

Восьмой Международный Уральский Семинар

# РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Тезисы докладов

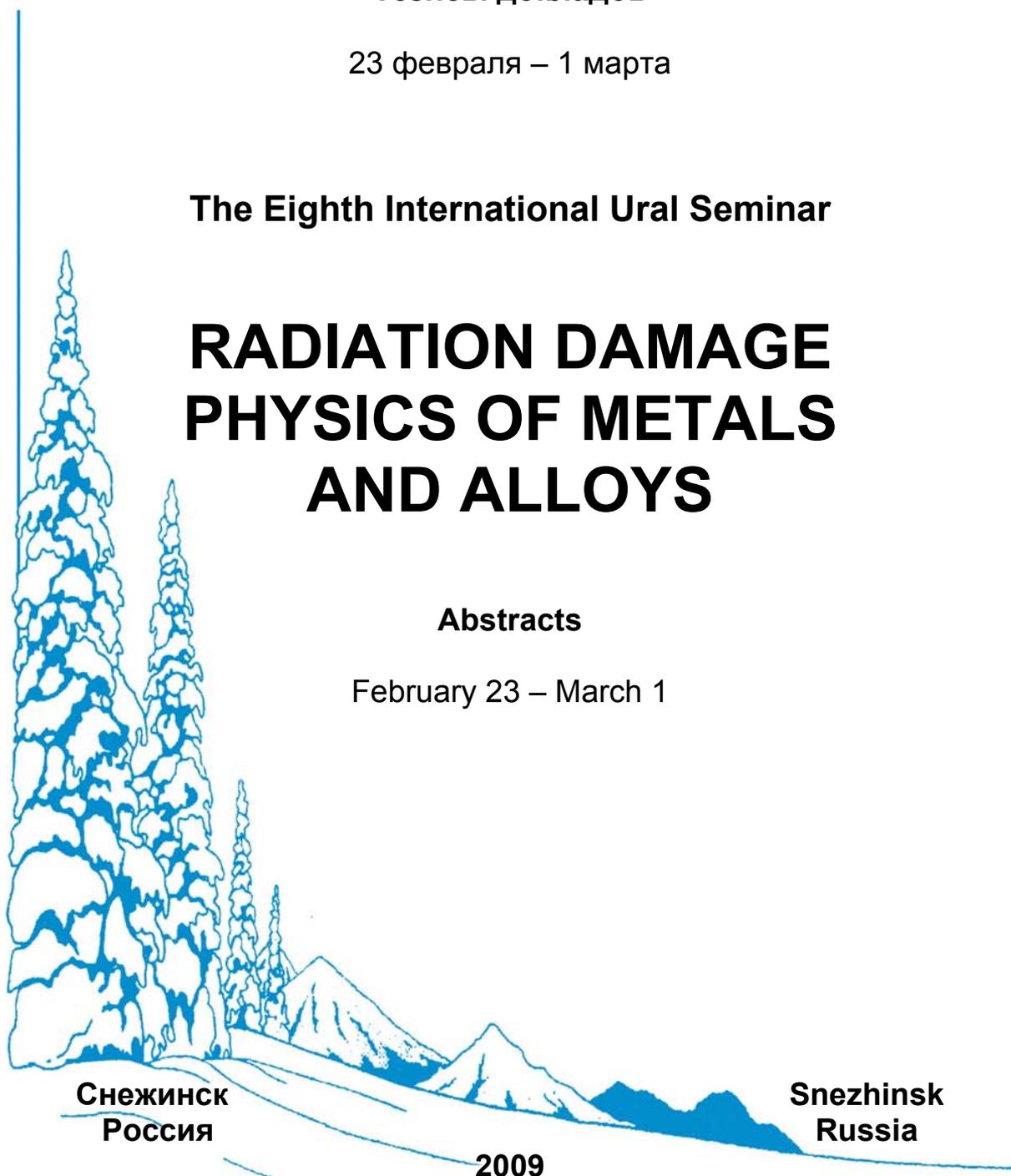
23 февраля – 1 марта

The Eighth International Ural Seminar

# RADIATION DAMAGE PHYSICS OF METALS AND ALLOYS

Abstracts

February 23 – March 1



Снежинск  
Россия

Snezhinsk  
Russia

2009



**Восьмой Международный Уральский Семинар**

# **РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

**Тезисы докладов**

23 февраля – 1 марта

**Снежинск**

**Россия**

**2009**

### **Организационный комитет**

Гощицкий Б.Н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
Со-председатель  
Аврорин Е.Н, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Со-председатель  
Архипов В.Е., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
Зам. председателя  
Водолага Б.К., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Зам. председателя  
Плохой В.В., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Зам. председателя  
Арбузов В.Л., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
Секретарь Семинара  
Залужный А.Г., ИТЭФ, Москва  
Зуев Ю.Н., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск  
Кортов В.С., УГТУ-УПИ, Екатеринбург  
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  
Рачков В.И., УАНТ Росатом, Москва  
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  
Fluss M. J. Livermore, USA  
Garner F.A., Richland, USA  
Dudarev S.L., Culham, UK  
Ibragimova E.M., Ulugbek, Uzbekistan  
Kirk M.A., Argonne, USA  
Konobeev Yu.V., Obninsk, Russia  
Neklyudov I.M., Kharkov, Ukraine  
Robouch B.V., Rome, Italy  
Voyevodin V.N., Kharkov, Ukraine

### **Организаторы семинара**

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

### **Программный комитет**

Сагарадзе В.В., Председатель  
Архипов В.Е.  
Залужный А.Г.  
Кортов В.С.  
Мирмельштейн А.В.  
Николаев А.Л.  
Овчинников В.В.

### **Секретариат**

Арбузов В. Л. , ИФМ УрО РАН ,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

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

В. В. Сагарадзе, Председатель  
В. Я. Баянкин  
С. Н. Воинов  
Н.Н. Герасименко  
А. Г. Залужный  
Н. Г. Колин  
Н. Н. Сюткин  
В. А. Печёнкин  
В. С. Хмелевская

### **Наши спонсоры:**

Федеральное Агентство РФ по атомной энергии,  
Москва  
Российский Фонд Фундаментальных  
Исследований, Москва  
Администрация Челябинской области  
РФЯЦ – ВНИИТФ, Снежинск  
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург  
Некоммерческий фонд «Династия», Москва  
Elliott Celia M., USA  
Garner F.A., USA

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

## СОДЕРЖАНИЕ

|  | стр.      |
|--|-----------|
| <b>I. <u>Общие вопросы физики радиационных повреждений</u></b>   |           |
| Температурная зависимость радиационно-индуцированных процессов в сплавах Fe-Ni и Fe-Ni-Si с различной микроструктурой<br><u>С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов</u>   | 3         |
| Влияние легирующих элементов на эволюцию вакансионных дефектов в электронно-облученных аустенитных Fe-Ni сплавах<br><u>А.П. Дружков, Д.А. Перминов</u>   | 3         |
| In-situ TEM and Ion Irradiation of Ferritic Materials<br>M. Kirk   | 4         |
| Особенности структурного состояния радиационноустойчивых конструкционных материалов<br><u>В.П. Колотушкин, С.Н. Вотинов, С.А. Никулин, А.А. Парфенов</u>   | 4         |
| Difference Approach to Analysis of Resistivity Recovery Data in concentrated alloys undergoing the short-range order formation<br>Alexander L. Nikolaev  | 5         |
| Resistivity Recovery, Short-Range Order Formation and Defect Migration in Low-Cr Fe-Cr Alloys<br>Alexander L. Nikolaev   | 7         |
| Исследование с помощью позитронной спектроскопии влияния интерметаллидных наночастиц на накопление и отжиг вакансионных дефектов в облученном электронами Fe-Ni-Al сплаве<br><u>Д.А. Перминов, А.П. Дружков, В.Л. Арбузов</u>  | 8         |
| Изменение межатомного взаимодействия в металлах в условиях воздействия ионизирующих излучений<br><u>С.Н. Янин, В.П. Кривобоков</u>   | 9         |
| Влияние особенностей электронной структуры на сегрегацию элементов замещения на границах зерен. Первопринципный расчет<br><u>А.Р. Кузнецов, Ю.Н. Горностырев</u>   | 10        |
| Характеристики повреждающей дозы в конструкционных материалах реакторов ВВЭР и БН<br><u>В.А. Печенкин, И.В. Пышин, Ю.В. Конобеев, Э.Е. Петров, В.А. Хоромский, Ю.С. Хомяков, А.В. Моисеев</u>                                  | 11        |
| Фазовые превращения в плотных каскадах атом-атомных соударений<br>В.А. Степанов  | 12        |
| Hardening due to and absorption of $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ and $\langle 100 \rangle$ dislocation loops via interaction with dislocations in bcc Fe and Fe-Cr alloys<br><u>D. Terentyev, D.J. Bacon, Yu.N. Osetsky</u> | 13        |
| IAEA Activities in the Areas of Fuel Performance Analysis and Advanced Radiation-Resistant Materials Development<br>C. Ganguly, <u>V. Inozemtsev, J. Killeen</u>   | 14        |
| <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>   | <b>15</b> |
| Радиационные дефекты и дейтерий в двухфазной аустенитно-мартенситной стали при низкотемпературном нейтронном облучении<br><u>В.Л. Арбузов, Б.Н. Гощицкий, С.Е. Данилов, Ю.Н. Зуев, А.Е. Карькин, В.В. Сагарадзе</u>            | 17        |

## СОДЕРЖАНИЕ

|  |    |
|--|----|
| <b>Газы в металлах</b><br>С.Н. Вотинов   | 17 |
| <b>Фазовые и структурные особенности ODS сплавов с ОЦК и ГЦК решетками</b><br><u>К.А. Козлов</u> , В.А. Шабашов, Н.Ф. Вильданова, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе  | 18 |
| <b>Влияние деформационного воздействия на изменение структуры, физических и магнитных свойств аустенитной стали типа X18H10T</b><br><u>А.М. Мосин</u> , А.В. Козлов, Е.Н. Щербаков, Ю.Г. Чукалкин, В.Л. Панченко, В.С. Шихалев, П.И. Яговитин      | 19 |
| <b>Effect of Chemical Composition on Amorphization of Titanium-Nickelide-Based Alloys with Fast Neutrons</b><br><u>V. D. Parkhomenko</u> , S. F. Dubinin and S. G. Teploukhov  | 20 |
| <b>Моделирование радиационно-индуцированной сегрегации в сплавах в условиях реакторного и ускорительного облучения</b><br><u>В.А. Печенкин</u> , С.А. Ганина, В.П. Гинкин, И.А. Степанов   | 21 |
| <b>Влияние подвижности дислокаций на размер кристаллитов наноструктур металлов при больших деформациях под давлением</b><br><u>В.П. Пилюгин</u> , А.М. Пацелов, Е.Г. Чернышёв, Д.А. Брытков  | 21 |
| <b>Оценка подвижности вакансий по захвату дейтерия исходными и радиационно-индуцированными ловушками</b><br><u>Г.А. Распопова</u> , В.Л. Арбузов   | 22 |
| <b>Радиационно-индуцированная сегрегация дейтерия в титане</b><br><u>Г.А. Распопова</u> , В.Л. Арбузов   | 23 |
| <b>Влияние нейтронного облучения на растворение и выделение интерметаллидов Ni<sub>3</sub>Me в сталях</b><br><u>В.В. Сагарадзе</u> , В.А. Шабашов, А.В. Литвинов, В.М. Колосков, В.Д. Пархоменко   | 24 |
| <b>Исследование деформационно-индуцированной сегрегации в сплаве Fe- Cr-Ni</b><br><u>С.А. Стариков</u> , А.Р. Кузнецов, В.В. Сагарадзе, В.А. Печенкин, И.А. Степанов   | 25 |
| <b>«Волны пластической деформации» в высокооблученной стали 12X18H10T</b><br><u>М.Н. Гусев</u> , О.П. Максимкин, Д.А. Токтогулова, Ф.А. Гарнер   | 26 |
| <b>Энергетический баланс пластической деформации облученных металлов и сплавов</b><br><u>Д.А. Токтогулова</u> , О.П. Максимкин, М.Н. Гусев, Ф.А. Гарнер  | 27 |
| <b>The effect of Low Dose Neutron Irradiation on the Tensile and Impact Properties of a Series of Titanium Alloys</b><br>Pierre Marmy  | 28 |
| <b>Irradiation effects on the tensile behavior of Al-6061</b><br>Ijaz Mujtaba Ghauri   | 28 |
| <b>Механические характеристики и коррозионное растрескивание низколегированного алюминиевого сплава САВ-1 после нейтронного облучения в реакторе ВВР-К</b><br><u>О.П. Максимкин</u> , А.В. Яровчук, Т.А. Доронина, Л.Г. Турубарова, С.В. Карбышева | 29 |
| <b>Электромагнитное облучение расплавов металлов</b><br>В.Ф. Балакирев, <u>В.В. Крымский</u> , Н.А. Шабурова   | 29 |
| <b>Радиационно-индуцированное изменение плотности дислокаций и динамика развития ползучести материалов</b><br><u>Л.В. Москаленко</u> , П.А. Селищев, В.В. Москаленко   | 31 |

## СОДЕРЖАНИЕ

|  |           |
|--|-----------|
| <b>III. <u>Материалы для ядерной и термоядерной энергетики</u></b>   | <b>33</b> |
| <b>Характеризация наноструктурного состояния облученного материала шва корпуса ВВЭР-440 методом томографической атомно-зондовой микроскопии</b><br><u>А.А. Алеев</u> , А.А. Никитин, С.В. Рогожкин, А.Г. Залужный  | <b>35</b> |
| <b>Влияние предварительной обработки на структурное состояние облученных быстрыми нейтронами интерметаллидов Fe-Ni-Ti</b><br><u>В.И. Воронин</u> , И.Ф. Бергер, В.В. Сагарадзе, Б.Н. Гощицкий  | <b>36</b> |
| <b>Учет перекрытия каскадных областей при описании образования и эволюции радиационных кластеров в аустенитных сталях при криогенном нейтронном облучении</b><br><u>А.В. Козлов</u> , И.А. Портных   | <b>37</b> |
| <b>Влияние плотности потока быстрых нейтронов на охрупчивание материалов корпусов реакторов с водой под давлением</b><br>Е.А. Красиков   | <b>37</b> |
| <b>Технологические аспекты получения реакторных сталей, упрочняемых нанооксидами</b><br>В.В. Сагарадзе, В.С. Агеев, <u>А.В. Литвинов</u> , К.А. Козлов, Н.В. Катаева, В.А. Шабашов, В.П. Пилогин, С.Н. Паранин, Ю.И. Филиппов  | <b>38</b> |
| <b>Изучение влияния напряжений на радиационное распухание и деформацию ползучести в сталях X18H10T</b><br><u>В.С. Неустроев</u> , С.В. Белозеров, Е.И. Макаров, З.Е. Островский  | <b>39</b> |
| <b>Механизм образования пор в аустенитной стали ЧС-68 при нейтронном облучении</b><br><u>И.А. Портных</u> , Н.В. Глушкова, А.В. Козлов   | <b>40</b> |
| <b>Влияние нейтронного облучения на изменение структурных характеристик аустенитной стали ЧС-68</b><br><u>А.В. Цыгвинцев</u> , В.Е. Калачиков, Н.В. Глушкова, А.В. Козлов, В.Л. Панченко, В.Н. Шемякин   | <b>41</b> |
| <b>Влияние радиационного воздействия на изменение структуры, физических, механических и магнитных свойств стали X18H9</b><br><u>Е.Н. Щербаков</u> , А.М. Мосин, М.В. Евсеев, В.Л. Панченко, И.А. Портных, Н.В. Глушкова, Ю.Г. Чукалкин, А.В. Козлов                  | <b>41</b> |
| <b>Влияние длительных пострadiационных отжигов на структуру и свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами до 53,4 сна в реакторе БН-350</b><br><u>О.П. Максимкин</u> , Е. Т. Коянбаев, А.В. Яровчук, Т.А. Доронина, Л.Г. Турубарова                              | <b>42</b> |
| <b>Комплекс исследований твэлов высокопоточного реактора в обоснование их работоспособности и безопасной эксплуатации</b><br>В.А. Цыканов, З.И. Четкина, А.А. Худяков, <u>М.Н. Стриженов</u> , В.В. Яковлев, А.Е. Новоселов, В.Ю. Шишин, В.А. Старков, В.Е. Федосеев | <b>43</b> |
| <b>Наноскопические процессы радиационного охрупчивания сталей корпусов водо-водяных ядерных реакторов</b><br>В.Н. Воеводин, А.О. Комаров, И.М. Неклюдов, <u>Н.Н. Пилипенко</u> , Л.С. Ожигов, Б.А. Шиляев  | <b>44</b> |
| <b>Анализ радиационного растворения дуо-частиц феррито-мартенситных сталей</b><br>В.Н. Воеводин, <u>Ю.Э. Фоменко</u> , Б.А. Шиляев   | <b>46</b> |
| <b>Swelling and Irradiation Creep of D9 Stainless Steel Cladding and Ducts in FFTF Driver Assemblies after High Neutron Exposure</b><br><u>F.A. Garner</u> , B. J. Makenas and S. A. Chastain  | <b>47</b> |

## СОДЕРЖАНИЕ

|            |  |           |
|------------|--|-----------|
|            | <b>Strong Impact of Neutron Spectra on Stress Relaxation of Inconel X-750 Springs in CANDU® Reactors</b>                               | <b>48</b> |
|            | M. Griffiths, F. J. Butcher, <u>F. A. Garner</u> and L. R. Greenwood   |           |
|            | <b>Extensive Nano-cavity Development Observed at 33-70 dpa and 290°C-315°C in a PWR Flux Thimble Tube</b>                              | <b>49</b> |
|            | D. J. Edwards, <u>F. A. Garner</u> , S. M. Bruemmer and Pål Efsing   |           |
|            | <b>Исследование состава слоя взаимодействия, образующегося под облучением, между уран-молибденовым топливом и алюминиевой матрицей</b> | <b>49</b> |
|            | <u>С.А. Аверин</u> , В.Л. Панченко, В.А. Цыгвинцев, О.А. Голосов, М.С. Лютикова  |           |
|            | <b>Изучение наномасштабных особенностей конструкционных материалов ядерных реакторов</b>   | <b>50</b> |
|            | <u>С.В. Рогожкин</u> , А.А. Алсеев, А.А. Никитин, Н.А. Искандаров, А.Г. Залужный   |           |
|            | <b>Фазовые превращения в сплавах системы Zr–Nb–Fe–Sn</b>   | <b>51</b> |
|            | В.Н. Шишов   |           |
| <b>IV.</b> | <b><u>Физические свойства и дефекты атомного масштаба в актинидах, их сплавах и модельных аналогах</u></b>                             | <b>53</b> |
|            | <b>Высокотемпературная сверхпроводимость в слоистых соединениях на основе железа</b>   | <b>55</b> |
|            | М.В. Садовский   |           |
|            | <b>Pressure Effects in CeNi</b>  | <b>55</b> |
|            | <u>A. Mirmelstein</u> , E. Clementyev, O. Kerbel, Yu. Akshentsev, D. Kozlenko, V. Voronin, I. Berger, D. Chernyshov                    |           |
|            | <b>Kondo Universality and Enrgy Scales in Plutonium</b>  | <b>56</b> |
|            | <u>E.S. Clementyev</u> , A.V. Mirmelstein  |           |
|            | <b>Magnetism of Uranium in Strong Ferromagnetic Matrix (uranium magnetic materials - is it possible?)</b>                              | <b>57</b> |
|            | A.V. Andreev   |           |
|            | <b>Spin-State Polarons in Lightly Hole-Doped LaCoO<sub>3</sub></b>   | <b>58</b> |
|            | <u>A. Podlesnyak</u> , M. Russina, A. Furrer, Th. Strässle, E. Pomjakushina, K. Conder and D. I. Khomskii                              |           |
|            | <b>Actinide Compounds: From Heavy Fermions to Magnetically Ordered Systems</b>   | <b>59</b> |
|            | <u>A.P. Gonçalves</u> , M.S. Henriques, M. Almeida, L. Havela  |           |
|            | <b>Valence Fluctuations in Actinides</b>   | <b>60</b> |
|            | <u>L. Havela</u> , A. Shick and T. Gouder  |           |
|            | <b>Spontaneous and Field-Induced Magnetic Transitions in RBaCo<sub>2</sub>O<sub>5.5</sub></b>  | <b>60</b> |
|            | <u>V. Bobrovskii</u> , V. Kazantsev, A. Mirmelstein, N. Mushnikov, N. Proskurnina, V. Voronin and A. Podlesnyak                        |           |
|            | <b>The Advancement of Work on Inert Matrix Fuel</b>  | <b>61</b> |
|            | Ashraf Elsayed Mohamed Mohamed   |           |
|            | <b>Physics of the Kondo-Insulators: Neutron Spectroscopy Study</b>   | <b>62</b> |
|            | <u>P.A. Alekseev</u> , J.-M. Mignot, K.S. Nemkovski, V.N.Lazukov, A.V.Rybina   |           |
|            | <b>Исследования спиновых возбуждений в высокотемпературных сверхпроводниках методом рассеяния нейтронов</b>                            | <b>63</b> |
|            | А.С. Иванов  |           |

