром 1–5 мкм и длиной 1–3 мм. Последующее утонение проводится в «капле» при меньших значениях напряжения и/или в электролите меньшей концентрации, под микроскопом при 200-кратном увеличении. Дополнительный контроль формы острий производится с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), так как с помощью оптического микроскопа уже невозможно «увидеть» кончик острия. В случае если диаметр кончика иглы чуть больше желаемого, оказывается возможным использование импульсной полировки. Контроль формы приготовленного острия можно так же производить в растровом электронном микроскопе, однако, ПЭМ позволяет контролировать не только форму, но и выявлять уже на этой стадии особенности структуры в изучаемом образце. Путем дополнительного стравливания возможно подведение обнаруженных особенностей структуры в область томографического исследования.

Обработка данной методики проводилась на необлученных реакторных сталях класса ВВЭР-440. Были получены предварительные данные о распределении в них элементов.

Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты 04-02-17064 и 05-02-08116-офи\_э).

### **Некоторые термодинамические и электрохимические аспекты переработки отработанного ядерного топлива в хлоридных расплавах**

Е.В. Николаева, В.А. Хохлов  
ИВТЭ УрО РАН, 620219, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской 22  
(E.Nikolaeva@ihte.uran.ru)

Одним из наиболее важных шагов процесса пирометаллургической переработки отработанного ядерного топлива (ОЯТ) является селективное электровосстановление его компонентов из разбавленных растворов их хлоридов в расплавленных хлоридах щелочных или щелочноземельных металлов. При этом задачей является полное разделение актинидов от лантанидов, которое позволяет снизить активность регенерированного топлива до приемлемого уровня и минимизировать потери делящихся элементов. В этой связи очень важно понимание особенностей

электрохимического поведения лантанидов в подобных электролитах. В таких растворах одной из важных термодинамических характеристик является условный стандартный потенциал металла ( $E^*M^{n+}/M$ ). Эта величина, измеренная относительно хлорного электрода сравнения непосредственно связана со свободной энергией образования соли в среде растворителя (без учета энергии образования идеального раствора равной  $RT\ln[MCl_n]$ ).

В данной работе на основе имеющихся экспериментальных данных были оценены термодинамические функции образования ди- и трихлоридов всех лантаноидов в их разбавленных растворах в двух разных растворителях: расплавленной эквимольной смеси NaCl-KCl при 973K и в расплаве эвтектики LiCl-KCl при 723K. В рассмотрение были также приняты данные для металлов, ионы которых имеют электронное строение подобное соответствующим ионам лантаноидов. Для  $Ln^{2+}$  это ионы  $Ca^{2+}$ ,  $Sr^{2+}$ ,  $Ba^{2+}$ , для  $Ln^{3+}$  это ионы  $Sc^{3+}$  и  $Y^{3+}$ . При этом термодинамические функции реакций сольватации  $M^{3+}$  (M - Sc, Y, Ln) и  $M^{2+}$  (M – Ca, Sr, Ba, Ln) в указанных расплавах растворителей были рассчитаны методом построения термохимических циклов. Установлены эмпирические соотношения между значениями термодинамических функций реакций сольватации в данной солевой среде и радиусами ионов  $M^{n+}$ .

Подобные расчеты позволяют рассмотреть вопрос об устойчивости  $Ln^{3+}$  и  $Ln^{2+}$  в равновесии с металлом в заданных условиях и сделать оценку соответствующих величин условных стандартных и окислительно-восстановительных потенциалов  $E^*Ln^{3+}/Ln$ ,  $E^*Ln^{2+}/Ln$  и  $E^*Ln^{3+}/Ln^{2+}$ .

### Регистрация дисперсии скорости свободной поверхности образцов железа и сталей методом оптического рычага

Е.А. Козлов, В.И. Таржанов, И.В. Теличко, А.В. Воробьев Д.М. Горбачев, Д.Г. Панкратов  
РФЯЦ – ВНИИТФ им. Е.И. Забабахина, г. Снежинск, Челябинская область, Россия  
(kozlov@gdd.ch70.chel.su)

Представлены результаты сравнительного анализа регистрограмм, полученных в экспериментах [1-2] с нагружением образцов железа и сталей скользящей и нормальной детонацией зарядов ВВ различной мощности и толщины с регистрацией многоволновых конфигураций при сжатии с использованием фотохронографической методики оптического рычага. Исследованы образцы из высокочистого мелкозернистого (80 мкм) и крупнозернистого (250 мкм) железа, а также образцы из стали 30ХГСА в состоянии поставки и закаленной до  $HR_c$  35...40 единиц.

Нелегированное железо и феррито-перлитные стали являются интересными материалами для изучения обсуждаемого явления – смены зеркального на диффузное отражение изначально отполированной свободной поверхности образцов при выходе на нее ударных волн нарастающей амплитуды. Многоволновые конфигурации при

сжатии этих материалов реализуются в достаточно широком диапазоне продольных напряжений, а именно:

- одноволновая, упругая волна при  $\sigma_{xx} \leq \sigma_{xx}^{VII} \sim 1-3$  ГПа;
- двухволновая, упруго-пластичная конфигурация при  $\sigma_{xx}^{VII} \leq \sigma_{xx} \leq \sigma_{xx}^{\alpha-\varepsilon} \sim 12,5-13,5$  ГПа;
- трехволновая, упруго-пластическая с выделением фазового предвестника при  $\sigma_{xx}^{\alpha-\varepsilon} \leq \sigma_{xx} \leq \sigma_{xx}^* = 35$  ГПа;
- двухволновая, упруго-пластичная при  $\sigma_{xx}^* < \sigma_{xx} \leq \sigma_{xx}^{**} = 70$  ГПа;
- одноволновая, пластическая волна при  $\sigma_{xx} \geq 70$  ГПа.

Фотохронограммы обрабатывались с использованием сканера с высоким пространственным разрешением (0,01 мм). Получены фотометрические профили записанных растровых линий. Определена составляющая функции рассеяния, связанная с возникающей при выходе волновых фронтов шероховатостью поверхности образца.

Во всем названном диапазоне продольных напряжений наблюдается закономерное увеличение доли диффузной составляющей отраженного света в ряду: закаленная сталь 30ХГСА, та же сталь в состоянии поставки, высокочистое мелкозернистое и крупнозернистое железо.

Объяснение снижению зеркальной компоненты отражения от исходно полированной поверхности поликристаллического образца за счет разориентации зеренных блоков и возникновения дисперсии скорости зондируемого участка свободной поверхности образца при выходе на него сильных пластических волн, было предложено Ю.И. Мещеряковым [3].

Для регистрации многоволновых конфигураций в сложнолегированных сталях он применял локальную (одноточечную, в отличие от многоканальной [4]) VISAR–диагностику с использованием маломощного лазера. Для высокоскоростного нагружения плоских мишеней использовалась лабораторная газовая пушка, позволявшая разгонять плоские стальные ударники  $\varnothing 37 \times 2$  мм до 0,200–0,400 км/с. Порог потери структурной стабильности сталей оценен в [3] амплитудой пластической волны, всего лишь в несколько раз превышающей упругий предел Гюгонио материала

$$\sigma_{xx}^* \geq \sigma_{xx}^{VII}.$$

Столь осторожный вывод сделан Ю.И. Мещеряковым, по-видимому, из-за невозможности в лабораторных условиях исследовать поведение конструкционных материалов в более широком диапазоне нагружения, в том числе и с применением более мощного лазера в VISAR–диагностике.