## СОДЕРЖАНИЕ

|           |   |           |
|-----------|---|-----------|
|           | <b>Nonlinear Charge Transport in the Magnetite/Semiconductor Structure: Effects of Magnetic Field and Optical Radiation</b>                         | <b>63</b> |
|           | <u>N.V. Volkov, E.V. Eremin, V.S. Tsikalov, P.D.Kim, Seong-Cho Yu, Dong-Hyun Kim, N. Chau</u>   |           |
| <b>V.</b> | <b><u>Некоторые вопросы физики радиационных явлений в магнетиках, сверхпроводниках, полупроводниках и изоляторах</u></b>                            | <b>65</b> |
|           | <b>Поляронные состояния в облученном электронами манганите <math>\text{LaMnO}_{3+\delta}</math></b>   | <b>67</b> |
|           | <u>Т.И. Арбузова, С.В. Наумов, В.Л. Арбузов, С.Е. Данилов</u>   |           |
|           | <b>Магнитная восприимчивость облученного электронами монооксида меди</b>  | <b>68</b> |
|           | <u>Т.И. Арбузова, С.В. Наумов, В.Л. Арбузов, Н.В. Костромитина</u>  |           |
|           | <b>Низкотемпературные исследования магнитного и кристаллического состояний радиационно-разупорядоченного <math>\text{Ce}_2\text{Fe}_{17}</math></b> | <b>69</b> |
|           | <u>В.И. Воронин, И.Ф. Бергер, А.Е. Карькин, Э.З. Валиев, А.Г. Кучин, Б.Н. Гощицкий</u>  |           |
|           | <b>Исследование влияния нейтронного излучения на характеристики <math>\text{GaN} / \text{InGaN}</math> -структур</b>                                | <b>70</b> |
|           | <u>В.Т. Громов, С.М. Дубровских, А.Ф. Иванов, О.В. Ткачев, В.П. Шукайло, Е.Ю. Шамаев</u>  |           |
|           | <b>Электронная структура CVD-алмаза, облученного быстрыми нейтронами</b>  | <b>71</b> |
|           | <u>А.Е. Карькин, В. И. Воронин, И. Ф. Бергер, В. А. Казанцев, Ю. С. Поносов, В.Г. Ральченко, В.И. Конов и Б. Н. Гощицкий</u>                        |           |
|           | <b>Превращения кристалл – аморфное твердое тело при облучении быстрыми нейтронами: закономерности и механизмы</b>                                   | <b>72</b> |
|           | <u>Ю.Г. Чукалкин, Б.Н. Гощицкий</u>   |           |
|           | <b>Радиационная стойкость наноструктур</b>  | <b>72</b> |
|           | <u>Н.Н. Герасименко, Д.И. Смирнов, Н.А. Медетов</u>   |           |
|           | <b>Структурно-фазовые превращения в углеродных материалах при гамма-облучении</b>   | <b>73</b> |
|           | <u>Э.М. Ибрагимова, М.У. Каланов, В.Н. Сандалов, В.М. Рустамова</u>   |           |
|           | <b>Радиационное модифицирование электронных свойств полупроводников как процесс самокомпенсации: модельные расчеты и эксперимент</b>                | <b>74</b> |
|           | <u>В.Н. Брудный, Н.Г. Колин</u>   |           |
|           | <b>Формирование динамически устойчивых структур при имплантации тяжелых ионов в диэлектрики</b>   | <b>76</b> |
|           | <u>О.А. Плаксин, В.А. Степанов</u>  |           |
|           | <b>Фазовое расслоение в иттриевом купрате при радиационном и деформационном воздействии</b>   | <b>77</b> |
|           | <u>М.У. Каланов, Э.М. Ибрагимова</u>  |           |
|           | <b>Структура и кинетические свойства сплавов <math>\text{Ni}_{50+x}\text{Mn}_{25-x+y}\text{Ga}_{25-y}</math> с эффектом памяти формы</b>            | <b>78</b> |
|           | <u>Е.Б. Марченкова, В.В. Марченков, Н.И. Коуров, В.Г. Пушин, А.В. Королев, Х.В. Вебер</u>   |           |
|           | <b>Изучение пострадиационных изменений поверхности кремния с помощью атомно-силовой микроскопии</b>   | <b>78</b> |
|           | <u>С. В. Краевский, Ю.В. Половинкина, С. В. Рогожкин, А.Г. Залужный</u>   |           |

## СОДЕРЖАНИЕ

|   |           |
|---|-----------|
| <b>VI. <u>Техника и методика эксперимента. Ионная имплантация</u></b>   | <b>81</b> |
| <b>О влиянии параметров ионного облучения на формирование атомной структуры и состава поверхностных слоев сплава Fe-Cr</b><br>В.Я. Баянкин  | <b>83</b> |
| <b>Эффективные детекторы ионизирующих излучений широкого применения на основе монокристаллов и наноструктурных керамик кислорододефицитного оксида алюминия</b><br>В. Кортов, С. Никифоров, В. Вохминцев, Е. Горелова                               | <b>84</b> |
| <b>Исследование распределения продуктов деления по высоте многоэлементного электрогенерирующего канала после облучения</b><br>А.В. Барыбин, М.В. Чернецов, А.В. Козлов, А.А. Дьяков, П.В. Минин   | <b>85</b> |
| <b>Влияние типа и дозы имплантированных ионов на изменение механических и трибологических свойств и состава поверхности углеродистой стали</b><br>П.В. Быков, В.Л. Воробьев, В.Я. Баянкин   | <b>86</b> |
| <b>Применение кабельных датчиков для регистрации спектрально-углового распределения электронного пучка мощного ускорителя</b><br>А.П. Степовик, В.С. Блинов, А.И. Кормилицын, В.Ю. Кононенко  | <b>87</b> |
| <b>Применение кристаллов монохроматоров в схемах с рентгеновскими источниками излучения</b><br>А.С. Геранин   | <b>88</b> |
| <b>Ионное облучение и рекристаллизация металлов</b><br>В. В. Губернаторов, Т. С. Сычева, В. А. Ивченко  | <b>90</b> |
| <b>Металлографическое исследование структуры алюминиевых сплавов после ионно-лучевой обработки</b><br>В.В. Овчинников, Н.В. Гущина, С.М. Можаровский, В.В. Сагарадзе, Н.Ф. Вильданова   | <b>91</b> |
| <b>Моделирование развитой поверхности металлов при облучении тяжелыми ионами высоких энергий</b><br>А.Б. Демчишин, П.А. Селищев   | <b>92</b> |
| <b>Изучение каскадов столкновений в двухслойной подложке методом молекулярной динамики</b><br>А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин  | <b>93</b> |
| <b>Влияние ионного облучения на механические свойства и микроструктуру деформированного сплава ВД1 (Al-Cu-Mg)</b><br>В.В. Овчинников, А.А. Клепикова, Н.В. Гущина, Л.И. Кайгородова, Д. Б. Титоров, Н. В. Титорова, С.М. Можаровский, А.В. Филлипов | <b>94</b> |
| <b>Электрохимическое поведение самария в расплавленных хлоридах щелочных металлов</b><br>Е.В. Николаева, А.Л. Бове  | <b>95</b> |
| <b>Ионная модификация поверхностных свойств прокатанных медно-никелевых фольг</b><br>А.А. Новоселов, Ф.З. Гильмутдинов, В.Я. Баянкин  | <b>96</b> |
| <b>Нанохимический анализ феррито-мартенситных сталей ЭК-181 с помощью томографического атомного зонда</b><br>А.А. Никитин, А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, А.Г. Залужный   | <b>97</b> |
| <b>Конфайнмент позитронов в вакансиях и комплексах вакансий в металлах и сплавах</b><br>Е.П. Прокопьев  | <b>98</b> |

## СОДЕРЖАНИЕ

|   |            |
|---|------------|
| <b>Изучение нанообъектов в облученных металлах и сплавах методом позитронной аннигиляционной спектроскопии</b><br>В.И. Графутин, <u>Е.П. Прокопьев</u> , С.П. Тимошенко, Ю.В. Фунтиков, Н.О.Хмелевский  | <b>99</b>  |
| <b>Радиационные методы обработки материалов с использованием радиационно-динамических эффектов</b><br>В.В. Овчинников   | <b>100</b> |
| <b>Изготовление и исследование электрических характеристик медных нанопроволок приготовленных методом матричного синтеза</b><br><u>О.Г. Рыбалко</u> , С.А. Бедин, Д.Л. Загорский                        | <b>100</b> |
| <b>Структурные и фазовые превращения в металлах и сплавах после ионной имплантации</b><br>Н.Н.Сюткин  | <b>101</b> |
| <b>О возможности использования пьезокерамики для исследований импульсных напряжений, создаваемых в образце электронным пучком</b><br><u>А.П. Степовик</u> , В.С. Блинов, В.В.Отставнов                  | <b>103</b> |
| <b>Механизмы формирования и свойства неравновесных нанокристаллических твердых растворов систем ограниченной растворимости</b><br>В.П. Пилюгин, <u>И.Л. Солодова</u> , А.М. Пацелов, Е.Г. Чернышёв      | <b>104</b> |
| <b>Формирование R-состояний в металлических материалах после ионного облучения</b><br>В.С. Хмелевская   | <b>105</b> |
| <b>Влияние деформации на структуру и свойства соединений, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза</b><br><u>И.А. Цыганов</u> , М.Д. Филатова, А. Манеску, Ф. Рустикелли | <b>106</b> |
| <b>Применение клеточных автоматов для описания кинетики мартенситного превращения в облученных метастабильных хромоникелевых сталях</b><br>О.П. Максимкин, <u>М.Н. Гусев</u>                            | <b>107</b> |
| <b>Анализ наноструктурных состояний в ионно-имплантированной Pt</b><br>В.А. Ивченко, <u>Е.В. Медведева</u>  | <b>107</b> |
| <b>Нейтроногенерирующая мишень ускорительного источника эпитепловых нейтронов</b><br><u>С.Ю. Таскаев</u> , Б.Ф. Баянов, В.П. Белов, А. Н. Макаров, Г. Н. Малышкин                                       | <b>108</b> |
| <b>Радиационно-индуцированное структурирование в сплавах на основе никеля</b><br>В.С. Хмелевская, <u>Н.Ю. Богданов</u>  | <b>110</b> |
| <b>Структура Ti-TiN покрытия, полученного методом конденсации с ионной бомбардировкой</b><br>Ю.Н. Зуев, <u>И.В. Подгорнова</u> , С.А. Лекомцев, А. Е. Шестаков, И.Л. Святлов, И.В. Торопов              | <b>111</b> |
| <b>Bimetallic Iron-Nickel Nanoalloy: Synthesis and Characterization</b><br><u>Rafaqat Hussain</u> , Syed Tajammul Hussain, Syed Nasir Khusro, Niaz Ahmad  | <b>111</b> |
| <b>Двухимпульсный отклик образцов висмута при облучении импульсным электронным пучком</b><br>В.Н.Афанасьев, <u>В.Б.Бычков</u>   | <b>112</b> |
| <b>Состав и свойства поверхностных слоев фольг <math>Cu_{50}Ni_{50}</math> с напыленным на их поверхность Al после лазерного воздействия</b><br><u>А.В. Жихарев</u> , И.Н. Климова, В.Я. Баянкин        | <b>113</b> |

## СОДЕРЖАНИЕ

|   |            |
|---|------------|
| <b>Высокотемпературные испытания мелкозернистого плотного графита для конвертора нейтронной мишени</b><br><u>Е.И. Жмуриков</u> , К.В.Губин, Н.Х.Кот, П.В. Логачев, С.В.Цыбуля, А.Т.Титов, Tecchio Luigi   | <b>114</b> |
| <b>Моделирование наноструктурного состояния в сплаве Fe-18Cr-8Ni при ионной имплантации и сильной холодной деформации</b><br><u>В.А. Шабашов</u> , А.Е. Заматовский, С.В. Борисов, А.В. Литвинов, Н.Ф. Вильданова, В.И. Воронин   | <b>114</b> |
| <b>Получение микро- и наноострий и их эмиссионные свойства</b><br>С.А. Бедин  | <b>115</b> |
| <b>Изготовление полимерных матриц с конусными порами и их репликация</b><br>Ю.В. Буневич  | <b>115</b> |
| <b>Разрушение графитовой оболочки электрогидроимпульсными способами в воде</b><br>А.И. Кормилицын   | <b>115</b> |
| <b>Моделирование транспорта нейтронов в ядерных реакторах типа ВВЭР-1000</b><br>П.П. Панферов   | <b>115</b> |
| <b>VII. <u>Рабочий семинар МНТЦ</u></b>   | <b>117</b> |
| <b>Neutron diffraction study of internal stresses in materials for nuclear reactors. ISTC Project 3074.2</b><br>Vladimir Bobrovskii   | <b>119</b> |
| <b>Вопросы радиационной стойкости элементов конструкции углеродной мишени при облучении дейтронами</b><br>С.И. Самарин, Н.А. Воронина, <u>В.В. Дремов</u> , А.В. Караваев, В.В. Плохой, В.В. Сагарадзе, Ф.А. Сапожников   | <b>120</b> |
| <b>Radiation induced enhancement of hydrogen sorption by carbon soot</b><br>Е.М. Ibragimova, М.У. Kalanov, V.N. Sandalov  | <b>120</b> |
| <b>Исследования РФЯЦ-ВНИИТФ в области изучения взаимодействия изотопов водорода с конструкционными материалами для термоядерных установок и тритиевых систем</b><br><u>Ю.Н. Долинский</u> , Ю.Н. Зуев, И.А. Лясота, И.В.Сапрыкин, В.В.Сагарадзе   | <b>121</b> |
| <b>Радиационно-динамические эффекты при облучении нейтронами, ионами, осколками деления, нетрадиционные методы модификации свойств материалов и проблема безопасности ядерных реакторов</b><br>В.В.Овчинников   | <b>121</b> |
| <b>Ванадиевый сплав, плакированный ферритной нержавеющей сталью – материал оболочек ТВЭЛов реакторов на быстрых нейтронах</b><br><u>С.Н. Воинов</u> , О.А. Алексеев, И.Н. Губкин, Ю.В. Карасев, В.П. Колотушкин, С.А. Никулин, Л.В. Потанина, С.Г. Сергеев, Д.В. Соколовский                                  | <b>122</b> |
| <b>Расчетно-экспериментальные исследования расплавносолевых фторидных систем для инновационной ядерной энергетики</b><br><u>В.Г. Субботин</u> , А.Л. Жеребцов, Р.Я. Закиров, А.В. Панов, А.Д. Торопов, В.В. Игнатъев, А.В. Мерзляков, А.И. Суренков, О.С. Фейнберг, В.К. Афоничкин, В.А. Хохлов, В.П. Маширев | <b>123</b> |
| <b><u>Указатель авторов</u></b>   | <b>125</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.



## **Температурная зависимость радиационно-индуцированных процессов в сплавах Fe-Ni и Fe-Ni-Si с различной микроструктурой**

С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов

Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия. (danilov@imp.uran.ru)

Методом остаточного электросопротивления исследованы процессы радиационно-индуцированного расслоения твердого раствора в сплаве Fe-34,7ат.%Ni (Fe-Ni), и распада твердого раствора с образованием предвыделений в сплаве Fe-33,1ат.%Ni-5,6ат.%Si (Fe-Ni-Si) при различных температурах и в различных исходных состояниях, при облучении электронами. Сплавы были приготовлены вакуумным переплавом из чистых компонентов. Сравниваются сплавы в состояниях: закаленном от 1373 К, состаренном при 780 К, деформированном на 40 % и деформированном, но отожженном после деформации при 573 К для удаления вакансионных кластеров. Получены дозовые и температурные зависимости. Проведены изохронные отжиги и изотермические отжиги этих сплавов. Показано, что концентрационные неоднородности матрицы в состаренном сплаве Fe-Ni не являются заметными стоками для точечных дефектов. Деформация приводит к существенному подавлению процессов радиационно-индуцированного расслоения твердого раствора в сплавах Fe-Ni, что обусловлено большой концентрацией стоков точечных дефектов в основном за счет дислокационной структуры. Вакансионные кластеры деформационного происхождения и кластеры образованные при облучении диссоциируют в одном температурном интервале 350-500 К в обоих типах сплавов. Показано, что распад твердого раствора в сплаве Fe-Ni-Si, выражающийся в росте электросопротивления, происходит термически активировано при температурах 600 – 900 К. При более низких температурах процесс распада твердого раствора в этом сплаве идет при облучении за счет мигрирующих точечных дефектов, либо при отжиге после облучения или деформации за счет вакансий, образующихся при диссоциации вакансионных кластеров. При этом так же, как и в случае сплава Fe-Ni, происходит существенное подавление радиационно-индуцированного распада твердого раствора в деформированном состоянии за счет высокой концентрации стоков точечных дефектов, роль которых играют дислокации. Проведенный анализ показывает, что изменения электроопротивления в сплавах Fe-Ni описываются в рамках статистической модели, а в сплавах Fe-Ni-Si в рамках матричной модели.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ (проект № 3074.2), Программы РАН № 01.2.006 13394 («Импульс»), РФФИ ( проекты № 07-02-00020-а, и № 07-02-96052-р\_урал\_a).

## **Влияние легирующих элементов на эволюцию вакансионных дефектов в электронно-облученных аустенитных Fe-Ni сплавах**

А.П. Дружков, Д.А. Перминов

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

Эволюция вакансионных дефектов была изучена в аустенитных Fe-34.2 wt.% Ni сплавах, содержащих надразмерные (алюминий) и подразмерные (кремний)

легирующие элементы, при электронном облучении в интервале температур 300-573 К [1]. Для диагностики вакансионных дефектов использовалась позитронная аннигиляционная спектроскопия. Обнаружено, что накопление вакансионных дефектов существенно подавляется в сплаве, легированном кремнием. Этот эффект наблюдается при всех температурах облучения. Полученные результаты показывают, что в сплаве с добавкой кремния при облучении формируются стабильные, малоподвижные кластеры, содержащие несколько Si и межузельных атомов, которые являются центрами повышенной рекомбинации мигрирующих вакансий. Кластеры Si-межузельные атомы модифицируют также отжиг вакансионных дефектов в сплаве Fe-Ni-Si.

Взаимодействие между небольшими вакансионными скоплениями и легирующими Al атомами наблюдалось в сплаве Fe-Ni-Al при температурах облучения 300 и 423 К.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394), при частичной поддержке РФФИ (проекты № 07-02-00020 и № 07-02-96052)

#### Литература

1. Druzhkov A.P., Perminov D.A. and Davletshin A.E. *J. Nucl. Mater.* to be published (2009).

### **In-situ TEM and Ion Irradiation of Ferritic Materials**

M. Kirk  
Argonne National Laboratory, Illinois, 60439, USA  
(kirk@anl.gov)

We will review several ongoing experimental programs on the irradiation response of ferritic materials: pure Fe, Fe-Cr alloys, and ODS (oxide dispersion strengthened) alloys. These programs utilize the IVEM-Tandem user facility at Argonne National Laboratory to perform TEM on in-situ ion irradiated samples at controlled elevated temperatures. Direct real time observations of defect formation, motion, and coalescence into extended microstructures will be illustrated.

### **Особенности структурного состояния радиационностойких конструкционных материалов**

В.П. Колотушкин<sup>1</sup>, С.Н. Вотинов<sup>1</sup>, С.А. Никулин<sup>2</sup>, А.А. Парфенов<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>ВНИИИМ им. А.А. Бочвара, Москва, Россия (parfenov@bochvar.ru),  
<sup>2</sup>ФГОУ ВПО ГТУ «МИСиС», Москва, Россия

Основным повреждающим фактором для материала оболочек твэлов является поток нейтронов, создающих в кристаллической решетке вакансии, межузельные атомы (МУА) и их комплексы. Снижения темпов накопления радиационных дефектов можно достичь ускорением рекомбинации вакансий и МУА на стоках (границы зерен, дислокации, избыточные фазы и т.п.). Влияние этих факторов не было достаточным для полной ликвидации радиационного повреждения. Ускорение рекомбинации

вакансий и МУА с помощью атомов замещения в аустенитных сталях и сплавах, облучаемых в температурном интервале 300-350 °С, исчерпывается при дозе ~1 сна. Ускорение рекомбинации, обусловленное влиянием атомов внедрения (С и N), имеет на порядок более высокую эффективность. При суммарном содержании С и N в твердом растворе >500 ppm ат. вакансионные поры не образуются при облучении дозой ~10 сна. Однако, отжиг сталей и сплавов, создающий обеднение твердого раствора по С и N до ≤500 ppm ат., приводит к образованию вакансионных пор при дозе ≤10 сна.

В работе исследован и проанализирован механизм эффективного ускорения рекомбинации вакансий и МУА на искажениях, создаваемых в структуре сплавов переходных металлов при формировании нанодоменного ближнего порядка (рисунок).

При формировании ближнего порядка период кристаллической решетки металла увеличивается в направлениях, параллельных слоям одинаковых атомов и уменьшается в перпендикулярном. В решетке возникают с интервалом 2-4 нм тетрагональные искажения, т.е. ловушки для вакансий и МУА. В облученном до >32 сна при температуре ~350 °С сплаве Ni-41Cr-1Mo со структурой БП количество вакансий и МУА было на порядок меньше, чем в сплаве со стабильной структурой, а общее удлинение в 3 раза выше.

Исследование радиационных повреждений при облучении электронами методом аннигиляции позитронов также показало, что в сплаве, формирующем БП, скорость рекомбинации вакансий и МУА становится равной скорости их образования.

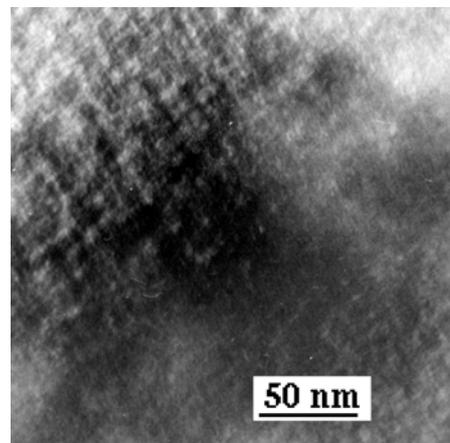


Рис. Ближний порядок в сплаве Ni-41Cr-1Mo после закалки и старения 450 °С, 9000 ч

### **Разностный подход к анализу данных по возврату электросопротивления в концентрированных сплавах, претерпевающих ближнее упорядочение**

А.Л. Николаев  
Институт физики металлов УрО РАН  
С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Россия (nikolaev@imp.uran.ru)

A resistivity study of point defect properties in electron-irradiated concentrated Fe-Cr alloys has been started from Cr4 and Cr9 elsewhere (Phil. Mag. **31**, 4847, 2007). Commonly, the short-range order (SRO) formation enhanced by defect migration is the main factor complicating fundamentally the analysis of the resistivity recovery (RR) data in concentrated alloys as compared with that in pure metals and dilute alloys. In contrast to the rest of Fe-Cr alloys, the signs of the SRO formation were not pronounced in RR of Cr4 and Cr9. This favourable moment allowed analysing their RR data in a simplified manner neglecting any complicating effect of the SRO formation.

The analysis of the RR spectra in the samples of both alloys did not reveal any peaks shifting their temperature positions with a change in the initial defect concentration. The latter feature is a signature of stage III (the onset of vacancy free migration) and its missing implies the absence of a peak of stage III in the RR spectra. At the same time, the signs of vacancy migration were clearly detected by the positron lifetime spectroscopy in the same and close alloys.

To clarify this contradiction, a new approach to the analysis of RR data was proposed. A new quantity was introduced, the so-called difference RR (DRR), i.e. the difference between RR dependencies of two similar samples having different initial defect concentrations:

$$\delta R(T) = R(T)_H - R(T)_L,$$

where  $R = \Delta\rho/\Delta\rho_0$  and  $\Delta\rho$ ,  $\Delta\rho_0$  are the current and initial resistivity increments,  $T$  is annealing temperature, indexes  $H$  and  $L$  refer to the samples having *Higher* and *Lower* initial defect concentrations. It has been demonstrated that the stages of free migration manifest themselves in the DRR plot by the emergence of a specific peak, called the DRR peak, which corresponds in physical terms to a partial (separated) RR peak of the related stage of free migration. The other stages having the different origin do not give rise to any peaks.

Features of the DRR peaks revealed in the analysis of the RR data of Cr4 and Cr9 indicated that the stage III peak had never been observed in the conventional RR spectra of Fe-Cr alloys before (see, e.g., Mater. Sci. Forum **15–18**, 1263, 1987). The partial RR rate in stage III turns out negligible in Cr4 and even inverted (i.e. negative) in Cr9, while only peaks characterised by a non-negligible positive partial RR rate are taken into consideration in the conventional RR method. The DRR data allowed revealing the actual structure of the RR spectra and finding the position of a stage of the onset of long-range migration of vacancies at  $\sim 205$  K and that of interstitial atoms at 220 K. The abnormal character of stage III was assigned to the anomalously large specific resistivity of immobile di-vacancies formed in the stage.

It becomes clear that because of the abnormal character of stage III the analysis of RR data in the rest of Fe-Cr alloys liable to the SRO formation becomes improper beyond the context of the DRR approach. That is why we undertake an effort to analyse and formulate the regularities of RR in alloys undergoing the SRO formation in terms of DRR. In our reasoning we based on the regularities of resistivity variations induced by the SRO formation found before (J. Phys. F: Met. Phys. **14**, 793, 1984; Acta Metall. **33**, 1887, 1985 and references therein).

The results of the analysis and obtained formulations are illustrated by the analysis of the available RR data of Fe-16Cr-20Ni and Fe-4Cr in terms of DRR. A small contribution ( $\sim 2-3$  %) to RR of Fe-4Cr induced by the SRO formation not resolved before was revealed within the DRR approach. It has been demonstrated that even such small SRO-induced contribution to RR is sufficient within the DRR approach to detect and identify stage III, which is not seen by other experimental means in Fe-4Cr.

## Возврат электросопротивления, ближнее упорядочение и миграция дефектов в малохромистых сплавах Fe-Cr

А.Л. Николаев

Институт физики металлов УрО РАН

С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Россия (nikolaev@imp.uran.ru)

This work is a continuation of the study on resistivity recovery (RR) fulfilled in electron-irradiated Fe-Cr<sub>4</sub> and Fe-9Cr (Phil. Mag. **31**, 4847, 2007). The original RR data of Fe-6Cr and Fe-4Cr doped with carbon (~0.1 at. %) after low temperature (<80 K) electron irradiation (5 MeV) at several initial defect concentrations are presented.

The RR spectra of Fe-6Cr are qualitatively similar to those obtained earlier in Fe-Cr<sub>9</sub>. In contrast to RR data in Fe-4Cr and Fe-9Cr, the systematic divergence between RR curves of samples having different defect concentrations is observed above 240-250 K. This feature gives evidence on the short-range order (SRO) formation in the course of post-irradiation annealing.

Carbon addition to Fe-4Cr leads to the suppression of a RR peak at ~190 K earlier attributed to correlated vacancy migration and does not affect the stage at ~220 K interpreted earlier as the onset of long-range migration of interstitial atoms (IAs). Since the vacancies, most probably, should be captured by carbon atoms, the carbon effect on RR does not contradict the previous interpretations. A new stage is formed around 350 K attributed to a release of trapped vacancies from carbon atoms, i.e. almost at the same temperature as in pure iron.

Signature of the SRO formation of the type corresponding to the earlier data (I. Mirebeau et al. Phys. Rev. Lett. **53**, 687, 1984) is observed in the temperature range 210-300 K, while at 300-400 K, i.e. within the vacancy dissociation stage, the SRO formation inverts its type from “ordering” to “clustering”.

The analysis of the RR data within the difference (DRR) approach allows finding the following. The vacancy clustering throughout stage III (~205 K) in Fe-6Cr leads, like in Fe-9Cr, to the increase of defect-induced resistivity (i.e. resistivity induced by the presence of defects). This rise of the defect-induced resistivity is accompanied with the onset of the SRO formation. Both these effects give evidence that vacancies are the fastest partner of a Frenkel pair.

In Fe-4Cr doped with carbon, the onset of the SRO formation is slightly shifted towards higher temperatures (by ~15 K) as compared to that in non-doped and Fe-6Cr alloys. The position of this onset coincides with the stage at 220 K. Since vacancies are immobilised at carbon atoms up to 350 K, the onset of the SRO formation and stage at 220 K can be assigned to long-range migration of IAs only.

Within the temperature interval of the stage at 350 K, two processes are distinguished. The first one corresponds to dissociation process and is associated with the vacancy release. Combined interaction of vacancies, chromium and carbon atoms leads to the decoration of the latter with the former due to chemical affinity. Formation of chromium atom pairs at the lattice sites nearest to carbon is equivalent to short-range clustering. The second one is

associated with free migration of some species. Since atoms of carbon are the only species, which can migrate freely in the considered case, it may be supposed that this process corresponds to decoration of vacancy clusters with carbon atoms.

**Исследование с помощью позитронной спектроскопии влияния интерметаллидных наночастиц на накопление и отжиг вакансионных дефектов в облученном электронами Fe-Ni-Al сплаве**

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

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

На сегодняшний день одними из основных конструкционных материалов для активных зон реакторов на быстрых нейтронах являются аустенитные нержавеющие стали и сплавы. Основным фактором, ограничивающим использование аустенитных 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 когерентных частиц выделений на поведение точечных дефектов при облучении.

В работе исследовался сплав Fe-34.5мас.%Ni-5.4мас.%Al. Часть образцов сплава были состарены при температуре 823 – 923 К в течение времени 3 – 35 ч, а также при температуре 1023 К в течение 6 ч. 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). Метод УКАИ позволяет определять концентрацию и тип вакансионных дефектов, а также исследовать локальное химическое окружение центров захвата позитронов.

В ходе исследования было показано, что присутствие гомогенно распределенных наноразмерных (1-8 нм) выделений ( $\gamma'$ - и обогащенной железом фаз) в сплаве Fe-Ni-Al приводит к снижению накопления вакансий в несколько раз по сравнению со сплавом, закаленным на твердый раствор. При этом величина этого эффекта в процессе облучения сильно зависит от плотности, размера частиц  $Ni_3Al$ , а также их типа. Кроме того, эффект снижения накопления вакансий усиливается с увеличением температуры облучения. Также обнаружено, что в сплаве, предварительно состаренном при 1023 К, в процессе облучения при 573 К происходит радиационно-индуцированное образование зародышей интерметаллидных частиц типа  $Ni_3Al$ .

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394), при частичной поддержке РФФИ (проекты № 07-02-00020 и № 07-02-96052).

## Изменение межатомного взаимодействия в металлах в условиях воздействия ионизирующих излучений

С.Н. Янин, В.П. Кривобоков

Научно – исследовательский институт ядерной физики,  
пр. Ленина, 2а, Т омск, 634050, Россия, yanin@npi.tpu.ru

Воздействие ионизирующих излучений на металлы вызывает изменение потенциалов межатомного взаимодействия вследствие появления ионизированных атомов и возбуждения электронов проводимости. Для изучения этого явления требуется метод, позволяющий рассчитывать потенциалы “из первых принципов” с учетом изменения соответствующих характеристик твердотельных структур. В этой связи нами исследовались потенциалы взаимодействия при наличии ионизированных состояний на основе метода псевдопотенциалов, параметры которых определялись в соответствии с методом квантовых дефектов по спектроскопическим термам свободных ионов. На рис. 1 показаны потенциалы в алюминии для различных зарядовых состояний. Ионизация приводит к существенному уменьшению глубины первого минимума потенциальной функции, соответствующего расстоянию между ближайшими соседями для трех- и четырехзарядного ионов, по сравнению со случаем нормальных трехзарядных состояний. Более того, для пары четырехзарядных частиц первый минимум вообще исчезает. Атомы попадают на ветвь отталкивания потенциала взаимодействия, в

результате чего кристаллическая решетка переходит в неравновесное состояние [1]. Трек быстрой заряженной частицы становится источником механических напряжений, причем давление вблизи него значительно превышает предел упругой деформации, что приводит к нарушению структуры кристаллической решетки. Молекулярно - динамическое моделирование начальных участков траекторий движения ионизированных атомов показало, что большая часть из них приобретает высокие скорости и покидает кристаллит за время порядка  $10^{-13}$  с, что соизмеримо с длительностью существования ионизированных состояний в металле.

Значительная часть энергии быстрой заряженной частицы затрачивается на возбуждение электронов проводимости, что так же приводит к изменению характера межатомного взаимодействия. Экспериментально обнаружено, что чем больше энергии поглощает электронная подсистема, тем меньше величина порога смещения атома из положения равновесия [2], а гамма- и электронное излучение сравнительно

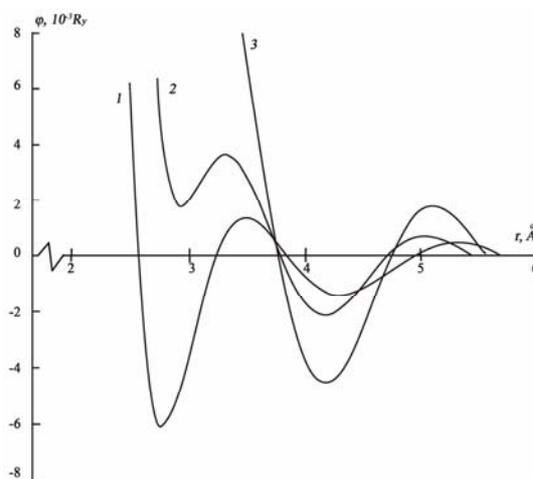


Рис. 1. Потенциалы межатомного взаимодействия в алюминии: 1 – для двух трехзарядных ионов; 2 – для трех- и четырехзарядных ионов; 3 – для двух четырехзарядных ионов.

слабой интенсивности оказывают существенное влияние на фазовые превращения в металлах и сплавах. Была высказана гипотеза, что к наблюдаемым эффектам приводит отклонение функции распределения электронов проводимости от термодинамически равновесного [3].

Нами была предпринята попытка выяснить влияние эффекта теплового размытия поверхности ферми на потенциалы межатомного взаимодействия путем прямых вычислений, которые показали, что температура слабо влияет на экранирующие свойства электронов проводимости. В то же время, экранирующие

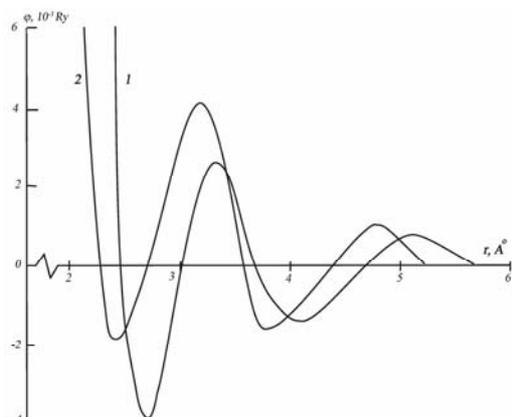


Рис. 2. Потенциалы межатомного взаимодействия для алюминия: 1- в нормальном состоянии; 2- импульс электронов проводимости на 10% превышает фермиевский.

свойства сильно зависят от их концентрации. На рис.2 представлены потенциалы взаимодействия для нормального состояния и для случая, когда концентрация валентных электронов на 30% превышает нормальную (в этом случае импульс электронов на поверхности Ферми возрастает на 10%) [4]. Подобный локальный рост концентрации может возникать в области трека быстрой заряженной частицы и приводить к “размягчению” кристаллической решетки.

#### Литература

1. Кривобоков В.П., Янин С.Н. Влияние ионизации на межатомное взаимодействие в металле. – Известия РАН, серия физическая, 1992, т. 56, №6, с. 12-16.
2. Шалаев А.М., Адаменко А.А. Радиационно – стимулированное изменение электронной структуры. М., Атомиздат, 1977, 176 с.
3. Бакай А.С., Сергеева Г.Г., Фатеев М.П. Влияние гамма – излучения на электронную структуру металлов. – Вопросы атомной науки и техники, сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение, вып.3(26), 1983, с.32 – 35.
4. Krivobokov V.P., Yanin S.N. Matter States Equations under Strong Radiation. – Eurasian Physical Technical Journal, 2005, v.2, No 2(4), p.39-46.