В данной работе показано, что явление потери структурной стабильности и возникновение дисперсии массовой скорости реализуется в железе и сплавах на его основе в существенно более широком диапазоне напряжений, в 3 раза превосходящем диапазон, приведенный в [3].

**Литература**

1. E.A.Kozlov, Shock Adiabatic Features, Phase Transition Macrokinetics, and Spall Fracture of Iron in Different Phase States, High Pressure Research, 1992, v.10, pp.541-582
2. Е.А.Козлов, В.И.Таржанов, И.В.Теличко, Д.М.Горбачев, Д.Г.Панкратов, А.В.Петровцев, Г.В.Коваленко и др. Кинетика упругопластической деформации, фазового превращения, а также откольные разрушения, структура и свойства высокочистого железа и стали 30ХГСА. Результаты экспериментальных и расчетно-теоретических исследований поведения и свойств железа и стали 30ХГСА при динамическом нагружении. Отчет РФЯЦ-ВНИИТФ по Контракту I00530009-35 с LANL, Заказ 001, 2000 год, ПС00.7739 от 26.09.2000г, 336с
3. Yu.I.Mescheryakov, A.K.Divakov, N.I.Zhigacheva Shock-Induced Structural Transitions and Dynamic Strength of Solids. Inter. J. Solids & Structures, 2004, v. 41, pp.2349-2362
4. L.M.Barker Multy-Beam VISAR for Simultaneous v/s Time Measurements. In: SHOCK COMPRESSION of CONDENSED MATTER 1999, M.D.Furnish, L.C.Chhabildas, R.S.Hixson (eds), APS, Melville, New York, 2000, pp.999-1002

### Многопроходный режим генерации тормозного излучения

А.Г. Березовский, В.Б. Братчиков, В.Б. Бычков, А.М. Гафаров, В.М. Зверев, В.М. Корепанов, В.В. Плохой, В.П. Пудов, В.А. Филатов  
Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. академика Е.И.Забабахина»; г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Для изучения воздействия рентгеновского излучения на материалы и элементы РЭА ведутся работы по созданию источников интенсивного тормозного излучения с энергией квантов 20-100 кэВ. Одной из ключевых проблем при этом является разработка конструкции мишенного узла, который должен не только обеспечить максимально возможный к.п.д. преобразования энергии электронного пучка в тормозное излучение, но также должен создавать большие по площади поля (до 1 м<sup>2</sup>) с равномерной интенсивностью излучения. Многопроходный режим генерации тормозного излучения, рассматривается как перспективный вариант решения этой задачи. Суть его заключается в том, что генерация тормозного излучения осуществляется на тонкой танталовой мишени, размещенной в однородном магнитном поле, под воздействием которого ускоренные электроны переходят на винтовые траектории движения и многократно взаимодействуют с мишенью.

Способы реализации многопроходного режима генерации тормозного излучения различаются, в основном, взаимной ориентацией внешнего магнитного поля, направлением распространения инжектируемого пучка и расположением мишени [1,2]. В данной работе рассматривается вариант, когда электронный пучок падает под малым углом (~6°), как бы скользя по плоской мишени, причем ось пучка и направление внешнего магнитного поля коллинеарны [3]. Эксперименты в такой геометрии были проведены на импульсно-периодическом ускорителе электронов ИПУЭ, где оценивалась эффективность многопроходного режима генерации, и на импульсном ускорителе РАПИД-М, где изучались условия транспортировки электронного пучка к мишени.

В экспериментах на ИПУЭ установлено, что доза тормозного излучения при многопроходном режиме генерации увеличивается, в сравнении с однопроходным, не менее чем в два раза [4]. Амплитудное значение тока пучка в этих экспериментах не

превышало 1 кА, что исключало проблемы, связанные с его транспортировкой по дрейфовой камере в условиях вакуума.

На установке РАПИД-М амплитуда тока в ускорительной трубке составляет 100...150 кА, т.е. значительно превышает предельный ток Альфвена. Для транспортировки такого электронного пучка без существенных потерь необходимо обеспечивать его зарядовую и токовую нейтрализацию [5]. Эти условия в выполненных экспериментах достигались путем заполнения дрейфовой камеры азотом. Полученные результаты показывают, что в газонаполненной дрейфовой камере при давлении ~100 Па и при воздействии внешнего магнитного поля с индукцией 0,3 Тл транспортировка электронного пучка к мишени происходит практически без потерь.

#### Литература

4. J.A.Halbleib Sr., Theoretical model for an advanced bremsstrahlung converter. Journal of Applied Physics, vol.45, No.9, (1974) p.p. 4103-4109.
5. Е.Е.Доманов, О.Н.Моргун, В.В.Черный. Конвертор тормозного излучения с повышенным выходом квантов в области энергий < 100кэВ. ПТЭ, 1991, №2, С.43.
6. V. Plokhoi, D. Modestov, Ya. Kandiev. Monte Carlo optimization multi-pass bremsstrahlung target for pulsed X-ray source. //14<sup>th</sup> IEEE International Pulsed Power Conference, Hyatt Regency Hotel, Dallas, Texas USA, June 15-18, 2003, p.p. 779-782.
7. В.Б. Братчиков, В.Б. Бычков, В.М. Зверев и др. Экспериментальная отработка многопроходной мишени на ускорителе ИПУЭ. //VII Межотраслевая конференция по радиационной стойкости. Сборник докладов (г. Снежинск, 11-15 октября 2004 г.) – г. Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 2006, с. 428.
8. А.Н. Диденко, В.П. Григорьев, Ю.П. Усов. Мощные электронные пучки и их применение. М., Атомиздат, 1977, с. 280.

### Применение метода ионно-плазменного травления для исследования микроструктуры урана после ударно-волнового нагружения

И.В. Торопов, Д.В. Яковлев

Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский НИИ технической физики им. акад. Е.И.Забабахина, Снежинск, Россия (c5@five.ch70.chel.su)

В докладе обсуждаются особенности пробоподготовки образцов урана, подвергнутого ударно-волновому нагружению, сравниваются различные способы выявления микроструктуры, приведены результаты отработки оптимальных режимов ионно-плазменного травления и электронно-микроскопические изображения полученных микроструктур.

### АСУ-ТП стенда коррозионных исследований

В.Н. Матвиенко, К.Н. Кобзев, Ю.А. Шойдин

Российский Федеральний Ядерный Центр–ВНИИ технической физики,  
456770 Россия, Снежинск, Челябинская область, а.я.245  
Факс: 351-72-323-51 (btk@five.ch70.chel.su)

В рамках сотрудничества с научно-производственными организациями Европейского Сообщества Российским Научным Центром «Курчатовский Институт» совместно с Российским Федеральным Ядерным Центром - ВНИИ технической

физики была создана термоконвекционная петля для исследования совместимости конструкционных материалов с расплавами солей в условиях, отвечающих режиму работы топливного контура жидкосолевого ядерного реактора. Специалистами РФЯЦ-ВНИИТФ была создана АСУ-ТП «ПЕТЛЯ» и программное обеспечение к ней, для управления температурным режимом термоконвекционной петли и контроля ее параметров.