### Влияние особенностей электронной структуры на сегрегацию элементов замещения на границах зерен. Первопринципный расчет

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

Сегрегации растворенных атомов на границах зерен (ГЗ) оказывают значительное влияние, как на фазовую стабильность, так и на физико-химические свойства сплавов. Хотя термодинамические принципы образования сегрегаций известны давно, микроскопический механизм этого явления продолжает оставаться предметом дискуссий. Модельные подходы, рассматривающие размерное несоответствие ионных

радиусов как основную причину взаимодействия растворенного элемента с ГЗ, не в состоянии объяснить масштаб сегрегаций, наблюдаемый для примесей замещения. Согласно существующим представлениям, одним из факторов, определяющих образование сегрегаций на ГЗ, является перенос заряда между примесью и атомами матрицы (химическое взаимодействие). Поэтому исследование сегрегаций методом молекулярной динамики с использованием модельных межатомных потенциалов не в состоянии обеспечить достоверность получаемых результатов.

Для выяснения роли электронных эффектов в образовании сегрегаций методами теории функционала электронной плотности (PAW-VASP) с учетом атомной релаксации проведен расчет электронной структуры и полной энергии кристаллита, содержащего специальную ГЗ и атом легирующего элемента в различных позициях относительно ГЗ. В качестве примера рассмотрена граница наклона  $\Sigma 5\{112\}$  в Al, легированном Mg или Si. Показано, что взаимодействие атомов замещения со специальной ГЗ является короткодействующим и определяется перестройкой электронной структуры в узлах ГЗ с атомной координацией, отличающейся от объемной. При этом помещение в ГЗ атома Mg с меньшим числом валентных электронов, чем матрица, сопровождается значительным выигрышем в энергии ( $\Delta E_{segr}^{Mg} = -0.3$  эВ), в то время как сегрегация атомов Si (с большим числом валентных электронов, чем Al), является энергетически невыгодной ( $\Delta E_{segr}^{Si} = 0.04$  эВ). На основании анализа распределения валентных электронов и локальной плотности состояний установлено, что определяющую роль во взаимодействии легирующего элемента с ГЗ играет перенос заряда между ним и матрицей. Сделан вывод, что неравновесные ГЗ, для которых кристаллографическая атомная координация нарушена в широкой прилегающей области, имеют повышенную склонность к образованию сегрегаций легирующих элементов.

### **Характеристики повреждающей дозы в конструкционных материалах реакторов ВВЭР и БН**

В.А. Печенкин, И.В. Пышин, Ю.В. Конобеев, Э.Е. Петров, В.А. Хоромский, Ю.С. Хомяков, А.В. Моисеев

ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского,  
Обнинск, Российская Федерация (var@ipre.ru)

Для анализа и прогнозирования радиационных явлений в конструкционных материалах реакторов ВВЭР, PWR или БН используется флюенс быстрых нейтронов (для материалов активной зоны и ВКУ с энергией выше 0.1 МэВ, а для материалов корпусов с энергией выше 0.5 МэВ в России и Восточной Европе и выше 1 МэВ в США и Франции).

Улучшенным корреляционным параметром можно рассматривать число смещений на атом (сна), особенно для конструкционных материалов тепловых

реакторов. Он позволяет сравнивать результаты облучения материалов в различных нейтронных спектрах, а также различными частицами: нейтронами, ионами и быстрыми электронами. Научный и практический интерес приобретают также расчеты энергетического спектра первично-выбитых атомов (ПВА) и «эффективных» сна, учитывающих рекомбинацию на стадии релаксации каскада части созданных ПВА точечных дефектов.

В работе приведены результаты расчетов потоков быстрых нейтронов с разными пороговыми энергиями, а также скоростей создания смещений и «эффективных» смещений в различных пространственных точках реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, включающих активную зону (АЗ), внутрикорпусные устройства (ВКУ), позиции образцов-свидетелей (ОС), внутренней и внешней поверхности корпуса. Расчеты проведены как для чистого железа во всех рассмотренных точках, так и для циркония (АЗ), конструкционных материалов (ВКУ, ОС и корпус). Аналогичные расчеты выполнены для ряда металлов (Fe, Ti, Zr, W) и конструкционных материалов (стали ЧС-68, ЭП-450) в АЗ реактора БН-600. Для металлов во всех реакторах рассчитаны также спектры и средние энергии первично-выбитых атомов. Проведен сравнительный анализ характеристик повреждающей дозы в чистом железе и конструкционных материалах. Исследовано влияние спектра нейтронов на повреждающую дозу. Полученные характеристики повреждающей дозы могут быть использованы при анализе радиационных явлений в конструкционных материалах, а также при разработке физических моделей этих явлений.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 07-02-01353).

### **Фазовые превращения в плотных каскадах атом-атомных соударений**

В.А. Степанов

Обнинский государственный технический университет атомной энергетики,  
249040, Калужская область, г.Обнинск, Студгородок 1

Возникновение в условиях облучения нейтронами и ионами плотных каскадов атом-атомных соударений, все смещения атомов в которых сосредоточены в компактных областях и процессы в которых существенно нелинейны, приводит к тому, что оценки повреждаемости посредством «сна» (смещений на атом) с помощью моделей, подобных TRN-стандарту, оказываются, зачастую, не состоятельными для металлических материалов, а для диэлектриков и вовсе не применимыми.

В докладе приведены экспериментальные доказательства структурных фазовых переходов в плотных каскадах. Фазовые переходы типа твердое тело ↔ жидкость идентифицируются по изменению наноструктуры кварцевых стекол, растворению нановключений фаз в металлических сплавах, перераспределению ионов по различным позициям в сложных шпинельных структурах. Полиморфный фазовый

переход, образование высокотемпературной  $\beta$ -фазы хризоберилла, происходит в плотных каскадах в монокристаллическом александрите.

Проведены оценки динамики плотных высокоэнергетических каскадов атом-атомных соударений, согласно которым на начальной стадии смещений атомов возникает состояние микроскопической неравновесности, и на временах до  $10^{-11}$  с почти вся энергия плотного каскада (1-2 эВ на атом) сосредоточена в компактной области. На этих временах с частотой  $\sim 10^{12}$  Гц имеет место эффективное диффузионное перемешивание. При этом диффузионный пробег каждого из  $10^4$  атомов каскадной области составляет  $\sim 1$  нм, что обеспечивает кинетическую возможность фазовых переходов, с которыми, как правило, связана радиационная повреждаемость. Показано, что эффективность возникновения плотных каскадных областей колеблется от 0,2 до 5%.

### **Hardening due to and absorption of $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ and $\langle 100 \rangle$ dislocation loops via interaction with dislocations in bcc Fe and Fe-Cr alloys**

D. Terentyev<sup>1</sup>, D.J. Bacon<sup>2</sup>, Yu.N. Osetsky<sup>3</sup>

<sup>1</sup>SCK-CEN, Nuclear Material Science Institute, Boeretang 200, B-2400, Mol, Belgium

<sup>2</sup>Materials Science and Engineering, Department of Engineering, The University of Liverpool, Brownlow Hill, Liverpool L69 3GH.

<sup>3</sup>Computer Sciences and Mathematics, ORNL, Oak Ridge, TN 37831, USA

The microstructure of neutron-irradiated ferritic alloys, at sufficiently high doses, typically consists of dislocation loops of interstitial-type with Burgers vector  $\mathbf{b}$  equal to either  $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$  or  $\langle 100 \rangle$ . Their presence obstructs motion of dislocations, leading to an increase in the yield stress and reduction in ductility. However, the ability of dislocations to absorb these loops assists in the formation of 'clean' channels, possibly causing plastic instability. Thus, the mechanisms determining the absorption and factors controlling the process must be rationalized.

Molecular dynamics simulations were used to investigate reactions between screw and edge dislocations with  $\mathbf{b} = \frac{1}{2}\langle 111 \rangle$  and interstitial dislocation loops with  $\mathbf{b}$  equal to either  $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$  or  $\langle 100 \rangle$  at different locations with respect to the slip plane. The loop size was varied from 0.5 nm (invisible in a TEM) up to 10 nm (easily resolvable), and ambient temperature was varied from 1K (quasi static simulations) up to 600K. Two different types of loading where (i) the thin foil conditions and (ii) interaction with an infinite row of loops in the bulk were performed.

The results show that small loops (with size up to 1 nm) are easily absorbed on the dislocation, independently of their  $\mathbf{b}$ . Large  $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$  loops are found to glide towards the dislocation such that an energetically-favourable reaction occurs on contact. It results in formation of a  $\langle 100 \rangle$  segment, whose motion controls the product of reaction and subsequent release of the pinned dislocation. Depending on temperature and strain rate conditions, release occurs with either complete or partial absorption of the pre-existing loop. Large  $\langle 100 \rangle$  loops exhibit a variety of reactions, including shearing, complete absorption,

transformation into  $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$  loop (with partial absorption) and transformation into immobile interstitial complexes consisting of conjoined loops with different  $b$ . The critical stress for unpinning from  $\langle 100 \rangle$  loops depends strongly on the geometry of interaction and the orientation of  $b$  of the loop. Some reactions are complex, but all can be described in terms of conventional dislocation reactions in which Burgers vector is conserved. The fraction of interstitials absorbed varies from 0 to 100%. The nature of these reactions and of those requiring high applied stress for dislocation breakaway has been identified.

### **IAEA Activities in the Areas of Fuel Performance Analysis and Advanced Radiation-Resistant Materials Development**

C. Ganguly, V. Inozemtsev, J. Killeen  
International Atomic Energy Agency, Vienna, Austria

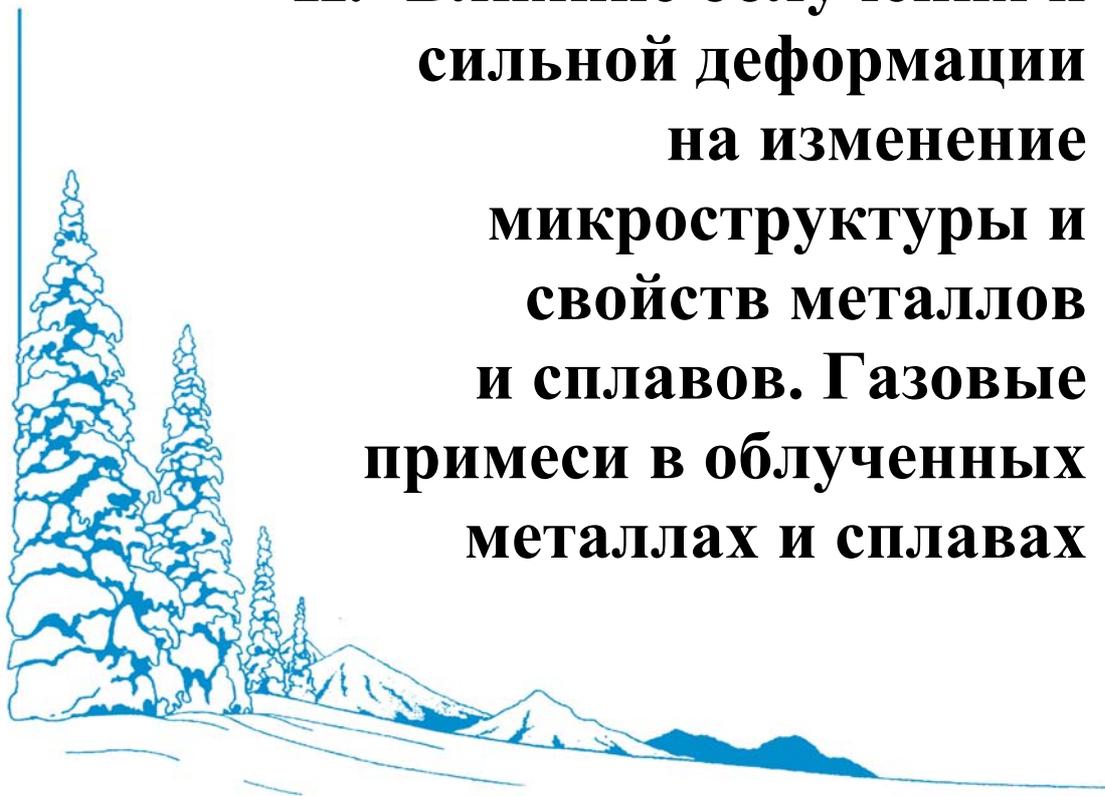
The focal IAEA entity that deals with nuclear materials is the Nuclear Fuel Cycle and Materials Section (NFCMS) in the Department of Nuclear Energy. It coordinates the subject activities including the Review of Fuel Failures in Water Cooled Reactors, IAEA Zirconium Book, Coordinated Research Projects (CRP) on fuel modeling, delayed hydride cracking in Zr alloys and optimization of water chemistry, as well as the IAEA Database on PIE Facilities and the joint IAEA-OECD/NEA Irradiated Fuel Performance Experimental Database. The Agency also supports education oriented activities, e.g. joint ICTP/IAEA workshops on basic radiation materials science held in Trieste, Italy.

Since 2001 the Agency implements a large interdisciplinary project on innovative nuclear reactors and fuel cycles (INPRO). A part of INPRO works related to advanced fuel and structural materials issues is coordinated by the NFCMS. To assist these activities the Departments of Nuclear Energy and of Nuclear Science and Applications agreed to implement a joint CRP on “Accelerator simulation and theoretical modeling of radiation effects” with the aim of supporting development of materials, which will be able to operate reliably up to very high burn-ups and temperatures with acceptable swelling and mechanical properties changes. Synergies with future fusion material development are also taken into account.

The paper presents details of the above-mentioned activities, illustrates the IAEA project implementation tools and describes how work is initiated, organized and carried out. This information might be useful for potential participants and applicants for IAEA projects.



## **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. 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.



**Радиационные дефекты и дейтерий в двухфазной аустенитно-мартенситной стали при низкотемпературном нейтронном облучении**

В.Л. Арбузов<sup>1</sup>, Б.Н. Гощицкий<sup>1</sup>, С.Е. Данилов<sup>1</sup>, Ю.Н. Зуев<sup>2</sup>, А.Е. Карькин<sup>1</sup>, В.В. Сагарадзе<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия. (arbuzov@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия

Двухфазные стали аустенитно-мартенситного типа, имеющие высокую радиационную стойкость, являются кроме того, хорошим модельным материалом для исследования роли межфазных границ как стоков точечных дефектов и как ловушек водорода.

Для исследований использовалась двухфазная аустенитно-мартенситная сталь **X16H9M3**. Перед изучением образцы двухфазной стали были подвергнуты последовательно следующим операциям термической обработки: - нагрев до 1323 К (выдержка 30 минут) и закалка в воду, - охлаждение после закалки до 190 К, выдержка 3 часа и нагрев до комнатной температуры, - отжиг после низкотемпературной обработки при 843 К (1.5 часа) и охлаждение с печью до 300 К. После второй операции образовывался реечный  $\alpha$ -мартенсит. После третьей операции частично реализовалось обратное  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение (48% мартенсита и 52% аустенита). Часть полученных таким образом образцов насыщалась дейтерий-тритиевой смесью из газовой фазы до уровня 300 ат.ррт. Добавление трития использовалось, наряду с другими методиками, для определения содержания водорода. После насыщения образцы хранились в жидком азоте. Облучение нейтронами проводилось в реакторе ИВВ-2М при 80 К до флюенса  $1,5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ . Остаточное электросопротивление измерялось при 4,2 К, а механические свойства при 77 К. Проводились изотермические и изохронные отжиги.

Приведены результаты исследования влияния нейтронного облучения и при 80 К на физико-механические свойства этой стали с примесью дейтерия и без него. Проанализированы результаты пострадиационного отжига. Предложен способ разделения вкладов от радиационных дефектов в аустенитной и мартенситной фазах.

Работа выполнена при поддержке Программы РАН № 01.2.006 13394 («Импульс»), Проекта РФФИ № 07-02-00020-а.

**Газы в металлах**

С.Н. Вотинов

ФГУП ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара

Во многих работах, посвященных исследованию поведения конструкционных материалов (КМ) в поле реакторного облучения, изменение свойств КМ связывают, говоря коротко, с влиянием гелия. Однако анализ результатов исследований, а не постулатов, которые во многих статьях предваряют сами исследования, показывает,

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

что влияние элемента - гелия на макроскопические свойства материалов (распухание, охрупчивание) отсутствуют. На эффекты реакторного облучения оказывает влияние структурно-фазовое состояние материала. Например, такие сплавы как X15H35M26ТЮР и ХН77ТЮР имеют высокое сопротивление распуханию, но в тех случаях, когда термообработка приводит к ускоренному выделению избыточных фаз, эти сплавы показывают низкую стойкость к распуханию.

Или! Многие до сих пор связывают ВТРО аустенитных сталей с гелием. Тогда почему ферритомартенситные (и ферритные) стали «опластичиваются» при этих же условиях! Приходится отметить, что многие авторы высказываются, мягко говоря, некорректно, когда утверждают, что «газовая» фаза образуется в стали в результате ядерных реакций:



Кстати, в сталях содержание радиогенного гелия наблюдается в пределах  $\sim 5 \cdot 10^{-8}$  ат. % т.е. на одну пору не хватит (нейтроны деления) до  $\sim 6 \cdot 10^{-5}$  ат. % (облучение  $\alpha$ -частицами), а эффект охрупчивания одинаков. В то же время в  $\alpha$ -Fe может содержаться до 5 ат. % гелия. В бериллии, облученном дозой  $7,6 \cdot 10^{26}$  н/м<sup>2</sup> содержится  $10^3$  см<sup>3</sup> гелия, а гелиевого эффекта нет.

Из всего массива данных, имеющегося в литературе, следует, что наличие гелия (и других инертных «газов») в отсутствие радиационных повреждений не вызывает изменений свойств любого материала, а изменение таковых происходит только вследствие структурно-фазовых изменений, индуцированных облучением. Поэтому вектор наших действий должен быть направлен на исследования структуры и свойств самих материалов, а не гелия в них.

### **Фазовые и структурные особенности ODS сплавов с ОЦК и ГЦК решетками**

К.А. Козлов, В.А. Шабашов, Н.Ф. Вильданова, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе  
Институт физики металлов УрО РАН, Россия,  
620041, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18 (kozlov@imp.uran.ru)

В последние годы с целью создания дисперсно-упрочненных оксидами сталей (ODS – oxide dispersion strengthened) для реакторов в радиационном материаловедении всё чаще используется механоактивируемый синтез (МАС), реализуемый при интенсивной деформации порошков в шаровых мельницах и при сдвиге под высоким давлением. Этот перспективный метод позволяет конструировать новые практически важные объекты с повышенными характеристиками жаропрочности для применения в качестве деталей реакторов на быстрых нейтронах.

На широком круге сплавов и соединений показано, что процесс деформационно-индуцированного растворения оксидов в металлических матрицах представляет собой конкуренцию неравновесного и равновесного формирования пересыщенных твердых

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

растворов и вторичных фаз [1-4]. Двойственность процесса во многом определяет механизм и кинетику МАС, а также фазовый состав образующейся структуры. В системе «металл-кислород», в которой формируются оксиды с ионной связью, главную роль играет термодинамический стимул фазовых превращений. Структура ODS-сплавов, полученных в мельницах, обладает более равномерным распределением упрочняющих оксидов, чем в эксперименте по сдвигу под давлением, что обусловлено лучшим перемешиванием смеси и более широким температурным интервалом.

Процесс МАС с участием малоустойчивых оксидов железа  $Fe_xO_y$  и матриц сплавов с ОЦК и ГЦК решетками (Fe-Cr-W-Y-Ti, Fe-Y-Ti, Fe-Ni-Ti, Fe-Ni-Zr) реализуется в результате механохимических реакций, связанных с распадом исходных оксидов и формированием новых оксидов железа с меньшей валентностью (вюстита, маггемита и др.), твердых растворов (в т.ч. – кислорода в металле) и соединений химически активных элементов – титана, иттрия и циркония с кислородом. Результаты электронно-микроскопического анализа, проведенного совместно с мёссбауэровским и рентгеноструктурным исследованиями, показали, что предварительное легирование сталей Ti, Y и Zr создает условия для образования в процессе МАС упрочняющих нанооксидов соответствующих элементов.

Работа выполнена при поддержке программы Президиума РАН по наноматериалам (проект № 7), фонда «Интелс» (проект № 45-07-02) и Фонда содействия отечественной науке (программы «Выдающиеся ученые – кандидаты наук-2008» и «Выдающиеся аспиранты-2008»).

### **Литература**

1. В.В. Сагарадзе, А.В. Литвинов, В.А. Шабашов, Н.Ф. Вильданова, А.Г. Мукосеев, К.А. Козлов. *ФММ*. **101** (6), 618 (2006)
2. В.А. Шабашов, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе, К.А. Козлов, Н.Ф. Вильданова. *ФММ*. **105** (2), 169 (2008)
3. Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Литвинов А.В., Шабашов В.А., Вильданова Н.Ф. *ВАНТ, серия М и НМ*. **2** (71), 21 (2008)
4. К.А. Козлов, В.А. Шабашов, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе. *ФММ* – принято к печати (2009)

### **Влияние деформационного воздействия на изменение структуры, физических и магнитных свойств аустенитной стали типа X18H10T**

А.М. Мосин, А.В. Козлов, Е.Н. Щербаков, Ю.Г. Чукалкин, В.Л. Панченко,  
В.С. Шихалев, П.И. Яговитин  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Россия (sfti@uraltc.ru)

В качестве материалов внутризонных элементов отечественных и зарубежных реакторов на тепловых нейтронах широкое распространение получили аустенитные стали типа X18H9, X18H10T. Нейтронное облучение приводит к изменению структуры, фазового состава этих сталей, в частности к образованию  $\alpha'$ - фазы, и, как следствие, к изменениям физических и механических свойств материала. Изменения микроструктуры и физико-механических свойств могут происходить и при деформационном воздействии на эти стали, в частности при холодной деформации. Для сопоставления действия облучения и холодной деформации на стали этого класса

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

---

необходимо изучить механизмы протекающих при этих воздействиях процессов и их влияния на изменение физико-механических свойств.

В данной работе изучено изменение структуры и ряда физико-механических свойств аустенитной нержавеющей стали X18H10T, вызванные деформационным воздействием. Приведены результаты исследований микроструктуры, магнитных свойств, электросопротивления, модуля Юнга, микротвердости образцов аустенитных сталей после холодной деформации от 0 до 45 %.

В процессе деформации наблюдалось увеличение плотности дислокаций, образование деформационных микродвойников и образование ОЦК  $\alpha'$ - фазы. С увеличением степени деформации до 45 % объемная доля  $\alpha'$ -фазы возросла от 0 до ~20 %, модуль Юнга уменьшился на ~10 %, а удельное электросопротивление возросло на ~10 %, микротвердость возросла.

Изменение физико-механических свойств деформированного материала связано с появлением и увеличением объемной доли мартенсита деформации и повышением плотности дислокаций.

Полученные результаты могут быть использованы для сопоставления влияния на физические свойства неустойчивых аустенитных сталей холодной деформации и нейтронного облучения.

## **Effect of Chemical Composition on Amorphization of Titanium-Nickelide-Based Alloys with Fast Neutrons**

V. D. Parkhomenko, S. F. Dubinin and S. G. Teploukhov  
Institute of Metal Physics, Ural Division, Russian Academy of Sciences,  
ul. S. Kovalevskoy 18, Ekaterinburg, 620219, Russia  
parkhomenko@uraltc.ru

The structural state of a  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47}\text{Fe}_3$  single crystal irradiated with fast neutrons ( $F = 2.5 \times 10^{20} \text{ cm}^{-2}$ ) at a temperature of 340 K was studied using thermal neutron diffraction. The alloy of this chemical composition was chosen in searching for a radiation-resistant shape memory material. It is established that this alloy retains its crystalline state after irradiation, whereas the  $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$  crystal studied previously is completely amorphized after similar irradiation. A detailed analysis of the structural state of the irradiated ternary alloy allowed us to discover the main physical causes of its radiation resistance.

**Моделирование радиационно-индуцированной сегрегации в сплавах в условиях реакторного и ускорительного облучения**

В.А. Печенкин, С.А. Ганина, В.П. Гинкин, И.А. Степанов  
ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского,  
Обнинск, Российская Федерация (vap@ippe.ru)

Радиационно-индуцированная сегрегация (РИС) приводит к существенному изменению состава сплавов возле основных объектов микроструктуры: границ зерен и образца, дислокаций, выделений, пор и оказывает сильное влияние на фазовый состав, набухание, охрупчивание и другие радиационные явления в сплавах. Изучение РИС и формирования радиационно-индуцированных фаз является необходимым этапом разработки новых радиационно-стойких сплавов.

В данной работе рассмотрены экспериментальные данные и механизмы РИС в Fe-Cr-Ni и Fe-Cr сплавах. Разработаны физические модели и ЭВМ-программа по расчету нестационарной РИС возле плоских (границ зерен и образца), сферических (выделений, пор) и цилиндрических (дислокаций) стоков точечных дефектов в тройных сплавах замещения. В частности, она позволяет моделировать РИС легирующих элементов в Fe-Cr сплавах. Проведены расчеты РИС возле этих стоков в Fe-Cr-Ni и Fe-Cr сплавах в условиях реакторного и ускорительного облучения. Показано, что информативным экспрессным методом исследования РИС является облучение сплавов МЭВ-ными тяжелыми ионами с последующим исследованием сегрегации методами РФЭС, ВИМС либо Оже-спектроскопии.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 07-02-01353).

**Влияние подвижности дислокаций на размер кристаллитов наноструктур металлов при больших деформациях под давлением**

В.П. Пилюгин, А.М. Пацелов, Е.Г. Чернышёв, Д.А. Брытков  
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (pilyugin@imp.uran.ru)

На широком классе переходных d-металлов, сплавов и сталей проведено исследование и обобщены данные влияния подвижности дислокаций и развития релаксационных процессов на размеры кристаллитов наноструктур, сформированных предельными деформациями под высоким давлением. Проведён анализ экспериментальных данных как по параметрическим условиям образования, так и метрическим характеристикам деформационных наноструктур металлов. Объектами исследования являлись переходные однофазные и полиморфные металлы и сплавы, деформация проводилась на большие степени 7-9 единиц при давлениях 8-14 ГПа.

Установлена корреляция между средним конечным размером кристаллитов  $d_{cp}$  в предельно деформированном под давлением металле и подвижностью дислокаций. Размер кристаллитов находится в обратной зависимости от подвижности дислокаций, которая в свою очередь определяется рядом взаимозависимых параметров, таких как

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

---

модуль сдвига, барьер Пайерлса, энергия дефектов упаковки, гомологическая температура, степень легирования, фазовое состояние, схема деформирования и т.д.

Анализ данных, полученных на различных металлах и сплавах позволил провести обобщение результатов и сопроводить конкретными примерами. Низкотемпературное 80 К деформирование различных металлов приводит к меньшему в 1,3-1,5 раз размеру кристаллитов по сравнению с холодной деформацией при 300 К. Тугоплавкие металлы Mo, W, Ir, Re после деформации при 300 К имели более дисперсную структуру  $d_{cp} \sim 20$  нм по сравнению с металлами с меньшей температурой плавления Nb, Fe, Pd, Cu и т.д. Высокоуглеродистые стали У12, 110Г13, 120Г4 и др. после больших деформаций имели линейный размер кристаллитов  $d_{cp} \sim 10-20$  нм, существенно меньший по сравнению со среднеуглеродистыми сталями  $d_{cp} \sim 40-80$  нм. Ярко зависимость размеров кристаллитов от подвижности дислокаций выявляется на примере поведения палладия и его сплавов. Предельная деформация чистого палладия при 300 К дала размер кристаллитов 60 нм, низкотемпературная при 80 К – 30 нм, деформация наводороженного палладия до состояния  $\alpha$ -твёрдого раствора  $\alpha$ -PdH дала 15-20 нм, а  $\beta$ -гидрида  $\beta$ -PdH с ещё меньшей подвижностью дислокаций 3-5 нм. После полной дегазации n-структура палладия сохранилась.

### **Оценка подвижности вакансий по захвату дейтерия исходными и радиационно-индуцированными ловушками**

Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской 18, Россия  
(raspopova@imp.uran.ru)

Облучение ионами водородосодержащих материалов приводит к образованию в них радиационно-индуцированной сегрегации водорода (РИС). Интенсивность РИС зависит от многих факторов: исходной структуры мишеней, возможности диффузионного перераспределения в них водорода и радиационно-индуцированных дефектов (вакансий и собственных междоузельных атомов) и т.д. При изучении формирования и эволюции РИС установлено, что в условиях неоднородного распределения радиационных повреждений в облучаемой мишени захват водорода происходит сначала на исходные ловушки, и лишь затем на радиационно-индуцированные ловушки.

Предложена схема изучения РИС методом ядерных реакций в металлических материалах, основанная на этом факте. Она позволяет разделить вклады в сегрегацию захвата дейтерия на исходные и радиационно-индуцированные ловушки, определить емкость исходных ловушек, тип и устойчивость ловушек, возникших под облучением.

Приводятся данные по захвату имплантированного дейтерия в мишенях с существенно различной подвижностью вакансий из никеля (вакансии при комнатной температуре практически неподвижны) и аустенитной стали (вакансии подвижны). Суммарная емкость деформационных вакансионных ловушек при одинаковой степени

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

холодной пластической деформации в никеле оказалась в несколько раз выше, чем в стали. На основании анализа полученных в работе результатов и имеющихся литературных данных сделан вывод о том, что большой захват водорода на деформационные вакансии в никеле обусловлен малой подвижностью вакансий в нем и вследствие этого отсутствием в этой мишени на начальной стадии имплантации кластеров деформационных вакансий. Установлено также, что остановка облучения сопровождается в никеле падением интенсивности сегрегации, а в стали – ее ростом. Эти факты объяснены различием в спектре ловушек водорода и подвижности вакансий в сравниваемых мишенях.

Предлагается оценка подвижности вакансий в металлических материалах через сравнение суммарной емкости деформационных ловушек водорода при имплантации ионов водорода и эволюции РИС после имплантации.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Импульс» № г.р. 01.2.006 13394) при частичной поддержке РФФИ (грант № 07-02-00020).

### **Радиационно-индуцированная сегрегация дейтерия в титане**

Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской 18, Россия  
(gaspopova@imp.uran.ru)

На образцах титана изучена сегрегация дейтерия, индуцированная ионным облучением. Сегрегация создавалась при комнатной температуре имплантацией ионов  $D^+$  энергией 700 кэВ и анализировалась с помощью ядерной реакции  $D(d,p)T$ . В создании сегрегации и ее измерении использовали один и тот же пучок дейтронов. Концентрацию дейтерия в приповерхностной области шириной порядка 5 мкм измеряли по энергетическому спектру протонов (продуктов ядерной реакции дейтронов с атомами дейтерия в облучаемой мишени) с помощью эталона с постоянной концентрацией дейтерия.

Объектами изучения являлись поликристаллические образцы технически чистого титана VT1-00 и монокристаллические образцы титана. На них получены глубинные и дозовые зависимости концентрации имплантированного дейтерия в облученных ионами областях.

Установлено, что глубинные распределения имплантированного дейтерия имеют размытый максимум на глубине  $\sim 4.8$  мкм. В ходе имплантации наблюдается рост концентрации дейтерия во всей поврежденной области. Дозовые зависимости средней концентрации дейтерия в анализируемом объеме близки к линейным.

На монокристалле титана изучена стабильность сегрегации дейтерия, индуцированной ионным облучением. Обнаружено, что длительное прерывание облучения приводит к повышению интенсивности сегрегации за счет перераспределения имплантанта из объема к поверхности мишени. При этом наблюдается существенный рост концентрации дейтерия около поверхности образца и

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

некоторое снижение содержания имплантанта в области имплантационного максимума.

Эта особенность поведения дейтерия, имплантированного в монокристалл титана, обсуждается с точки зрения подвижности радиационных дефектов, индуцированных ионным облучением, и эволюции дефектной структуры титановой мишени. Обсуждается возможность образования после снятия облучения ловушек большой емкости и их возможного поведения при возобновлении имплантации.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Импульс» № г.р. 01.2.006 13394) при частичной поддержке РФФИ (грант № 07-02-00020).

### **Влияние нейтронного облучения на растворение и выделение интерметаллидов $Ni_3Me$ в сталях**

В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов, А.В. Литвинов, В.М. Колосков, В.Д. Пархоменко  
Институт физики металлов УрО РАН, Россия, 620041, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18  
(vsagaradze@imp.uran.ru)

При низкотемпературном (340 К) облучении быстрыми нейтронами ГЦК Fe-Ni-Ti сплавов в каскадах смещений происходит растворение интерметаллидной  $\gamma'(Ni_3Ti)$  фазы с обогащением матрицы никелем. Показано, что интенсивность растворения снижается при увеличении исходного размера частиц и температуры облучения. Процесс радиационно-индуцированного растворения частиц интерметаллидов сопровождается радиационно-ускоренным процессом старения. Этим и объясняются кинетические параметры процесса растворения интерметаллидов  $Ni_3Ti$  при повышении температуры облучения до 540 К, что вызывает преимущественное выделение частиц  $Ni_3Ti$ .

Неравновесное растворение интерметаллидов наблюдалось при воздействии интенсивной холодной пластической деформации (ИХПД) сдвигом под давлением в наковальнях Бриджмена на сплавах Fe-Ni-Me (Ti, Al, Zr, Si). На основании полученных данных был сделан вывод о двойственной природе деформационно-индуцированных фазовых переходов, включающих в себя процессы неравновесного растворения и ускоренного дефектами формирования интерметаллидных фаз. Таким образом, установлены сходные кинетические закономерности радиационно-индуцированного (в каскадах смещений) и деформационно-индуцированного (при ИХПД) растворения частиц интерметаллидов в матрицах Fe-Ni-Ti.

Для выяснения влияния радиационно-индуцируемых точечных дефектов на процесс старения были выполнены исследования по низкотемпературному бескаскадному облучению электронами сплавов с ГЦК решеткой Fe-Ni-Me (Ti, Al, Zr, Si). Эксперименты выявили активное радиационно-ускоренное старение в сплавах с Ti и Al, снижение скорости старения в сплаве с Si и практическое отсутствие старения сплаве с Zr, обладающем пониженной диффузионной подвижностью в матрице Fe-Ni.

Результаты облучения нейтронами (аналогично ИХПД) свидетельствуют о конкурентном развитии альтернативных процессов: неравновесного растворения и

равновесного выделения частиц. При ИХПД скорость растворения в каскадах смещения зависит от условий предварительного старения и проявляется в увеличении скорости превращения при уменьшении размеров интерметаллидов в сплавах с Ti и Al. В сплавах, легированных Zr и Si, наблюдается «вялая» кинетика изменения содержания Ni в матрице в зависимости от режима предварительного старения. В состаренных сплавах с Zr и Si это связано, во-первых, с большими размерами интерметаллидных частиц и, во-вторых, с ростом в сплаве с Zr конкурирующего радиационно-ускоренного старения в температурном интервале облучения.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной финансовой поддержке по гранту РФФИ № 07-02-00020 и в соответствии с Программой Президиума РАН по наноматериалам (проект № 7).

### **Исследование деформационно-индуцированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni**

С.А. Стариков<sup>1</sup>, А.Р. Кузнецов<sup>1</sup>, В.В. Сагарадзе<sup>1</sup>, В.А. Печенкин<sup>2</sup>, И.А. Степанов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (starikov@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>ГНЦ РФ Физико-энергетический институт, Обнинск, Россия

В настоящей работе дан теоретический анализ результатов экспериментальной работы [1], в которой исследовалась зависимость концентрации никеля на границе зерна в сплаве от температуры деформации при деформационно-индуцируемой сегрегации. В [1] показано, что концентрация никеля на границе зерна монотонно убывает на температурном интервале (400–600) К. Причем при температуре 600 К обогащение границы зерна никелем не наблюдается. Для объяснения данного экспериментального факта и характера деформационно-индуцированной сегрегации в указанном интервале температур в общем случае было учтено, что скорость генерации точечных дефектов при деформации сильно понижается при повышении температуры [2] в результате уменьшения количества генерирующих дефекты дислокаций. В работе [2] также показано, что большое значение для генерации точечных дефектов при деформации имеет движение винтовых дислокаций со ступеньками атомных размеров. Учтен теперь еще и тот факт, что скорость аннигиляции винтовых дислокаций при деформации существенно зависит от температуры [3]. В результате было предложено выражение для скорости генерации точечных дефектов в зависимости от температуры, использование которого адекватно описывает качественные особенности эксперимента.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной финансовой поддержке по гранту РФФИ № 07-02-00020 и в соответствии с Программой Президиума РАН по наноматериалам (проект № 7).

#### **Литература**

1. Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Кузнецов А.Р., Ивченко В.А., Вильданова Н.Ф., Эфрос Б.М., *ФММ* **106**, вып.3, 301 (2008)
2. Смирнов Б.И., *ФТТ* **9**, 33 (1991)
3. Колупаева С.Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е., Неустойчивости пластической деформации кристаллов, Из-во Томского университета, Томск, 1994, 301 с.

**«Волны пластической деформации» в высокооблученной стали  
12X18H10T**

М.Н. Гусев<sup>1</sup>, О.П. Максимкин<sup>1</sup>, Д.А. Токтогулова<sup>1</sup>, Ф.А. Гарнер<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>Институт Ядерной Физики, Алматы, Казахстан, gusev.maxim@inp.kz  
<sup>2</sup>Pacific North-West National Laboratory, Richland, USA

Выполнены механические испытания образцов стали 12X18H10T, вырезанных из защитных стенок шестигранных чехлов отработанных тепловыделяющих сборок реактора БН-350, облученных до повреждающих доз 13-55сна в интервале температур 280-430°C. Для Определены параметры прочности и пластичности миниатюрных высокооблученных образцов, а также с помощью разработанного метода оптической экстензометрии построены кривые «истинные напряжения – истинные деформации».

Обнаружено новое для высокооблученных сталей явление – «волна пластической деформации», которое заключается в зарождении и перемещении по рабочей длине образца деформационной полосы, что приводит к достижению «аномально» высоких значений пластичности (до 20-50% и более), вместо обычно наблюдаемых при данных повреждающих дозах 3-7%.

Высказано предположение, что одной из основных причин данного явления может быть протекание мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения, интенсивность которого существенно выше, чем в аналогичном необлученном материале. Для проверки данной гипотезы выполнен специальный цикл экспериментов по статическому растяжению высокооблученных образцов в диапазоне температур от -100 до +200°C и скоростей деформации от  $8.3 \times 10^{-3}$  до  $8.3 \times 10^{-5}$  с<sup>-1</sup>. Показано, что эффект «волны деформации» исчезает при повышении температуры до 100°C, являющейся для стали 12X18H10T критической температурой ( $M_d$ ), при которой мартенсит деформации не обнаруживается.

Оценена роль масштабного фактора – влияние размеров образца и геометрии полосы деформации на появление «волны деформации». Показано, что возможна ситуация, когда вследствие саморазогрева материала обнаруженный эффект будет подавлен.