### **О возможности применения методов распознавания образов к расшифровке структурных особенностей материалов**

В.Н. Матвиенко  
Российский Федеральный Ядерный Центр–ВНИИ технической физики,  
456770 Россия, Снежинск, Челябинская область, а.я.245  
Факс: 351-72-323-51 (btk@five.ch70.chel.su)

В докладе отражен результат автоматического распознавания (обнаружения) образов с заданными свойствами на статических изображениях, полученных цифровыми методами.

Реализованный в разработанной программе подход к проблеме дает возможность выделить с заданной степенью корреляции отдельные фрагменты изображения, инвариантные к развороту в плоскости, масштабированию и освещенности. Отличительной особенностью программы является отсутствие стадии бинаризации исходного изображения, то есть вся обработка ведется на исходном изображении с минимизированным набором фильтров.

### **Формирование наноразмерных интерметаллидов в никеле и титане при имплантации ионов металлов**

Ю.П. Шаркеев  
Институт физики прочности материалов Сибирского отделения РАН, Томск, Россия  
(sharkeev@ispms.tsc.ru)

At the present time there is a tremendous growth in nanotechnology. Refining of polycrystalline grains and reduction in size of metal and ceramic materials increase their yield limit and deformation strength. The second possibility to improve the strength is going from ordinary metals and alloys to materials with tight interatomic bonds, typical representatives of which are intermetallic compounds. This is the only kind of materials with the metal bond whose deformation strength can increase with increase in temperature. Intermetallic compounds of Ti-Al, Ni-Al, Ni-Ti systems, etc., beside plasticity, preserve their structure and strength at high temperatures, and possess good anticorrosion properties. Intermetallics whose grains have nanodimensional parameters are presently poorly known, however the prospects for using covers that consist of nanointermetallics are extremely



encouraging. Considerable recent attention has been focused on the use of ion implantation for synthesis of intermetallic phases in surface layers of metal target. Micron-thick surface layers formed in the conditions of high-intensive ion implantation are several orders greater than the magnitude of the projective ion path. This is due to the high temperature in the process of implantation and the high rate of diffusion of a doping impurity from the target surface layer into the depth of a material. The above-listed advantages benefit the formation of nanodimensional intermetallic phases in modified layers.

The results obtained from the complex experimental investigation of the formation of nanodimensional intermetallics during ion implantation of metals (Al, Ti) into pure metals (Ni, Ti) are presented. It is found that during ion implantation nanodimensional intermetallics are formed in the surface layer of a metal target. Intermetallics are formed in accordance with the phase diagrams of Ti-Al, Ni-Al, Ni-Ti systems under study. The influence of parameters of ion implantation on the microstructure of surface ion-doped layers of targets and mechanical properties are considered.

The results of research performed in ISPSM, SB RAS, and TSABU on the program of integration projects of the Siberian Branch and the Ural Branch of RAS are presented in the paper.

### **Установка на базе детектора альфа-активности фирмы «Spectrum Science» Модель 1950**

А.А. Бердников, С.М. Захарьяш, А.Ю. Манакова, Ю.Г. Манаков,  
Ю.Б. Толстухин, И.В. Федотова  
ЗАО «Чистые технологии», г.Ижевск, Россия (m\_alena@udmnet.ru)

Установка Модель 1950 фирмы “Spectrum Science” с электроникой является простым счетчиком импульсов. Часть электроники расположена в системном блоке компьютера. В блоке, расположенном на задней стенке камеры детектора, размещены: источник питания, источник высокого напряжения, предварительный усилитель, масштабирующий усилитель, аналоговый компаратор. Установка снабжена регулировочными элементами для изменения порога дискриминатора и изменения рабочего высоковольтного питания.

Для снижения уровня скорости счета и расширения возможностей измерения требуются изменения в электронике, касающиеся, прежде всего, блоков обработки сигналов. В работе представлено несколько структурных схем блоков обработки сигналов, содержащих различные или тождественные основные узлы, собранные по различным структурным схемам, обработана информация по влиянию этих изменений на работу детектора.

Установка №2 имеет уровень фона  $4.2 \pm 0.8$   $\alpha$ /час и снабжена новым усилителем, новыми высоковольтным и низковольтным источниками питания. В источнике питания используются DC-DC преобразователи, благодаря чему

обеспечивается гальваническая развязка от сети ~ 220 В с малой проходной емкостью.

Установка №3 имеет уровень фона  $3 \pm 0.6$  а/час и снабжена специализированным предварительным усилителем с частотной и импульсной характеристиками, рассчитанными и подобранными для измеряемого сигнала. За счет высокой избирательности первого каскада усиления улучшены чувствительность и помехозащищенность. В установке использована схема антисовпадений, снижающая уровень помех, вносимых сетью ~ 220 В, высоковольтным источником и некачественным заземлением. Уменьшению ложных импульсов способствует полная гальваническая развязка «земли» ТЕС и блока усиления, расположение дискриминатора нижнего уровня после предварительного усилителя, а не после каскадов усиления. При достаточно большой площади детектора установка имеет удовлетворительные флуктуации фона, и измерения хорошо воспроизводятся.

### **Оценка постоянства фона установки Модель 1950 фирмы «Spectrum Science» для измерения низкой альфа-активности материалов**

А.А. Бердников, С.М. Захарьяш, А.Ю. Манакова, Ю.Г. Манаков, М.В. Пушин,  
Ю.Б. Толстухин, И.В. Федотова  
ЗАО «Чистые технологии», г.Ижевск, Россия (m\_alena@udmnet.ru)

Установка Модель 1950 фирмы “Spectrum Science” относится к проточным пропорциональным счетчикам, имеет площадь детектора 1000 см<sup>2</sup>. В работе проведена оценка постоянства фона установки, воспроизводимость измерений низких уровней альфа-активности. Анализ работы установки проведен на основе информации, собранной с июня 1996 года по май 2006 года. Фон установки измерялся не менее 1 раза в неделю по 48–96 часов.

В работе приведены зависимости средней скорости счета по годам службы установки, по датам работы. Показаны зависимости флуктуаций скорости счета фона от длительности его измерения.

Представлены измерения образцов плотностью потока альфа-частиц с поверхности порядка 0.05 а/час/см<sup>2</sup>, 0.02 а/час/см<sup>2</sup>, 0.01 а/час/см<sup>2</sup>, 0.005 а/час/см<sup>2</sup>, 0.002 а/час/см<sup>2</sup>, 0.001 а/час/см<sup>2</sup>. Показано, что измерения образцов с плотностью потока альфа-частиц с поверхности до 0.005 а/час/см<sup>2</sup> не вызывает больших затруднений. При измерениях образцов с плотностью менее 0.005 а/час/см<sup>2</sup> требуется не только длительное время измерений, но и чередование измерения скорости счета фона установки с измерениями скорости счета фона с образцом.