Экспериментально показано, что «волна деформации» может быть сформирована целенаправленным уменьшением температуры испытания, позволяя получать значения пластичности до  $\varepsilon \sim 45-50\%$  для высокооблученных образцов, малопластичных ( $\varepsilon \sim 3-5\%$ ) при комнатной температуре.

### Энергетический баланс пластической деформации облученных металлов и сплавов

Д.А. Токтогулова<sup>1</sup>, О.П. Максимкин<sup>1</sup>, М.Н. Гусев<sup>1</sup>, Ф.А. Гарнер<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>Институт Ядерной Физики, Алматы, Казахстан, gusev.maxim@inp.kz  
<sup>2</sup>Pacific North-West National Laboratory, Richland, USA

Согласно современным представлениям, пластическая деформация материала сопровождается преобразованием подводимой извне энергии в тепловую (70-90%), латентную (30-10%), акустическую («1») и некоторые другие виды («1»). Опуская малозначащие статьи, энергетический баланс обычно описывают в рамках первого закона термодинамики:  $A = Q_{\text{def}} + E_{\text{sdef}}$  — подводимая извне механическая энергия ( $A$ ) частично переходит в тепло ( $Q_{\text{def}}$ ), а частично накапливается в материале за счет образования дефектов ( $E_{\text{sdef}}$ ).

В данной работе проанализированы результаты калориметрических экспериментов по исследованию энергетического баланса деформации чистых металлов (армко-железо, никель, медь, ванадий, ниобий) и промышленных сплавов (12X18H10T, 03X20H45M4B2), необлученных и облученных нейтронами (реактор ВВР-К,  $T_{\text{обл}} < 80^\circ\text{C}$ ,  $\Phi \leq 2 \cdot 10^{20}$  н/см<sup>2</sup>).

При испытании облученных материалов был обнаружен факт превышения рассеиваемого тепла над работой деформации ( $Q > A$ ). Показано, что данное явление проявляется после достижения определенного критического флюенса ( $10^{19}$  н/см<sup>2</sup> для Fe,  $10^{20}$  н/см<sup>2</sup> для Ni), и носит достаточно общий характер. Сделано предположение, что при пластической деформации точечные дефекты, внесенные в материал, взаимодействуют с дислокациями, что приводит к дополнительному тепловыделению  $Q_{\text{sweep}}$  за счет «выметания дефектов».

На основании собственных и литературных данных, установлено также, что при деформации метастабильных сталей типа 12X18H10T мартенситный  $\gamma \rightarrow \alpha'$  переход, сопровождающийся выделением тепла  $Q_{\text{ga}}$ , также может привести к соотношению ( $Q > A$ ).

С учетом указанных фактов предложена новая схема энергетического баланса, включающая в себя учет тепла «выметания радиационных дефектов» и фазового  $\gamma \rightarrow \alpha'$  перехода.

На основании данной схемы разработана численная модель для расчета тепловыделения при деформации высокооблученных и метастабильных материалов. Апробация модели показала, что расхождение между экспериментальными и расчетными данными составляет не более 10-12%. Полученная модель применима в практике механических испытаний при отсутствии тепловизионной или калориметрической техники.

## The effect of Low Dose Neutron Irradiation on the Tensile and Impact Properties of a Series of Titanium Alloys

Pierre Marmy  
Centre de Recherche en Physique des Plasmas, Switzerland

Structural materials used in the first wall of fusion reactors or in any type of nuclear power device will become activated and will represent an environmental hazard during their storage. Titanium is the natural metallic element having the fastest radioactive decay. Binary or ternary titanium alloys can be designed to keep this basic property and at the same time improve the mechanical properties of pure titanium. The most widely used titanium alloy is Ti6Al4V. This metastable alpha-beta alloy suffers from structural instabilities when exposed to radiations. Vanadium precipitates are generated deteriorating the ductility and inducing brittleness. [1, 2]. The situation is better with alpha alloys. A few available results indicate that the resistance to irradiation is improved compared to alpha- beta alloys [3]. Nevertheless the unique industrial alpha alloy available Ti5Al2.5Sn suffers also from phase instabilities and is not an excellent low activation material due to the presence of aluminium [2].

In this study, a series of simple ternary and binary alloys have been developed in the laboratory, based on the substitution of Al by Zr. Since the mechanical strength of titanium is strongly dependent on the forging process, a beta anneal heat treatment has been given to all alloys in order to have a better comparison perspective. The tensile and impact properties before and after irradiation to low dose, have been followed together with the properties of pure titanium.

Alpha and alpha-beta industrial alloys have the best strength but show poor low temperature impact properties after irradiation. Pure titanium has good impact properties after irradiation but has a relatively low strength. As expected, the impact strength correlates well with the strength. The impact properties deteriorate rapidly with irradiation hardening.

The results indicate that the most promising composition is a binary alloy with about 5% Zr.

### References

1. Marmy, P. and T. Leguey, *Impact of irradiation on the tensile and fatigue properties of two titanium alloys*. Journal of Nuclear Materials, 2001. **296**: p. 155-164.
2. Tähtinen, S., P. Moilanen, B.N. Singh, and D.J. Edwards, *Tensile and fracture toughness properties of unirradiated and neutron irradiated titanium alloys*. Journal of Nuclear Materials, 2002. **307-311**: p. 416-420.
3. Kozhevnikov, O.A., N.B. Odintzov, A.M. Parshin, S.A. Fabritziev, and T.A. Jakovleva, *Neutron irradiation influence on hydride generation and distribution mechanism in titanium alpha alloys*. Physics of Material Damage and Radiation Material Science, 1979. **1-9**(Nuclear Science and Technique Problems): p. 71-74.

### Irradiation effects on the tensile behavior of Al-6061

Ijaz Mujtaba Ghauri  
Centre for Advanced Studies in Physics, GC University, Lahore, Pakistan

**Механические характеристики и коррозионное растрескивание низколегированного алюминиевого сплава САВ-1 после нейтронного облучения в реакторе ВВР-К**

О.П. Максимкин, А.В. Яровчук, Т.А. Доронина, Л.Г. Турубарова, С.В. Карбышева  
Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан (Maksimkin@inp.kz)

Приведены и обсуждаются экспериментальные данные по механической прочности и коррозионной стойкости под постоянной нагрузкой низколегированного алюминиевого сплава САВ-1 после облучения нейтронами. Образцы для исследований были изготовлены из оболочки стержня автоматического регулирования (АР) и стержня-вытеснителя после их длительной эксплуатации в активной зоне и последующего хранения в водном бассейне исследовательского реактора ВВР-К. Получены данные о развитии межкристаллитной коррозии под защитным слоем оболочки стержня - вытеснителя в результате вылеживания в водном бассейне после низкотемпературного ( $\sim 80^{\circ}\text{C}$ ) облучения нейтронами до повреждающей дозы 5 сна.

Изучение процессов коррозионного растрескивания проводили методами ускоренных испытаний материала в агрессивной среде водного раствора хлорного железа при действии постоянной нагрузки и при статическом растяжении. Проведено сравнение механических характеристик облученного и необлученного сплава САВ-1 в условиях воздействия агрессивной среды и без нее. Установлено, что температурное воздействие, ускоряя процессы старения, вызывает повышение скорости коррозии. При этом оказалось, что скорость коррозии алюминиевого сплава при действии постоянной нагрузки после облучения возрастает в 6-9 раз по сравнению с необлученным материалом. Микроструктурные исследования облученного до различных доз сплава показали, что в сильнооблученном образце питтинги за одинаковое время коррозии имели более крупные размеры, чем в слабооблученном. Увеличение времени выдержки образцов при одновременном воздействии нагрузки вызвало у сильнооблученного материала формирование поперечных трещин, у слабооблученного – равномерный рост питтингов, их углубление и слияние в крупные язвы.

Анализ полученных результатов позволил установить, что чувствительность к коррозионному растрескиванию под напряжением для низколегированного алюминиевого сплава САВ-1 определяется исходной структурой материала, дозой облучения и скоростью приложения нагрузки.

**Электромагнитное облучение расплавов металлов**

В.Ф. Балакирев<sup>1</sup>, В.В. Крымский<sup>2</sup>, Н.А. Шабурова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии УРО РАН, <sup>2</sup>Южно-Уральский государственный университет

Известно, что воздействие радиоактивных излучений изменяет свойства металлов в твердом состоянии. Также известно, что пропускание переменного или

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

постоянного токов большой величины изменяет свойства расплавленных металлов. Часть изменившихся свойств сохраняется в металлах после затвердевания.

В данной работе рассматриваются вопросы действия мощных наносекундных электромагнитных импульсов (НЭМИ) на свойства расплавленных металлов и сплавов. Установка для облучения расплава имеет следующую конструкцию. Металл расплавляется в проводящем тигле из нержавеющей стали или углерода. В тигель помещается излучатель из жаропрочного металла. Для исключения электрического контакта с расплавом излучатель помещен в кварцевую или алундовую пробирку. Один из выводов генератора импульсов соединен с излучателем, второй с тиглем. Генератор вырабатывает однополярные импульсы без высокочастотного заполнения. Длительность импульсов 1 нс, амплитуда 10 кВ, импульсная мощность 2 МВт, частота повторения импульсов 1 кГц. Приближенные расчеты показывают, что напряженность импульсного электрического поля между излучателем и тиглем достигает  $10^8$ - $10^{10}$  В/м в некоторые моменты времени. Это приводит к значительному изменению свойств расплава и затвердевшего металла [1,2].

Сравнение результатов проведенных опытов с литературными данными позволяет предположить, что наблюдаемые эффекты эквивалентны действию радиоактивных излучений. Для проверки этой гипотезы были проведены следующие экспериментальные исследования. В работе [3] отмечено, что радиолиз водных растворов с содержанием двух и трех валентного железа приводит к снижению содержания  $Fe^{+3}$  и увеличению содержания  $Fe^{+2}$  за счет возникновения гидратированных электронов. Раствор сернокислого железа в разбавленной серной кислоте (рН=1) облучался в течение 20 мин.

Содержание железа, мг/л

| Раствор, элемент | Исходный | Облученный | Изменение |
|------------------|----------|------------|-----------|
| $Fe^{+2}$        | 35,0     | 35,8       | +0,8      |
| $Fe^{+3}$        | 1,58     | 0,78       | -0,8      |

До и после облучения проводился анализ содержания  $Fe^{+2}$  и  $Fe^{+3}$  с целью определения характера процесса. Результаты анализов представлены в таблице.

Из таблицы видно, что произошел переход железа  $Fe^{+3}$  в  $Fe^{+2}$ . Перешедшее количество железа составляет  $1,45 \cdot 10^{-5}$  М, т.е. с гидратированным электроном прореагировало  $8,6 \cdot 10^{18}$  атомов железа. При выходе 2,7 электронов на 100 эВ поглощенной энергии [3], общая поглощенная энергия составляет 51 Дж или 0,04 Дж/с. Эта энергия соответствует мощности поглощенной дозы 4 рад/с, что достаточно много.

При облучении расплавов металлов получены следующие результаты. У силуминов наблюдается увеличение жидкотекучести расплава на 50-70%. После затвердевания в них наблюдается увеличение прочности и пластичности, уменьшение размеров зерна с 200-250 до 50-60 мкм. В металле возникает ориентационный порядок расположения включений кремния в виде шестигранников. В меди, алюминии и цинке наблюдаются увеличение тепло и электропроводности на 10-20%, изменение параметров кристаллической решетки. В сталях и чугунах также наблюдается

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

значительное изменение свойств. Например, после облучения стали 20ФЛ ее ударная вязкость увеличивается на 30%. В чугунах наблюдается уменьшение размеров углеродных включений. Эти опыты проводились с массой металлов от 8 до 300 кг. Получено, что наибольшие изменения свойств металлов наступают в диапазоне воздействия 5-15 мин.

В промышленном масштабе было проведено сравнение процесса цинкования облученным и необлученным цинком. В ванне для цинкования было расплавлено 3 т цинка. Проведено цинкование первой партии стержней 1100 шт. для подвесных изоляторов. Далее было проведено облучение расплава цинка в течение 1 час. Затем в облученном цинке была оцинкована вторая партия из 960 стержней. Сравнение двух партий по 50 произвольно отобранными образцами показали, что средняя адгезионная прочность покрытия по образцу возросла на 10%, средняя толщина покрытия уменьшилась на 14%, коррозионная стойкость покрытия увеличилась незначительно.

Достоинство предлагаемого метода воздействия в простоте, относительной безопасности и возможности простого управления параметрами облучения.

### **Литература**

1. Крымский, В.В., Балакирев В.Ф. Воздействие наносекундных электромагнитных импульсов на свойства веществ. // ДАН. 2002. Т.385.№6. С. 786-787.
2. Наносекундные электромагнитные импульсы и их применение / В.С. Белкин, В.А. Бухарин., В.К. Дубровин и др.; под ред. В.В.Крымского .– Челябинск: Изд-во Татьяна Лурье, 2001.- 119 с.
3. Э. Харг , М. Анбар . Гидратированный электрон. М.: Атомиздат. 1973.- 230с.

## **Радиационно-индуцированное изменение плотности дислокаций и динамика развития ползучести материалов**

Л.В. Москаленко<sup>1</sup>, П.А. Селищев<sup>1</sup>, В.В. Москаленко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко  
Киев, Украина (mos\_le@ukr.net)

<sup>2</sup>Институт поддержки эксплуатаций АЭС, Киев, Украина (v\_mosk@ukr.net)

Известно, что ползучесть материалов под облучением обеспечивается за счет движения дислокаций в своих плоскостях скольжения. Наличие структурных дефектов в материалах (примесных атомов, дисперсных частиц, границ зерен, радиационных дефектов) препятствует движению дислокаций, тем самым сокращает длину их свободного пробега.

Целью данной работы было исследование влияния радиационно-индуцированного изменения плотности дислокаций на динамику развития ползучести материалов, содержащих дисперсные частицы.

Динамика развития ползучести описывается в рамках модели «скольжение-переползание» дислокаций [1], в которой учитывается образование вакансий и межузельных атомов под действием внешнего облучения и уменьшение их концентрации за счет ухода на дислокации или недислокационные стоки. Плотность дислокации увеличивается в результате преобразования петель Франка и тетраэдров

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

---

дефектов упаковки в скользящие дислокации, и уменьшается за счет выхода дислокаций на поверхность зерен. Кроме того, принимается во внимание наличие в материале дисперсных частиц, которые могут выступать либо как стопоры на пути скольжения дислокаций (коэффициент иммобилизации  $>1$ ), либо как препятствия, на которых происходит размножение дислокаций (коэффициент иммобилизации  $<1$ ) [2].

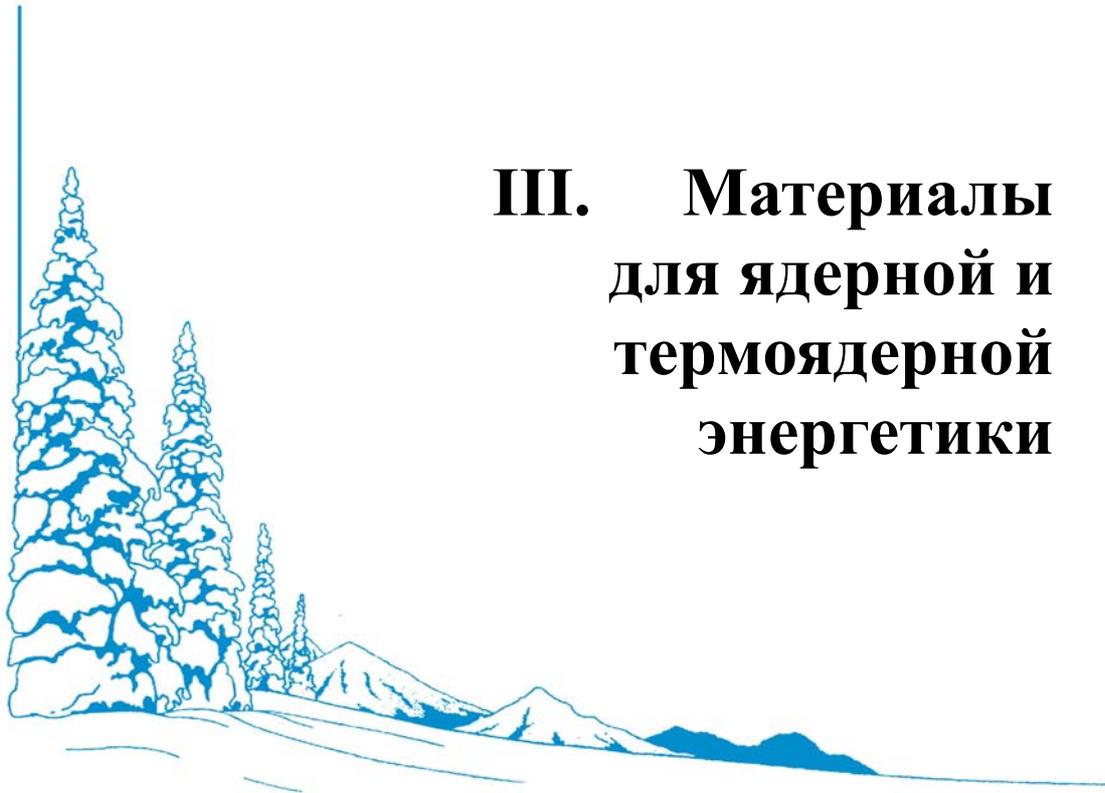
В рамках рассмотренной модели радиационной ползучести (с учетом взаимодействия дислокаций с точечными дефектами и дисперсными частицами) определено число всех возможных стационарных значений скорости ползучести.

Исследовано изменение числа стационарных режимов скорости ползучести в зависимости от условий облучения и параметров материала. Определены значения управляющих параметров, при которых изменяется число стационарных режимов ползучести.

### **Литература**

1. Ибрагимов Ш.Ш., Кирсанов В.В., Пятилетов Ю.С., *Радиационные повреждения металлов и сплавов*, М.: Энергоатомиздат, 1985, 240 с.
2. Малыгин Г.А., *ФТТ*, т.47, вып.7, 1247-1252 (2005)





### **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 требуемой 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 жидкосолевых реакторов, коррозионного поведения ферритно-мартенситных сталей в расплаве свинца, высокотемпературной ползучести, набухания 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.**





### Характеризация наноструктурного состояния облученного материала шва корпуса ВВЭР-440 методом томографической атомно-зондовой микроскопии

А.А. Алеев, А.А. Никитин, С.В. Рогожкин, А.Г. Залужный

Государственный научный центр Российской Федерации Институт теоретической и экспериментальной физики (ФГУП ГНЦ РФ ИТЭФ), Москва, Россия (Andrey.Aleev@itep.ru)

В настоящее время на территории России действует несколько реакторов ВВЭР-440 с отоженными корпусами. Высокотемпературный отжиг позволил увеличить эксплуатационный ресурс, однако недостаточное понимание причин охрупчивания корпуса под облучением не позволяет проводить долгосрочное прогнозирование поведения материала и, соответственно, говорить о безопасности эксплуатации реакторов. В ряде работ было показано, что деградацию механических свойств материала корпусов ВВЭР-440 можно связать с формированием меднообогащенных кластеров, имеющих размеры несколько нанометров[1, 2].