## Review of the effects of dose rate on swelling in austenitic alloys and its essential mechanism

Taira Okita, Naoto Sekimura  
Department of Quantum Engineering and Systems Science,  
University of Tokyo, Tokyo, Japan (okita@q.t.u-tokyo.ac.jp)

In this presentation, we will present the summary of our previous studies of the experimental evaluation of the dose rate effects on microstructural evolution and swelling in austenitic alloys. Several kinds of model austenitic alloys were neutron-irradiated at several positions in FFTF/MOTA, which enabled us to obtain two orders of magnitude difference in dose rate. In the pure Fe-Cr-Ni ternary and in the Ti-modified quaternary alloy, low dose rate irradiation strongly enhanced swelling by shortening the incubation dose for the onset of the steady state swelling rate. It is surprising that the incubation dose was found to be linearly proportional to the dose rate. On the other hand, the steady state swelling rate of 1%/dpa is not affected by the difference in dose rate. When 0.05% C is added to the Ti-modified alloy, the dose rate effects disappear, and the swelling is only a function of the cumulative dose.

Based on these findings, we present the essential mechanism to evaluate the dose rate effects and show that the dose rate effect arises primarily in the Frank loop population, not in the void population.

## Прибор для измерения ультра-низкой поверхностной альфа-активности материалов: разработка и методика измерений

А.А.Бердников, А.Ю.Манакова, Ю.Г.Манаков,  
О.В.Махнева, И.И.Семьинин  
ЗАО «Чистые технологии», г.Ижевск, Россия (m\_alena@udmnet.ru)

В 1999-2006 гг. ЗАО «Чистые технологии» при поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере ведет работы по исследованию радиационных свойств материалов микроэлектроники и созданию прибора для измерения поверхностной альфа-активности материалов, используемых для flip-chip технологии [1]. Цель работ — разработка и создание измерителя ультра низкой альфа-активности материалов с чувствительностью 0,0005 альфа распадов с см<sup>2</sup> в час. В процессе работы проводятся макетные испытания отдельных составляющих и исследования характеристик опытного образца прибора, разрабатывается методика измерений.

В результате исследования создается измеритель уровня альфа-излучения материалов и изделий с чувствительностью 0,0005 альфа распадов с см<sup>2</sup> в час с рабочей площадью 1500 см<sup>2</sup>. Низкий фон и автоматический учет космической составляющей фона прибора позволяет в приемлемое время (24–96 часов) с достаточной точностью измерять ультранизкую альфа-активность образцов.

Высокие чувствительность и точность прибора обеспечиваются разработанной методикой измерений, включающей в себя способ отбора и подготовки образцов

материалов, попеременный счет фона и активности образца, а также методику расчета результирующей активности.

Эффективность применения прибора определяется его высокой чувствительностью, большой площадью и низким собственным фоном. Прибор может применяться для измерения ультранизкой альфа-активности материалов микроэлектроники, геологических и экологических образцов.

На прибор получен патент на изобретение № 2269839 «Детектор альфа-излучения».

#### Литература

1. Манаков Ю.Г., Манакова А.Ю., Альфа-активность материалов микроэлектроники и её измерение. // Перспективные материалы, 2004, №1, с.90.

### Нейтроннофизические исследования некоторых задач атомного материаловедения

Ф. С. Джепаров  
ГНЦ РФ ИТЭФ, Москва, Россия (dzheparov@itep.ru )

Излагаются основы метода магнитного резонанса и релаксации поляризованных бета-активных ядер ( $\beta$ -ЯМР) [1], метода многократного малоуглового рассеяния нейтронов (ММУРН) и недавно развитого для ММУРН метода учета корреляций в расположении рассеивателей [2]. Обсуждаются возможности этих методов для изучения процессов и структур в материалах атомной энергетики. В частности, рассмотрены

1)  $\beta$ -ЯМР: исследования на атомарном уровне структуры радиационных дефектов и кинетики их отжига, структуры вещества и процессов диффузии в нем и влияние электронной структуры на ядерную спин-решеточную релаксацию;

2) ММУРН: исследование неоднородностей на масштабах 10–10 000 нм;

3) теория и методы численного моделирования процессов измерения и соответствующих свойств материалов.

#### Литература

1. Абов Ю.Г., Гулько А.Д., Джепаров Ф.С., *ЯФ* **69**, 1737 (2006)

2. Абов Ю.Г., Джепаров Ф.С., Елютин Н.О. и др., *Письма в ЖЭТФ* **78**, 1011 (2003)

### Ионная имплантация для создания наноразмерных структур

Н.Н. Герасименко<sup>1</sup>, Н.А. Медетов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Московский государственный институт электронной техники  
(Технический университет), mnta@miee.ru

<sup>2</sup>Костанайский социально-технический университет (г. Костанай, р-ка Казахстан)

В обзоре представлены результаты создания наноразмерных элементов и структур для наноэлектроники и нанофотоники, получаемых с помощью воздействия ионных пучков. Такое воздействие приводит к введению в кристаллы подвижных точечных дефектов, которые стимулируют процессы самоорганизации наноразмерных элементов из облучаемых материалов, либо дают возможность формировать такие структуры из новых материалов, синтезированных ионными пучками.

Основное внимание в литературе уделяется созданию нанокристаллов кремния и германия при облучении диэлектрических пленок (диоксид кремния, пленки и монокристаллы сапфира) ионами кремния и германия с последующей тепловой обработкой. В обзоре обсуждаются механизмы формирования таких нанокристаллов, их электрофизические и оптические свойства, возможности практического применения в качестве высокоэффективных источников излучения в видимом спектральном диапазоне при повышенных температурах (вплоть до комнатной).

Другая часть обзора посвящена созданию квантоворазмерных структур (квантовых точек и квантовых проволок) при внедрении в кремний ионов германия с образованием наноразмерных кластеров, состоящих из твердого раствора кремний-германий, либо при формировании наноразмерных включений в кремниевой матрице полупроводниковых соединений АЗВ5.

На примере создания кремниевых нанокристаллов и квантовых точек в кремниевых монокристаллических пластинах обсуждается физический механизм, приводящий к резкому увеличению квантовой эффективности излучения за счет снятия запрета на прямые рекомбинационные переходы носителей заряда. Приведенные примеры показывают, что использование таких структур дает уникальные результаты, в частности демонстрирует возможность создания лазеров на кремнии.

Обсуждаются результаты получения упорядоченных наноразмерных структур при облучении монокристаллических материалов ионами малых энергий под скользящими углами к поверхности. В этом случае образуются упорядоченные системы наноразмерных в сечении протяженных элементов, которые в определенных условиях могут рассматриваться как квантовые проволоки. Природа этого явления до конца к настоящему времени не выяснена, однако обсуждаются альтернативные механизмы, в частности механизмы, связанные с неомогенным распылением облучаемой поверхности. Радиационные эффекты в углеродных и других нанотрубках в последнее время также привлекают внимание исследователей. Полученные в этом направлении результаты приведены и обсуждаются в обзоре.

Особое внимание в обзоре уделено применению радиационных методов (обратное резерфордское рассеяние, малоугловое рассеяние рентгеновских лучей, методики, базирующиеся на использовании синхротронного излучения и поликапиллярной рентгеновской оптики) для анализа структуры, состава и других свойств наноразмерных элементов и систем.