Данная работа направлена на исследование наноструктурных особенностей материала шва корпуса реактора ВВЭР-440. Для этих целей была использована томографическая атомно-зондовая микроскопия, поскольку она позволяет получать 3D изображение исследуемой области с атомарным разрешением и одновременно определять химическую природу каждого атома. Были исследованы образцы, находящиеся в 4-х состояниях: исходном, облученном ( $6 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$ ), отоженном и переоблученном ( $8.5 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$ ). Образцы были предварительно облучены на ядерном реакторе Ровно-1 и Ровно-2 в каналах для образцов-свидетелей. В настоящей работе получены первые результаты атомно-зондовых исследований материала сварного шва с высоким содержанием фосфора (0.038%). В процессе исследования в облученных образцах были обнаружены кластеры двух типов: преимущественно обогащенные фосфором и медью. Характерный размер составил менее 2 нм для обоих типов. Помимо Р-Си кластеров в образцах так же были обнаружены выделения карбидов двух типов.

В работе представлены концентрационные зависимости содержания различных химических элементов в матрице и на особенностях структуры (кластерах и карбидах).

#### Литература

1. Забусов О.О., Козодаев М.А., Суворов А.Л., Pariege P., *Вопросы атомной науки и техники, Материаловедение и материалы*, **83**, 66-72 (2003)
2. P. Pariege B. Radiguet, R. Krummeich-Brangier, A. Barbu, O. Zabusov, M. Kozodaev, *Philosophical Magazine*, **85**, 429–441 (2005)

## Влияние предварительной обработки на структурное состояние облучённых быстрыми нейтронами интерметаллидов Fe-Ni-Ti

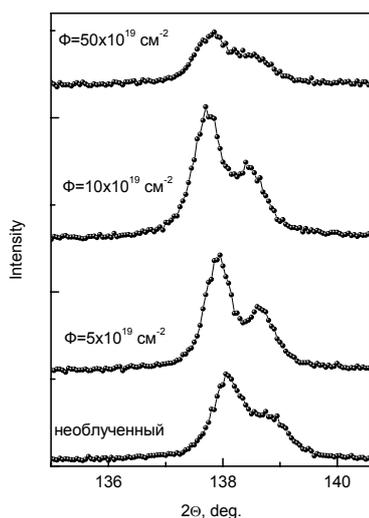
В.И. Воронин<sup>1</sup>, И.Ф. Бергер<sup>2</sup>, В.В. Сагарадзе<sup>1</sup>, Б.Н. Гощицкий<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (voronin@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Для развития атомной энергетики требуются материалы, обладающие рядом свойств, необходимых для работы в радиационных полях при разных температурах и, зачастую, в нагруженном состоянии, а также после различного типа предварительной обработки, например, после волочения трубок тепловыделяющих элементов, в которых присутствуют различного типа напряжения. Для создания материала с требуемыми свойствами, прежде всего, необходимо исследовать как на модельных сплавах, так и на реальных материалах их структурное состояние после облучения быстрыми нейтронами. Для экспериментов были выбраны железо-никель-титановые сплавы. Образцы представляли собой либо тонкие фольги, либо массивные образцы в виде параллелепипедов ( $5 \times 5 \times 65$  мм<sup>3</sup>). Вначале все образцы были отожжены при 1100 °С в течение 30 минут. Часть образцов были закалены в воду или масло. Некоторые фольги были подвергнуты пластической деформации, другие состарены при 650 °С в течение 30 минут. Затем все образцы были облучены различными флюенсами  $\Phi$  (вплоть до максимального  $5 \times 10^{20}$  см<sup>-2</sup>) быстрых нейтронов при температуре 80°С.

Структурное состояние исходных и облученных быстрыми нейтронами образцов при комнатной температуре было изучено методами рентгеновской и нейтронной дифракции.



На рисунке представлены фрагменты рентгенограмм образца в виде фольги предварительно закаленного в воду, а после этого облученного различными флюенсами быстрых нейтронов. На рисунке видно сужение дифракционной линии до  $\Phi \sim 5 \times 10^{19}$  см<sup>-2</sup>, которое обычно происходит при отжиге дефектов. Т.е. на этой стадии превалирует радиационно-стимулированный отжиг имеющихся в исходном закаленном образце дефектов над вновь образующимися. Однако, при дальнейшем увеличении флюенса преобладающим процессом является значительный рост радиационных дефектов (вновь наблюдаем уширение рефлекса). В других образцах при облучении быстрыми нейтронами протекают несколько

иные процессы, которые рассмотрены в докладе.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394, шифр «Импульс»), при частичной поддержке Программами фундаментальных исследований ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры вещества и фундаментальных свойств материи" (Проект № 33 УрО РАН), Президиума РАН «Влияние атомно – кристаллической и электронной структуры на свойства конденсированных сред» (Проект №21 УрО РАН), Государственным контрактом № 02.518.11.7026 и Проектом РФФИ №07-02-00259.

**Учет перекрытия каскадных областей при описании образования и эволюции радиационных кластеров в аустенитных сталях при криогенном нейтронном облучении**

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

При криогенном нейтронном облучении металлов и сплавов даже до повреждающих доз  $\sim 0,01$  сна их физико-механические свойства значительно изменяются, что необходимо учитывать при использовании металлических материалов в установках, работающих при нейтронном облучении в условиях криогенных температур. Столь сильное действие облучения связано с образованием радиационных кластеров, которые при криогенных температурах не отжигаются. Для количественной оценки их влияния на характеристики прочности, пластичности, упругости и другие физические свойства необходимо адекватно описывать образование и накопление радиационных кластеров в металлах при криогенном нейтронном облучении.

В работе представлена количественная модель образования и эволюции радиационных кластеров в ГЦК металлах при криогенном нейтронном облучении, учитывающая перекрытие каскадных областей, то есть случаи, когда новый каскад смещений развивается в области расположения ранее образованного «одиночного» радиационного кластера. На ранних стадиях облучения, когда тройные, и большей кратности, перекрытия не играют существенной роли, получено соотношение между размерами и количествами одиночных и «двойных» (образовавшихся при перекрытии каскадных областей) радиационных кластеров.

Полученные данные сопоставлены с результатами, полученными при электронно-микроскопических исследованиях образцов аустенитной стали X16H15M3T, облученных в реакторе ИВВ-2М при температуре 77 К до повреждающих доз 0,0016 и 0,016 сна.

**Влияние плотности потока быстрых нейтронов на охрупчивание материалов корпусов реакторов с водой под давлением**

Е.А. Красиков  
РНИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия, e-mail: ekrasikov@mail.ru

В докладе анализируются и сопоставляются результаты исследований влияния плотности потока быстрых ( $E \geq 0,5$  МэВ) нейтронов (далее – флакса) на радиационное охрупчивание металла обечайки корпуса реактора атомного ледокола «Ленин» после 18-летней эксплуатации и образцов-свидетелей основного металла корпуса ВВЭР-440/213, облучавшихся 10 лет.

В диапазоне низких значений флаксов  $(0,4-3) \times 10^{11} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$  отмечено усиленное радиационное повреждение корпусной стали, превышающее при флюенсе  $4 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$  расчётное (прогнозное) значение на 50-60°C.

Причиной влияния флукса на повреждаемость материалов корпусов реакторов по механизму формирования радиационно-стимулируемых выделений можно предположить конкуренцию между противоположными тенденциями: их образованием вследствие ускорения диффузионных процессов и распадом под влиянием бомбардировки нейтронами.

### **Технологические аспекты получения реакторных сталей, упрочняемых наноксидами**

В.В. Сагарадзе<sup>1</sup>, В.С. Агеев<sup>2</sup>, А.В. Литвинов<sup>1</sup>, К.А. Козлов<sup>1</sup>, Н.В. Катаева<sup>1</sup>,  
В.А. Шабашов<sup>1</sup>, В.П. Пилюгин<sup>1</sup>, С.Н. Паранин<sup>3</sup>, Ю.И. Филиппов<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Россия, 620041, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18  
(litvinov@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических материалов  
им. А.А. Бочвара, Россия, 123060, Москва, ул. Рогова, 5а

<sup>3</sup>Институт электрофизики УрО РАН, Россия, 620016, Екатеринбург, ул. Амундсена, 106

В работе изучены технологические особенности конструирования сталей, упрочненных дисперсными наноксидами титана и иттрия на базе аустенитной и ферритной матриц. Применялся новый, нетрадиционный способ получения реакторных сталей с использованием малоустойчивого оксида железа Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (гематита), который легко распадается и растворяется при интенсивной холодной пластической деформации, при этом кислород образует термостойкие наноксиды с иттрием и титаном, если эти элементы были предварительно введены в состав сплава.

Порошки сталей X16H15M3T1 и X12B2T, смешанные с дисперсными добавками 0.5% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 0.4% Y и 0.5% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 0.4% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, соответственно, измельчали в планетарной шаровой мельнице Pulverisette-7 и вибрационной высокоэнергетической мельнице. В качестве методов деформации привлекали вакуумное горячее прессование с компактированием и спеканием при высокой температуре (1100<sup>0</sup>С) под давлением, предварительное магнитно-импульсное прессование и горячую гидроэкструзию. Во всех случаях были получены объемные монолитные образцы, отличающиеся по структуре и механическим характеристикам. Далее осуществляли обжатие на прессе с последующей горячей прокаткой образцов.

Монолиты представляли собой в основном цилиндры высотой 7...10 мм и диаметром 9...13 мм. Методом горячей гидроэкструзии на основе системы (X12B2T + 0.5% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 0.4% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) был получен цилиндрический стержень диаметром 12 мм и длиной 450 мм.

Анализ структуры проводили с помощью трансмиссионной электронной микроскопии. Показано, что при предложенной технологической обработке сформировалась структура с размером зерна 0,1...2 мкм. При окислительно-восстановительных реакциях произошло образование оксидов железа, титана. Оксиды достаточно равномерно распределены по объему образцов. Частицы FeO, TiO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>TiO<sub>5</sub>, YTiO<sub>3</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> преимущественно располагаются в теле зерна. Их размер

колеблется от 5 до 30 нм. Крупные оксиды размером 150...50 нм располагаются как по границам, так и в теле зерна.

Твердость HRC образца оксидсодержащей стали X16H15M3T1, полученного вакуумным горячим прессованием под давлением 1 ГПа, составляет 37 ед. Твердость возрастает до 42...43 единиц при горячей прокатке. В случае использования магнитно-импульсного прессования и дополнительного обжата при 1200<sup>0</sup>С без высокого давления на том же образце величина HRC составила 10, после прокатки при 1200<sup>0</sup>С – 25 единиц, при этом величина HB выросла от 1760 до 2550 МПа, предел прочности составил ~ 840 МПа. Недостатком спеченных без давления образцов была их низкая плотность (6...6.5 г/см<sup>3</sup>) вследствие большой концентрации пор. Гидроэкструзия позволила повысить плотность до 7.5 г/см<sup>3</sup>. При этом величины  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0.2}$  составили 1025 и 967 МПа, соответственно, а относительное удлинение  $\delta \approx 10\%$ .

Работа выполнена по теме «Структура» при поддержке программы Президиума РАН по наноматериалам (проект № 7), фонда «Интелс» (проект № 45-07-02) и Фонда содействия отечественной науке (программы «Выдающиеся ученые – кандидаты наук-2008» и «Выдающиеся аспиранты-2008»).

#### **Изучение влияния напряжений на радиационное распухание и деформацию ползучести в сталях X18H10T**

В.С. Неустроев, С.В. Белозеров, Е.И. Макаров, З.Е.Островский  
ОАО «ГНЦ НИИАР», г.Димитровград, Ульяновской области, Россия (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.

В настоящей работе рассмотрено влияние сжимающих и растягивающих напряжений на радиационное распухание и деформацию ползучести в сталях X18H10T. Газонаполненные образцы сложной формы, изготовленные из стали X18H10T, были облучены в реакторе БОР-60 в течение 2 лет до повреждающей дозы 15 сна при температуре 420-450<sup>0</sup>С. В оболочках облученных образцов одновременно создавались сжимающие, растягивающие напряжения и одновременно облучались образцы, в которых эти напряжения практически отсутствовали.

Для получения достоверных результатов влияния напряжений на распухание и ползучесть использовались методики исследования структуры: трансмиссионной электронной микроскопии и металлографии, а также методы определения микротвердости, плотности образцов сталей и изменения линейных размеров газонаполненных образцов.

Проведено сравнение влияния сжимающих, растягивающих и «нулевых» напряжений на распухание, параметры вакансионной пористости и ползучесть стали

08X18H10T. Результаты можно использовать для проверки моделей влияния напряжений разного типа на радиационные распухание и ползучесть.

### Механизм образования пор в аустенитной стали ЧС-68 при нейтронном облучении

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

Радиационное распухание конструкционных сталей существенно ограничивает срок службы тепловыделяющих сборок ядерных реакторов на быстрых нейтронах. Накопленные данные говорят о комплексном влиянии состава стали и условий облучения на этот процесс. Одним из факторов, вызывающих образование пор, является наработка трансмутационных газов. Таким образом, исследования развития пористости и выявление условий начала образования радиационных пор актуальны как в прикладном плане, так и с позиций физического описания процесса.

В работе рассмотрен механизм зарождения пор в аустенитной стали ЧС-68 при облучении в нейтронном спектре реакторов на быстрых нейтронах, связанный с образованием пузырьков из комплексов вакансий и атомов трансмутационных газов при их миграции. Поглощая газо-вакансионные комплексы эти пузырьки, являющиеся зародышами пор, дорастают до критического размера, после достижения которого становится статистически выгодным рост поры за счет нескомпенсированного потока в нее вакансий. С использованием модели миграции дефектов [1] получено выражение для критического диаметра зародышей пор.

Полученные данные сопоставлены с результатами электронно-микроскопических исследований аустенитной стали ЧС-68, облученной в качестве оболочек твэлов в реакторе БН-600 до различных доз при температурах 370 ÷ 580 °С.

С помощью предложенного механизма объяснена наблюдаемая на более поздних стадиях распухания связь радиационно-индуцированных фаз с порами [2].

#### Литература

1. Козлов А.В. Расчет зависимости концентрации точечных дефектов в аустенитной стали ЧС-68 от температуры нейтронного облучения и скорости их генерации, *Физика металлов и металловедение* (2007).
2. Дмитриев В.Д., Агеев В.С., Целищев А.В., и др. Электронно-микроскопические исследования аустенитной нержавеющей стали 0X16H15M2Г2ТФР в холоднодеформированном состоянии, облученной повреждающими дозами до 87 сна в реакторе БН-600 // *Труды конф. по реакторному материаловедению. Алушта*. (1990) Т.3. С. 54–64.

### **Влияние нейтронного облучения на изменение структурных характеристик аустенитной стали ЧС-68**

А.В. Цыгвинцев, В.Е. Калачиков, Н.В. Глушкова, А.В. Козлов, В.Л. Панченко, В.Н. Шемякин  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Россия (sfti@uraltc.ru)

Применяемая в качестве материала для оболочек твэлов реактора на быстрых нейтронах БН-600 аустенитная нержавеющая хромоникелевая сталь марки ЧС-68 (08X16Н15М2Г2ТФР) в холоднодеформированном состоянии подвержена вакансионному распуханию. Это приводит к изменению геометрических размеров и снижению эксплуатационных характеристик материала оболочки твэлов.

При эксплуатации в материале оболочки происходят сложные процессы изменения структуры: накопление радиационных дефектов (в том числе – пор), структурно-фазовые превращения, изменение уровня внутренних напряжений и т.д. Все эти явления связаны с исходным состоянием структуры стали ЧС-68 и с условиями облучения.

В работе представлены результаты исследования структурных характеристик трубчатых образцов из стали ЧС-68 как в необлученном состоянии, так и после нейтронного облучения в диапазоне температур от ~ 370°C до ~ 600°C и дозах до ~ 70 с.н.а. Получены новые данные в интервале температур облучения от 370 до 460 °C и повреждающих доз от 1 до 58 с.н.а. Показано, что после эксплуатации наблюдаются значительные изменения параметра кристаллической решётки материала в зависимости от дозы и температуры облучения. Проанализирована связь параметра кристаллической решетки и микронапряжений с эволюцией дислокационной структуры и фазовыми изменениями под действием облучения. Отмечены некоторые особенности в изменении уровня микронапряжений, концентрации дефектов упаковки, характеристиках ячеистой дислокационной структуры; а также появление дефектов упаковки на дислокационных петлях и фазовые превращения, связанные с выделением карбидов по границам зерен и двойников, а в теле зёрен – G-фазы.

### **Влияние радиационного воздействия на изменение структуры, физических, механических и магнитных свойств стали X18H9**

Е.Н. Щербаков, А.М. Мосин, М.В. Евсеев, В.Л. Панченко, И.А. Портных, Н.В. Глушкова,  
Ю.Г. Чукалкин, А.В. Козлов  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Россия (sfti@uraltc.ru)

Многочисленные данные по влиянию нейтронного облучения на механические свойства и размерную стабильность аустенитных сталей получены при высоких плотностях нейтронных потоков в быстрых реакторах. Многие внутрикорпусные элементы активной зоны ядерных реакторов работают при значительно более низких

скоростях смещений. Данные по длительному облучению конструкционных элементов при низких плотностях потока нейтронов очень немногочисленны.

В данной работе исследовались участки трубы наружного диаметра 95 мм с толщиной стенки 20 мм, изготовленной из стали X18H9 (Cr-18 %, Ni-9 %, Fe-основа), являющейся аналогом стали AISI 304. Она эксплуатировалась внутри корпуса реактора БН-600 в течение 22 лет при температуре 370-375 °С. Образцы для исследований были изготовлены из различных по расположению в активной зоне участков трубы, облученных до повреждающих доз от 1,5 до 21 сна, при скоростях смещений от  $3 \cdot 10^{-9}$  до  $4 \cdot 10^{-8}$  сна/с.

Облучение привело к радиационному набуханию материала до 3 %. Наряду с набуханием, при реализованных условиях облучения, происходят и другие структурные изменения: образование вторых фаз, в частности  $\alpha'$ -фазы и изменение состава кристаллической матрицы за счет выделения карбидов.

В работе определены дозные зависимости изменений плотности, удельного электросопротивления, модулей упругости, кратковременных механических свойств и намагниченности исследуемого материала. Изменения электросопротивления и характеристик упругости не превысили 2 % от соответствующих величин исходного состояния и имели немонотонную зависимость от повреждающей дозы. В материале происходит радиационное упрочнение – в интервале доз от 0 до 14 сна предел прочности и условный предел текучести возрастают, пластичность с ростом повреждающей дозы уменьшается. Установлено, что с увеличением дозы облучения растет намагниченность материала, что связано с появлением ОЦК  $\alpha'$ -фазы. Показана связь изменений физико-механических свойств с эволюцией микроструктуры стали при нейтронном облучении.

### **Влияние длительных пострadiационных отжигов на структуру и свойства стали 12X18H10T, облученной нейтронами до 53,4 сна в реакторе БН-350**

О.П. Максимкин, Е. Т. Коянбаев, А.В. Яровчук, Т.А. Доронина, Л.Г. Турубарова  
Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан (Maksimkin@inp.kz)

Приведены результаты исследований изменений структуры и свойств нержавеющей стали 12X18H10T, облученной в реакторе БН-350 до высоких повреждающих доз (~53,4 сна), после отжигов при различных режимах. Объектом исследований явился чехол отработавшей тепловыделяющей сборки (ТВС) ЦЦ-19, из граней которого с различных отметок: +160; -275; +175, +315, +250; -325 мм от центра активной зоны вырезали образцы, которые изначально в процессе эксплуатации ТВС получили различное температурно-дозовое воздействие. Пострадиационные отжиги стальных образцов осуществляли при температурах 400, 450, 550 и 600° С в среде аргона и на воздухе в течение 2500 ÷ 12000 часов. Для изучения структурно-фазового состояния и свойств облученного и отожженного

материала периодически производили остановку отжигов. Для исследований применяли методы металлографии, электронной микроскопии и рентгенофазового анализа, магнитометрии, оценивали изменение массы, плотности и микротвердости образцов.