### **Рентгеновские методы исследования параметров наноструктур**

С.А. Апрелов<sup>1</sup>, Н.Н. Герасименко<sup>1</sup>, А.Г. Турьянский<sup>2</sup>  
Московский государственный институт электронной техники  
(Технический Университет), [gmta@miee.ru](mailto:gmta@miee.ru)  
Физический Институт Академии Наук им. Лебедева

Методом относительной рентгеновской рефлектометрии впервые измерены параметры дискретной слоистой структуры. Описана рентгенооптическая схема

измерения с использованием двух длин волн, обоснованы условия применения метода и алгоритм обработки данных. Приведены результаты измерения тест-объекта, полученного магнетронным напылением Ta на подложку Si через маску с периодически расположенными окнами. Показано, что разработанная схема может быть использована в полупроводниковой технологии для контроля параметров приборных структур наноразмерной толщины.

С помощью метода рентгеновской рефлектометрии был изучен набор образцов с тонкими пленками Ni, NiSi и NiSi<sub>2</sub>, полученными с помощью магнетронного напыления на кремниевую подложку и последующего отжига (в случае силицидов). Показано, что метод двухволновой рентгеновской рефлектометрии может быть использован для контроля технологических параметров (толщины, шероховатости, качества границ раздела) таких пленок на различных технологических этапах.

В дополнение к методу рентгеновской рефлектометрии были проведены дополнительные исследования образцов силицидов с помощью атомно-силовой микроскопии и электронной спектроскопии для химического анализа. Сравнительный анализ показал, что метод рентгеновской рефлектометрии также может быть использован для выявления загрязняющих слоёв (оксидов и др.) и для прецизионного определения параметров тонких пленок и многослойных структур.

Рентгеноструктурные измерения проводились с помощью установки «X-Ray MiniLab» производства «Unisantis» и лабораторной установки в Физическом Институте им. Лебедева. Для решения обратной задачи рентгеновской рефлектометрии (реконструкции распределения электронной плотности по глубине образца) использовался метод оптимизации основанный на генетическом алгоритме.

### **Новый метод радиационного модифицирования материалов – создание кластерных структур**

В.С. Хмелевская, Н.Ю. Богданов  
Обнинский государственный технический университет атомной энергетики,  
г.Обнинск, Россия (khemel@iate.obninsk.ru)

При облучении ионными пучками до высоких уровней радиационного повреждения металлических материалов (модельных и промышленных сплавов), а также некоторых интерметаллидов в узком диапазоне радиационных параметров (доз, температур мишени и интенсивностей ионного потока) формируются неравновесные состояния вещества с необычными свойствами. Главные признаки данных состояний:

- особая нанокластерная морфология (исходная матрица пронизана малыми -3-4 нм- кластерами, занимающими значительную -до 30%- часть объема;
- характерные изменения рентгеновской дифракционной картины;
- аномально большие изменения свойств материала.

По-видимому, данный эффект имеет универсальный характер – он наблюдался

нами в многочисленных металлических сплавах, в том числе, в сплавах атомной техники на основе Fe-Cr-Ni, Ni-Cr, Fe-Cr, V-Ti-Cr, а также в некоторых интерметаллидах (в сплаве Гейслера Cu<sub>2</sub>Al Mn).

Возникновение неравновесных состояний сопровождается сильным изменением свойств – увеличением микротвердости в несколько раз в металлических сплавах, в сплавах Гейслера – повышением намагниченности в три раза.

Рентгеновский дифракционный анализ, ЯГР-исследование, компьютерные эксперименты методами молекулярной динамики позволили предложить идею локальной перестройки кристаллической решетки в окрестности радиационных точечных дефектов (вакансий), в результате чего формируется кластер с симметрией, отличной от матрицы. В случае металлических твердых растворов с ГЦК структурой кластеры имеют икосаэдрическую симметрию.

Таким образом, при радиационном модифицировании возможно получение структуры, в которой исходная матрица армирована кластерами, состоящими из тех же атомов, однако имеющими отличную от матрицы симметрию.

#### **Литература**

1. Khmelevskaya V.S., Kraposhin V.S., Malynkin V.G. Int. Journ. Non-equilibr. Processing, **10**, 323 (1998)
2. В.С.Хмелевская, В.Г.Малынкин, А.В.Накин. Металлофизика. **26**, 1671 (2004)

### **Радиационно-ионная технология формирования одно-, двух- и трехмерных наноструктур**

В.Ф.Реутов

Объединенный институт ядерных исследований, лаборатория ядерных реакций им.  
Г.Н.Флерова, (Дубна, Московская обл., Россия)

В настоящее время интерес к нанотехнологиям резко возрастает, поскольку они позволят найти новые подходы к решению многих научных проблем в физике и химии конденсированных состояний, биологии, материаловедении и технике, а также дать мощный импульс развитию фундаментальной науки.

На сегодняшний день приоритетным в данном направлении является решение научных и технологических проблем получения нанобъектов, поскольку их структура и дисперсность (распределение по размерам), а, следовательно, и свойства зависят от способа их получения.

Среди успешно развивающихся способов синтеза нанобъектов (химический, физико-химический, механический) радиационно-ионный способ занимает особое место, поскольку обладает рядом преимуществ, среди которых - возможность прецизионного контроля и управления размером, морфологией и составом нанобъектов.

В основе радиационно-ионной технологии синтеза наноструктур лежит использование специфических особенностей формирования различного вида

радиационного повреждения вдоль пути движения высокоэнергетичных ионов в твердом теле:

- в начале пути, в области неупругих потерь энергии, формируются ядерные треки,
- в области конца пробега (в области упругих потерь энергии) образуются радиационные дефекты и их скопления (нанокластеры, нанопетли, нанопоры)
- в конце пробега (в области полного торможения ионов) происходит накопление бомбардирующих атомов (ионное легирование)

В ЛЯР им.Г.Н.Флерова (ОИЯИ) с использованием ускорительного комплекса на базе циклотронов U-400, U-400М, U-200 и источника многозарядных ионов типа ECR проводятся экспериментальные работы в направлении разработки радиационно-ионной технологии с целью получения нанообъектов с новыми физическими, химическими и механическими свойствами.

В докладе приводятся результаты экспериментальных работ, проводимых в ЛЯР им.Г.Н.Флерова, по следующим направлениям:

- ориентированные фундаментальные исследования механизмов и особенностей формирования ионных треков в полупроводниках (кремнии),
- методология формирования **ОДНОМЕРНЫХ** монокристаллических полупроводниковых пластин наноразмерных толщин методом радиационно-газового скалывания,
- методология формирования металлических **ДВУМЕРНЫХ** наноструктур (нанопроволочки, субмикронные трубочки) с использованием «шаблонной» технологии на базе трековых мембран,
- методология ионно-имплантационного синтезирования **ТРЕХМЕРНЫХ** монодисперсных нано-размерных структур (фаз выделений) предельно высоких концентраций на поверхности и в объеме твердого тела.

### **Динамика развития протяженных дефектов в металлах при ионной имплантации и деформации**

А.Ю. Дроздов, М.А. Баранов, В.Я. Баянкин  
Физико-технический институт УрО РАН, ул. Кирова 132, Ижевск,  
426001 Россия (less@fti.udm.ru)

При исследовании процессов деформации, разрушения материалов, эволюции дефектной структуры под воздействием ионной имплантации компьютерное моделирование позволяет получать не только качественную, но и количественную информацию о протекающих физических процессах. Это делает возможным использование моделирования не только для решения фундаментальных физических задач, но и для поиска оптимальных технологических процессов ионной имплантации. В данной работе методом молекулярной динамики проведен сравнительный анализ



развития микротрещины и микропоры в металлах с различным типом кристаллической решетки (ОЦК, ГЦК, ГПУ) при одноосном растяжении до и после ионного облучения. Целью работы являлось исследование микроскопических механизмов поверхностного упрочнения металлов при ионном облучении и динамики поведения микродефектов при деформации.

Компьютерный эксперимент проводился с использованием программы, основанной на применении метода молекулярной динамики. Для описания взаимодействия между атомами использовались потенциалы парного взаимодействия, рассчитанные на основе псевдопотенциала Хейне – Абаренкова – Анималу. Начальная конфигурация атомов кристаллита представляла собой трехмерную пленку толщиной 20 атомных слоев. Дефекты моделировались путем удаления части атомов из модельного кристаллита. Относительная деформация при растяжении составляла  $\varepsilon = 5, 10, 15, 20$  и 25%.

В чистых (беспримесных) металлах Fe, Al, Ti, Ni микротрещина и микропора при ионном облучении залечиваются. Результаты проведенных экспериментов показывают, что механизмы и степень залечивания микротрещины в процессе ионного облучения в металлах в первую очередь зависят от типа кристаллической решетки. Увеличение прочности кристаллита наблюдается для всех облученных образцов.

На основании полученных результатов можно предположить, что основную роль в изменении прочности поверхностных слоев металлов играет процесс залечивания микронесплошностей при ионном облучении. Развитие каскада столкновений (на стадии теплового пика) приводит при малых размерах микронесплошностей к их исчезновению, при сравнительно больших – к увеличению радиуса кривизны в устье микротрещины.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта ФТИ УрО РАН и ИФПМ СО РАН.

### **Изменение состояния поверхностных слоев металлических фольг при фотонном облучении**

А.А. Колотов, Ф.З. Гильмутдинов, В.Я. Баянкин  
Физико-технический институт УрО РАН, ул. Кирова 132, Ижевск, 426001 Россия,  
(less@fti.udm.ru)

В последнее время в литературе активно обсуждаются вопросы, связанные с влиянием различных полей на структурное состояние материалов. В данной работе исследуются изменения металлической фольги при облучении светом. Целью работы являлся сравнительный анализ процессов, сопровождающих облучение световыми пучками прокатанных фольг из различных материалов.

В качестве объектов исследования использовались прокатанные фольги 40%Ni-60%Cu, Cu, Ta толщиной 30÷50 мкм. Облучение образцов производилось галогеновой лампой мощностью 100 Вт на воздухе при фиксированном расстоянии от лампы до

образца  $R = 70$  мм. Для увеличения теплоотода, исследуемый образец закреплялся на массивной металлической пластине. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 (нагрузка на индентор 20 г) Распределение компонентов по глубине поверхностных слоев, до и после облучения, исследовалось методами вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) с использованием распыления поверхности ионами аргона с энергией 4,5 кэВ при плотности тока 20 мкА/см<sup>2</sup> (расчетная скорость распыления составляла 3 нм/мин), рентгено-электронной спектроскопии (РЭС).

Результаты проведенных экспериментов показывают изменение структурного состояния и химического состава облучаемых фольг. В результате облучения происходит изменение значений микротвердости образцов.

Эти изменения в значительной степени зависят от рода облучаемого материала. Результаты ВИМС показывают, что облучение поверхности исследуемых фольг светом приводит к перераспределению элементов в поверхностных слоях. Методом РЭС исследована электронная структура внутренних уровней атомов, на которых отмечается ряд отличий, свидетельствующих об изменении характера межатомного взаимодействия элементов, входящих в состав исследуемого сплава. Показана роль адсорбированных на поверхности атомов (в частности, атомов кислорода)

Основываясь на полученных результатах, а, также используя литературные данные, обсуждаются механизмы наблюдаемых явлений.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта ФТИ УрО РАН и ИФПМ СО РАН.

### **Изменение механических свойств и состава поверхности углеродистой стали Ст3 в зависимости от параметров ионного облучения**

П.В. Быков, Ф.З. Гильмутдинов, С.Г. Быстров, В.Я. Баянкин  
Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

Одним из направлений в современном машиностроении является поверхностное упрочнение сравнительно дешевых сталей и сплавов для изготовления деталей машин и механизмов, работающих в сложных условиях [1]. Это обеспечивает экономию дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов и удешевляет само изделие. Широко исследуются и используются методы ионной и ионно-плазменной обработки сильноточными пучками [2]. Однако в ряде случаев использование интенсивной ионной или ионно-плазменной обработки невозможно вследствие высокого температурного режима, возникающего при подобном воздействии. В то же время систематические, комплексные исследования, как в мировой, так и отечественной науке по сравнительному изучению влияния слабых пучков на эксплуатационные характеристики металлов и сплавов практически отсутствуют.

Ранее нами было проведено исследование влияния режимов облучения (доза облучения, плотность тока ионов) и типа ионов на усталостную прочность псевдо- $\alpha$ -титановых сплавов ОТ4-1 и ОТ4 [3, 4]. Обнаружено немонокотное изменение

микротвердости и усталостной прочности в зависимости от типа ионов, дозы облучения и плотности ионного тока. Увеличение усталостной прочности титанового сплава ОТ4 обусловлено повышением дефектности структуры поверхностных слоев и сглаживанием поверхности при ионной имплантации. Это определяет изменение механизма зарождения и развития трещины, которое происходит не с поверхности, как в исходных образцах, а на глубине 10 – 30 мкм.

В данной работе представлены результаты сравнительного исследования усталостной прочности, микротвердости, состава поверхностных слоев и морфологии поверхности образцов углеродистой стали Ст3 облученных ионами  $Ag^+$  и  $N^+$  ( $E = 40$  кэВ,  $j = 10$  мкА/см<sup>2</sup>) в зависимости от дозы облучения ( $D = 10^{15}, 10^{16}, 5 \times 10^{16}, 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>).

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта ФТИ УрО РАН и ИФПМ СО РАН.

#### Литература

1. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П. *Трение и износ*. 2002. Т.23, № 5. с.529-536
2. Диденко А.Н., Шулов В.А., Ремнев Г.Е., Стрыгин А.Э., Погребняк А.Д., Ночовная Н.А., Ягодкин Ю.Д. *ФизХОМ*. 1991. №5. с.14–23
3. Быков П.В., Гильмутдинов Ф.З., Колотов А.А., Баянкин В.Я., Быстров С.Г., Жихарев А.В. *ФизХОМ*. 2004. №3. с.5–10
4. Быков П.В., Быстров С.Г., Баянкин В.Я., Коршунов С.Н. *ДиРМ*. 2005, №11, с.46-48

### Изменение химического состава поверхностных слоев фольги Ni-Cu при ионной имплантации

А.А. Новоселов, Ф.З. Гильмутдинов, В.Я. Баянкин  
Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск (less@fti.udm.ru)

Методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и измерения микротвердости исследовалось влияние имплантации ионов бора и аргона при различных плотностях ионного тока на химический состав и дефектную структуру медно-никелевых фольг.

В качестве объекта исследований использовалась прокатанная фольга состава  $Ni_{20}Cu_{80}$  толщиной 40 мкм.

Анализ химического состава облученных образцов методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии показал, что в облученных образцах формируется немонотонная осциллирующая зависимость состава сплава и концентрации имплантированных ионов по глубине. Имплантация химически активного элемента – бора – приводит к более высокому содержанию меди в приповерхностном слое толщиной 20 нм. Анализ рентгеноэлектронных спектров выявил наличие боридов металлов. Исследования микротвердости имплантированных фольг, как структурозависимого параметра материала, выявили упрочнение как облученной, так и необлученной стороны фольги.

По нашему мнению, полученные результаты свидетельствуют о том, что исследуемая система является неравновесной и при ее рассмотрении нельзя ограничиваться рамками классической термодинамики.

Предлагается объяснение наблюдаемого композиционного расслоения вследствие радиационно-индуцированной сегрегации и преимущественного связывания атомов определенного сорта с потоками дефектов. Кроме того, дефектная структура прокатанных фольг является исходно сильно неравновесной, напряженной и обладающей высокой плотностью дислокаций. Ионная имплантация приводит к трансформации дефектной структуры, что вызывает локальные градиенты механических напряжений. Их наличие является еще одной причиной возникновения потоков дефектов и, соответственно, атомов вещества.

Выявленное формирование осциллирующей немонотонной зависимости отношения концентраций Ni/Cu и концентрации бора в поверхностных слоях можно объяснить изменением дефектной структуры фольг при облучении, вызывающей локальные градиенты механических напряжений, что, в свою очередь, обуславливает диффузионное перераспределение компонентов системы. Формирование осциллирующего распределения компонентов системы в поверхностных слоях с необлучаемой стороны может быть связано с протяженным изменением дефектной структуры фольги вследствие влияния ударных волн, формирующихся при ионной бомбардировке.

## Указатель авторов

- А**  
Абраменко С.И. 77, 78, 83  
Абросимов О.Г. 113  
Аверин С.А. 49, 53  
Азаренков Н.А. 33, 96, 97  
Алеев А.А. 111, 116  
Алексеев П.А. 71  
Андреев А.В. 74  
Аникеева О.Б. 113  
Анисимов В.И. 77  
Апрелов С.А. 127  
Арбузов В.Л. 15, 29, 38, 63, 87, 87  
Арбузова Т.И. 89  
Артюгин А.С. 49  
Архипов В.Е. 10, 79, 88  
Афанасьев В.Н. 105  
Афоничкин В.К. 58
- Б**  
Баканов М.В. 62  
Баранов М.А. 130  
Баянкин В.Я. 130, 131, 132, 133  
Бегун С.В. 106  
Белозеров С.В. 28  
Белых Т.А. 35, 40  
Бергер И.Ф. 101  
Бердалиев Д.Т. 51  
Бердников А.А. 123, 124, 125  
Березовский А.Г. 120  
Бинюкова С.Ю. 30  
Биржевой Г.А. 4  
Блейхер Г.А. 5  
Богданов Н.Ю. 128  
Бойко В.М. 99  
Большакова И.А. 99  
Борисенко Ю.Н. 97  
Борисовская З.В. 106  
Братчиков В.Б. 120  
Брудный В.Н. 98, 99  
Булушева Л.Г. 113  
Быков П.В. 132  
Быстров С.Г. 132  
Бычков В.Б. 105, 120
- В**  
Вебер Х.В. 10  
Вильданова Н.Ф. 65  
Волков Н.В. 18, 19  
Воробьев А.В. 37, 118  
Воронин В.И. 65, 89, 101, 102  
Вотинов С.Н. 7, 55
- Г**  
Гафаров А.М. 120  
Герасименко Н.Н. 126, 127  
Гижевский Б.А. 89  
Гильмутдинов Ф.З. 131, 132, 133  
Глушкова Н.В. 47  
Гнидой И.П. 58  
Голосов О.А. 52  
Голунов А.М. 83  
Гончаров И.Н. 106  
Горбачев Д.М. 37, 118  
Горностырев Ю.Н. 17  
Гощицкий Б.Н. 90, 101, 102  
Громов В.Т. 87, 100
- Гусев М.Н. 21, 22  
Гушина Н.В. 35, 40
- Д**  
Давлетшин А.Е. 15, 63  
Данилов С.Е. 15, 63  
Дворяшин А.М. 16  
Джепаров Ф. С. 126  
Дзисюк Н.Р. 106  
Добромыслов А.В. 37  
Доронина Т.А. 50  
Дроздов А.Ю. 130  
Дружков А.П. 14, 38, 87  
Дубинин С.Ф. 88  
Дубровских С.М. 100
- Е**  
Евсеев М.В. 47  
Елманов А.Г. 4, 4  
Елькин В.М. 82  
Ершова О.В. 47
- Ж**  
Жеребцов А.Л. 58  
Жмуриков Е.И. 113
- З**  
Закурдаев Е.Е. 77, 83  
Залужный А.Г. 39, 111, 116  
Захаров Р.Г. 89  
Захарьяш С.М. 123, 124  
Зверев В.М. 120  
Зуев Ю.Н. 29, 58, 63, 78, 81  
Зук Й.-Б. 71
- И**  
Ибрагимова Э.М. 91  
Иванов А.А. 94  
Иванов А.М. 95  
Иванов С.Н. 61  
Ивченко В.А. 107, 110  
Игнатъев В.В. 58
- К**  
Кабанова И.Г. 18  
Каденко И.М. 106  
Казаков Д.Н. 36  
Казаков Л.Л. 45  
Кайгородова Л.И. 35, 40  
Каланов М.У. 91  
Калин Б.А. 4, 16, 18, 19, 30, 34  
Калинина Е.В. 95  
Карпов А.В. 111, 116  
Карпов С.А. 20, 32  
Карькин А.Е. 101  
Кассан-Оглы Ф.А. 79  
Кириченко В.Г. 33, 96, 97  
Клементьев Е.С. 71  
Кобзев К.Н. 121  
Кобьянский Г.П. 58  
Козлов А.В. 46, 47, 47, 110  
Козлов А.Е. 89  
Козлов Е.А. 37, 81, 82, 87, 118  
Козлов К.А. 65  
Козманов Е.А. 54  
Козодаев М.А. 111  
Колин Н.Г. 98, 99  
Колосков В.М. 27  
Колотов А.А. 131
- Колотушкин В.П. 7, 55  
Конобеев Ю.В. 11  
Коньков В.Ф. 58  
Копанец И.Е. 20, 32  
Копытин В.П. 39  
Кордюков В.Н. 78  
Корепанов В.М. 120  
Коротин Дм.М. 77  
Коротин М.А. 77  
Коуров Н.И. 115  
Кривобоков В.П. 5  
Кузина Т.Л. 52  
Кузнецов А.Р. 17, 41  
Кучин А.Г. 101
- Л**  
Лавская Ю.В. 113  
Лазуков В.Н. 71  
Лебедев А.А. 95  
Леваков Б.Г. 78  
Лекомцев С.А. 81  
Лисицин Г.Ю. 83  
Литвинов А.В. 27, 65  
Литвинов Б.В. 78  
Литовченко С.В. 33, 96, 97  
Логачев П.В. 113  
Лясота А.М. 77, 78
- М**  
Магда Э.П. 78  
Макеев О.Н. 111, 116  
Максимкин О.П. 21, 22, 50, 51  
Максимов В.В. 94  
Манаков Ю.Г. 123, 124, 125  
Манакова А.Ю. 123, 124, 125  
Маркелов В.А. 58  
Марков Д.В. 58  
Марченков В.В. 10  
Марченкова Е.Б. 115  
Матвиенко В.Н. 121, 122  
Махинько Ф.Ф. 35, 40  
Махнева О.В. 125  
Медведева Е.В. 110  
Медетов Н.А. 126  
Меркурисов Д.И. 99  
Михайлов В.Н. 82  
Можаровский С.М. 35, 40  
Муковский Я.М. 88  
Мусаева М.А. 91  
Мушников Н.В. 74
- Н**  
Налтаев А. 51  
Наумов С.В. 87, 89  
Неустроев В.С. 13, 28  
Николаев А.Л. 3  
Николаева Е.В. 117  
Никулина А.В. 58  
Новиков В.В. 58  
Новоселов А.А. 133  
Новоселов А.Е. 58  
Нургалеев А.Р. 36
- О**  
Ободников В.И. 93  
Обухов А.В. 48  
Овчинников В.В. 40, 110, 112  
Окотруб А.В. 113  
Олейников И.В. 18

## Указатель авторов

Орлов В.Г. 71  
Осипов В.В. 18  
Осипов И.С. 21, 22, 51  
Осмаев О.А. 23, 33, 39

### П

Павленко А.В. 36  
Панкратов Д.Г. 37, 118  
Панченко В.Л. 53  
Пархоменко В.Д. 88  
Перегуд М.М. 58  
Перминов Д.А. 38  
Петрова С.А. 89  
Петровцев А.В. 81  
Печенкин В.А. 4, 11, 41, 61  
Печеркина Н.Л. 29, 81  
Плохой В.В. 120  
Подгорнова И.В. 81  
Поролло С.И. 61  
Портных И.А. 46, 47  
Посевин А.О. 48  
Применко Г.И. 106  
Проскурнина Н.В. 101, 102  
Пудов В.П. 120  
Пушин В.Г. 115  
Пушин М.В. 124  
Пчеляков О.П. 94

### Р

Распопова Г.А. 29  
Рахашев Б.К. 51  
Реутов В.Ф. 129  
Рогожкин С.В. 111, 116  
Родченков Б.С. 49  
Романенко А.И. 113  
Ружицкий В.В. 20, 32

### С

Саблин М.Н. 58  
Сагарадзе В.В. 27, 29, 41, 58, 65, 81  
Садиков И.П. 71  
Самарин С.И. 24  
Семериков В.Б. 52

Семьнин И.И. 125  
Сильнягина Н.С. 50  
Синельников Л.П. 53  
Слезов В.В. 23, 33, 39  
Смирнов В.П. 58  
Смирнов Е.А. 4, 18, 62  
Снопков А.А. 78  
Соловьев Г.И. 4  
Стальцов М.С. 30  
Стариков С.А. 41  
Степанов И.А. 11, 41, 61  
Степанова О.М. 5  
Степовик А.П. 108  
Строкан Н.Б. 95  
Субботин В.Г. 58  
Суренков А.И. 58  
Сюзев В.Н. 45  
Сюткин Н.Н. 12

### Т

Талуц Н.И. 37  
Тан Све 30  
Таржанов В.И. 37, 118  
Теличко И.В. 37, 118  
Теплоухов С.Г. 88  
Теплых А.Е. 90  
Тиванова О.В. 50  
Тимошин С.Н. 18  
Тишковский Е.Г. 93, 94  
Ткачев О.В. 100  
Токтогулова Д.А. 22  
Толстолуцкая Г.Д. 20, 32  
Толстухин Ю.Б. 123, 124  
Торопов А.Д. 58  
Торопов И.В. 121  
Трошев А.В. 77, 78, 83  
Турьянский А.Г. 127

### Ф

Федина Л.И. 93  
Федотова И.В. 123, 124  
Филатов В.А. 120  
Филенкова Т.И. 89  
Филиппов А.В. 35, 40

### Х

Хлопкин М.Н. 71  
Харлов А.Б. 45  
Хмелевская В.С. 128  
Хохлов В.А. 117

### Ц

Целищев А.В. 58  
Цыбуля С.В. 113  
Цыгвинцев В.А. 53

### Ч

Чакин В.П. 45, 48  
Чемеринская Л.С. 35, 40  
Чернов И.И. 4, 30  
Чистохин И.Б. 94  
Чуев В.В. 62  
Чукалкин Ю.Г. 88, 90

### Ш

Шабашов В.А. 27, 65  
Шамардин В.К. 28  
Шаповалов Р.В. 33, 39  
Шаркеев Ю.П. 122  
Шестаков А.Е. 36  
Шихалев В.С. 47  
Шишкина О.С. 62  
Шишов В.Н. 58  
Школьников А.Р. 35, 40  
Шмаков А.А. 4, 34  
Шойдин Ю.А. 121  
Шориков А.О. 77  
Шукайло В.П. 87, 100

### Щ

Щербаков Е.Н. 47, 53, 54

### Я

Яговитин П.И. 54  
Ягодников В.И. 37  
Яковлев Д.В. 121

### A

Akshentsev, Yu. 70, 92  
Allenspach, P. 73  
Almeida, M. 69

### B

Berger, I. 70

### C

Chapline, G.F. 83  
Chizhkova, N.E. 80  
Chung, B.W. 83  
Clementyev, E. 70, 70  
Conder, K. 73

### D

Dremov, V.V. 80

### F

Fluss, M.J. 83  
Fujita, S. 37

### G

Garner, F.A. 6, 60  
Gilbert, E. R. 60  
Gómez Sal, J.C. 76

Gonçalves, A.P. 69

Goshchitskii, B. 92, 100

### H

Haire, R.G. 83  
Havela, L. 75

### J

Jackson, D.D. 83  
Jenkins, M. L. 54

### K

Karkin, A. 92, 100  
Kerbel, O. 70  
Khomskii, D. I. 73  
Kirk, M.A. 54  
Kostromitina, N. 100  
Kozlenko, D. 70  
Kuramoto, E. 37  
Kutepov, A. 70

### M

Marmy, Pierre 64  
McCall, S.K. 83  
McElfresh, M.W. 83  
Mirmelstein, A. 70, 70, 73  
Modestov, D.G. 80

### N

Naumov, S. 100

### O

Okita, T. 37, 125

### P

Podlesnyak, A. 73  
Pomjakushina, E. 73

### S

Samarin, S.I. 80  
Sapozhnikov, P.A. 80  
Sekimura, N. 37, 125  
Shchennikov, V. 70  
Shick, A.B. 75  
Suski, Wojciech 72

### T

Tecchio, Luigi 113

### V

Voronin, V. 70

### Y

Yao, Z. 54