Рентгеноструктурный анализ позволил определить различие в фазовом составе необлученной и облученной стали 12X18H10T, заключающееся в присутствии помимо аустенитной составляющей мартенситной  $\alpha'$  – фазы, количественное содержание которой было неодинаковым в образцах, вырезанных с различных отметок чехла.

Установлено, что в результате длительных высокотемпературных отжигов процессы окисления нержавеющей стали 12X18H10T протекали не только на воздухе, но и в инертной среде. При этом характер изменений массы стальных образцов зависел от параметров облучения. В частности, оказалось, что образцы, вырезанные с отметки «-275» и отжигавшиеся в аргоне при  $400^{\circ}\text{C}$  в течение 2000 часов увеличили массу на  $0,02\text{ мг/см}^2$ . Наряду с тем отжиги вызвали снижение показателей микротвердости на  $\sim 4\%$  и увеличение плотности стали на  $\sim 1,5\%$ .

Предполагается, что явление межкристаллитной коррозии в нержавеющей стали 12X18H10T во многом зависит от процессов термического старения, протекающих в облученном материале.

#### **Комплекс исследований твэлов высокопоточного реактора в обоснование их работоспособности и безопасной эксплуатации**

В.А. Цыканов, З.И. Четкина, А.А. Худяков, М.Н. Стриженов, В.В. Яковлев,  
А.Е. Новоселов, В.Ю. Шишин, В.А. Старков, В.Е. Федосеев  
ФГУП ГНЦ РФ –НИИАР, Россия (ada@niiar.ru)

В НИИАР проводятся работы по модернизации активной зоны высокопоточного исследовательского реактора СМ. Главная цель работ заключается в повышении эффективности использования реактора за счет увеличения экспериментальных объемов с высокой плотностью нейтронов, предназначенных для накопления изотопов, облучения конструкционных и других материалов и проведения различных экспериментов. Цель может быть достигнута путем размещения каналов облучения в пределах активной зоны реактора СМ. Возникающие при этом потери реактивности можно компенсировать двумя способами: увеличением загрузки  $^{235}\text{U}$  в ТВС или путем использования новых твэлов с меньшим сечением поглощения нейтронов. На начальном этапе модернизации для компенсации потери реактивности было принято решение использовать конструкции штатных твэлов с увеличенной на 20% загрузкой урана.

Штатные твэлы реактора СМ изготовлены на основе дисперсионной топливной композиции  $\text{UO}_2 - \text{Si}$ , материал оболочек твэла – сталь ЭИ-847. Твэлы имеют крестообразный профиль в поперечном сечении. Штатные твэлы СМ успешно

эксплуатируют в течение 40 лет. Штатные твэлы показали высокую работоспособность и безопасность в работе при высокой плотности потока тепла с поверхности, достигающей 15 МВт/м<sup>2</sup>.

Однако действующий в настоящее время порядок ввода в эксплуатацию нового или модифицированного ядерного топлива предусматривает проведение необходимого комплекса испытаний и исследований в обоснование его работоспособности. В связи с этим в институте осуществляется программа по изучению работоспособности и безопасной эксплуатации модифицированных твэлов СМ с повышенной загрузкой урана.

Представленный в данной работе комплекс работ, включает результаты расчетных, и экспериментальных исследований опытных твэлов, испытанных в условиях специально поставленных реакторных экспериментов с моделированием на твэлах широкого спектра нейтронно-физических и теплофизических параметров облучения. Моделируемые параметры реакторных испытаний твэлов изменялись в следующих диапазонах: плотность деления ( $4,42 \cdot 10^{14}$  1/см<sup>3</sup> –  $1,08 \cdot 10^{15}$  1/см<sup>3</sup>), плотность теплового потока (6,62 МВт/м<sup>2</sup> – 15,7 МВт/м<sup>2</sup>), температура (295°С – 582 °С), концентрация продуктов деления до 1,1г-оск./см<sup>3</sup>. Многообразие условий реакторных испытаний по температурам, и тепловым нагрузкам позволило получить подробные сведения о поведении твэлов в целом и их составляющих компонентов.

В работе представлена связь между нейтронно-физическими и теплофизическими параметрами реакторных испытаний и изменением свойств компонентов твэлов. Выявлены закономерности в изменениях макро- и микроструктуры топливных сердечников твэлов: доспекание и его влияние на пористость в топливных частицах и матрице; миграция пор и топливных частиц в сердечниках. Выявлены особенности радиального, высотного и локального распухания твэлов; построены закономерности радиального распухания в зависимости от накопления продуктов деления, плотности деления, плотности теплового потока, и температуры испытаний. Зависимости позволяют количественно оценивать распухание твэлов на различных стадиях (эксплуатации) и при различных значениях теплофизических параметров, выбирать безопасные значения параметров с учетом предельного распухания твэлов и технических возможностей.

#### **Наноскопические процессы радиационного охрупчивания стале-корпусов водо-водяных ядерных реакторов**

В.Н. Воеводин, А.О. Комаров\*, И.М. Неклюдов, Н.Н. Пилипенко, Л.С. Ожигов, Б.А. Шилиев  
ННЦ «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина  
(npilipenko@kipt.kharkov.ua)

\*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, г. Харьков, Украина.

Причиной радиационного охрупчивания стале-корпусов давления водо-водяных ядерных реакторов (ВВЭР, PWR, BWR) и возрастания температуры хрупко/вязкого

перехода является образования выделений фосфора на границах зерен и границах раздела образуемых вторых фаз и матрицы.

Последовательное превращение в ядерных реакциях трансмутации атомов примесей Mg, Al, Si, P, S друг в друга (и далее в Cl и Ar) в потоке нейтронов реактора ВВЭР-1000 и образование их равновесных концентраций в процессах генерации и выгорания зависит от исходной концентрации материнских элементов, сечений ядерных реакций, энергетического спектра и плотности потока нейтронов, падающий на внутреннюю поверхность корпуса давления.

В цепи превращений Si (концентрация 0,17...0,37 вес.%) в P (концентрация  $\leq 0.025$  вес.%) и далее P в S обнаружено, что генерация фосфора из кремния в  $\sim 100$  раз превышает выгорание фосфора, что приводит к возрастанию его равновесной концентрации [1]. Процессы сегрегации атомов примесей зависит от их размера по отношению к размеру атома матрицы, концентрации и растворимости. Термодинамический анализ процессов образования комплексов вакансии - примесный атом обнаруживает, что в условиях облучения корпусных сталей водо-водяных ядерных реакторов деления потоком нейтронов растворимость подрамерных атомов фосфора понижается, что приводит к образованию второй фазы  $Fe_2P$  на границах зерен и границах раздела фазы CuMnNi/матрица, и увеличению сдвига температуры хрупко-вязкого перехода  $\Delta T_k$ .

Методом математической статистики проведен анализ существующих экспериментальных данных изменения  $\Delta T_k$  как функции концентрации компонентов сталей корпусов давления водо-водяных реакторов и по минимуму остаточной дисперсии определен вид регрессивной функции. Полученное аналитическое выражение с достоверностью 0.9 находится внутри доверительных интервалов значений концентраций основных компонентов сталей и примесей для имеющихся в данном случае степеней свободы распределения квантилей Фишера. Аналитическое выражение для целевой функции  $\Delta T_k$  полилинейно (содержит произведения концентраций Ni, Cu и P).

В связи со сложностью формы поверхностей равного уровня по фосфору

$$\Delta T(C_P) = f(C_{Ni}, C_{Cu})$$

был использован метод численного решения. Поверхности равного уровня концентраций Ni и Cu в пространстве переменных в зависимости от концентрации фосфора обнаруживают вращение кривых  $\Delta T_k = f(C_P)$  в разных направлениях при изменении концентрации Ni или Cu. Это определило направление поиска такой целевой функции  $\Delta T_k$ , которая не зависела бы от концентрации фосфора в связи с её увеличением в процессе эксплуатации ядерного реактора. Оптимизация решения (т.е., выбора параметров, обеспечивающих оптимальное значение целевой функции  $\Delta T_k$ , например, её постоянство) производилось методом последовательных итераций.

Результаты оптимизации обнаруживают корреляцию взаимного влияния концентраций примесей на  $\Delta T_k$ , связанную с перераспределением и локализацией этих элементов в объеме облучаемого материала.

#### Литература

1. В.Н. Воеводин, А.О. Комаров, Н.Н. Пилипенко, Б.А. Шияев, Динамика изменения концентрации фосфора и серы в стали 15X2НМФА корпуса реактора ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации. *Труды XVIII Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению*, 8-13 сентября 2008 г., Алушта, Крым, - Харьков, ИП «Талант-Трејдинг», 2008, стр. 62-63.

#### Анализ радиационного растворения дуо-частиц феррито-мартенситных сталей

В.Н. Воеводин, Ю.Э. Фоменко, Б.А. Шияев  
Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий  
Национальный Научный Центр «Харьковский физико-технический институт»,  
1, Академическая, г. Харьков, Украина (fomenkoj@kipt.kharkov.ua)

Проведен анализ радиационного растворения оксидных частиц, вводимых методом механического сплавления (МА) в феррито-мартенситные стали, в потоке нейтронов высоких энергий ( $E_n=14$  МэВ). Ядерные реакции трансмутации и упругое (неупругое) рассеяние нейтронов приводит к размытию границ раздела матрица/оксидная частица и возникновению слоя внедрений атомов-продуктов этих процессов в матрицу стали. Методом Монте-Карло рассчитаны профили внедрения атомов дисперсно-упрочняющих оксидных частиц за их пределами в матрице стали. Ширина зоны внедрения зависит от энергий, переданных нейтронами в процессах взаимодействия атомам оксидной частицы. Радиационное растворение приводит к уменьшению их размера (т.е., к уменьшению их интегральной плотности стока радиационных дефектов) и зависит от дозы облучения (сна). Размер зоны внедрения зависит от энергетического распределения потока атомов-продуктов, покидающих оксидную частицу, и ее размера. В зависимости от размера ДУО-частиц и их концентрации (что определяет среднее расстояние между оксидными частицами в сталях МА Ф-М класса) возможны два принципиально различных профиля внедрения атомов-продуктов в матрицу стали в пространстве между частицами из-за наложения профилей. В случае наложения профилей атомов внедрения в матрицу концентрация возрастает.

Анализ процессов трансмутации атомов ДУО-частиц в ядерных реакциях с нейтронами обнаружил, что размерный объемный фактор атомов-продуктов этих частиц превышает размерный фактор материнских атомов ДУО-частиц, - иттрия, гафния, ванадия, титана и т.д. Последующие процессы образования выделений из радиационно-образуемых атомов-продуктов в пространстве между ДУО-частицами создают новые стоки дефектов радиационного происхождения, что практически компенсирует уменьшение плотности стоков ДУО-частиц в связи с их радиационным

растворением. Процесс компенсации убыли исходных стоков радиационными стоками образуемых выделений зависит от динамики радиационного растворения ДУО-частиц, образования новых и определяется радиационными условиями эксплуатации материала – скоростью набора дозы радиационного повреждения (сна/с) и температурой облучения.

### **Swelling and Irradiation Creep of D9 Stainless Steel Cladding and Ducts in FFTF Driver Assemblies after High Neutron Exposure**

F.A. Garner<sup>1</sup>, B. J. Makenas<sup>2</sup> and S. A. Chastain<sup>2</sup>  
<sup>1</sup>Pacific Northwest National Laboratory, Richland WA USA  
<sup>2</sup>Fluor Hanford Company, Richland WA USA

The Ti-modified stainless steel designated D9 was developed for the U.S. fast reactor program to replace higher-swelling 316 stainless steel. This alloy was used to produce wire-wrapped fuel pins with 217 pins contained in a hexagonal duct, where cladding, wire, end caps and duct were all in the 20% cold-worked condition.

This report focuses on the swelling and creep behavior of the cladding and ducts of three fuel assemblies designated C1, D9-2 and D9-4 which were irradiated in the FFTF fast reactor to maximum exposures of 15.8, 25.3 and 21.4 x 10<sup>22</sup> n/cm<sup>2</sup> (E>0.1 MeV), respectively. The range of operating temperatures varied strongly, with the highest temperatures in C1, followed by lower temperatures in D9-2 and lower yet in D9-4. Temperature is the most important variable that determines the onset of swelling in this steel in this three-assembly comparison.

It was observed that relatively minor changes in the phosphorus level between two heats of cladding used in these assemblies had a very dramatic impact on the swelling. In both heats, the compositions fell below the specified upper limit for phosphorus but were a factor of 5 different. A similar situation occurred in a Russian fuel assembly where two heats fell below the specified silicon limit but by different amounts, leading to an equally dramatic difference in swelling. These results clearly show that specifications for “minor” elements must have both a lower and upper bound to insure reproducible behavior.

The duct operated at lower temperatures than the fuel cladding with swelling in D9-2 peaking at only 6-7% while the cladding peaked at 37-38%, with much of the pin length having attained the terminal swelling rate of ~1%/dpa.

While no failures were observed during in-reactor operation, void-induced embrittlement was observed in post-irradiation handling.

## Strong Impact of Neutron Spectra on Stress Relaxation of Inconel X-750 Springs in CANDU® Reactors

M. Griffiths<sup>1</sup>, F. J. Butcher<sup>1</sup>, F. A. Garner<sup>2</sup> and L. R. Greenwood<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Atomic Energy of Canada Ltd., Chalk River, Ontario, Canada

<sup>2</sup>Pacific Northwest National Laboratory, Richland, Washington, USA

Irradiation-accelerated stress relaxation is a well-known manifestation of irradiation creep. Frequently it is the practice to conduct irradiations in high-flux zones of a reactor and use the acquired creep relaxation data to predict the relaxation to be expected in lower-flux regions far outside the core. If the relaxation process is known to be independent of neutron flux or dpa rate such an extrapolation should be valid. If, however, there is a significant change in neutron spectra between the in-core and out-of-core locations this assumption needs to be evaluated much more carefully. Presented in this paper is a strong example where such a flux-independent extrapolation is not valid and can produce very misleading results.

During a routine maintenance outage in 2006 the adjuster rod guide tubes in a CANDU reactor that had operated for 18.5 effective full-power years at ~60°C were found to be completely relaxed. Further evaluation pointed to the relaxation of the Inconel X-750 spring at the bottom of the guide tube in the reactor core reflector region as the cause. It appeared that complete relaxation might have occurred much earlier than 18.5 years.

An in-core stress-relaxation experiment in NRU reactor indicated that the fast neutron dose required for complete relaxation of the Inconel X-750 spring was about  $1.2 \times 10^{25}$  n.m<sup>-2</sup>, E>1.0 MeV, a fluence corresponding to  $\geq 650$  years in the reflector region. A reduction in life from  $\geq 650$  years to  $\leq 18.5$  years obviously requires explanation, probably one based on some unique difference in neutron spectra between the in-core NRU position and the CANDU reflector region.

CANDU reactors are cooled with heavy water, a moderator with low absorption of thermal neutrons, but in the core absorption by fuel reduces the thermal neutron flux. Therefore the contribution to displacements by thermal neutrons is relatively small. Each (n, gamma) recoil event produces 4.9 displacements. Far out of core the thermal-to-fast neutron ratio increases strongly, however, such that the direct contribution to the total number of recoil-induced displacements by thermal neutron absorption becomes larger than that produced by fast neutrons.

Additionally, however, the time-dependent production of <sup>59</sup>Ni from <sup>58</sup>Ni in this high nickel alloy produces an even larger contribution to displacements. Most of these displacements arise primarily from the <sup>59</sup>Ni (n, alpha) <sup>56</sup>Fe reaction and secondarily from the <sup>59</sup>Ni (n, p) <sup>59</sup>Co reaction. Both of these strongly exothermic reactions have large cross-sections in highly thermalized spectra. Recoil of <sup>56</sup>Fe and the alpha particle produce 1762 displacements per event and the recoil of <sup>59</sup>Co and the proton produce 222 displacements per event. When the relative cross sections are taken into account the (n, p) reaction adds about 3.5% to that produced by the (n, alpha) reaction.

As a consequence of the thermal contributions the predicted total relaxation of >650 years based on the neutron fluence above 1.0 MeV would be reduced to 30-40 years if thermal neutron recoils are included and to only 3-4 years if the Ni-59 contributions are included.

---

® CANada Deuterium Uranium, trademark of Atomic Energy of Canada Limited.

### **Extensive Nano-cavity Development Observed at 33-70 dpa and 290°C-315°C in a PWR Flux Thimble Tube**

D. J. Edwards<sup>1</sup>, F. A. Garner<sup>1</sup>, S. M. Bruemmer<sup>1</sup> and Pål Efsing<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA USA

<sup>2</sup>Vattenfall AB Ringhals, Väröbacka, Sweden

The radiation-induced microstructure of a flux thimble tube from a currently operating PWR was examined. The tube was constructed from cold-worked 316 stainless steel. The helium and hydrogen levels were also measured. Two specimens at (33 dpa, 290°C) and (70 dpa, 315°C) were examined by transmission electron microscopy.

The original cold-worked dislocation network had completely disappeared during irradiation and was replaced by fine dispersions of Frank loops and small nano-cavities at very high densities throughout the grains. The latter appear to be bubbles containing high levels of helium and hydrogen. The presence of these cavities, especially strong on grain boundaries, is postulated to be involved in the development of strong intergranular stress corrosion cracking observed to be occurring during slow strain rate tests also conducted on this and other tubes.

The nano-cavities are best observed by electron microscopy but only when large levels of under-focus are employed. Otherwise these small cavities can easily remain undetected.

Comparison of these results with those of comparable studies on thimble tubes irradiated to lower exposures shows that hydrogen storage in cavities may be accelerating, in agreement with predictions based on earlier experimental studies.

### **Исследование состава слоя взаимодействия, образующегося под облучением, между уран-молибденовым топливом и алюминиевой матрицей**

С.А. Аверин, В.Л. Панченко, В.А. Цыгвинцев, О.А. Голосов, М.С. Лютикова  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Россия (sfti@uraltc.ru)

Для исследовательских реакторов с топливом низкого обогащения по урану-235 перспективным является U-Mo дисперсионное топливо. В процессе облучения происходит образование слоя взаимодействия типа (U,Mo)Al<sub>x</sub> между частицами топлива и алюминиевой матрицей топливного сердечника, толщина которого, в конечном итоге, ограничивает ресурс эксплуатации твэлов. В настоящее время

разрабатываются пути, обеспечивающие снижение взаимодействия частиц топлива с алюминиевой матрицей. Для успешного решения этой проблемы необходимы данные о кинетике и составе образующегося слоя взаимодействия.

Проведены комплексные исследования образцов, вырезанных из различных участков твэла с частицами топлива из сплава U - Mo с обогащением 36,3 % по урану-235, диспергированные в матрице из чистого алюминия, после испытаний в реакторе ИВВ-2М до максимального выгорания 53 %.

Установлено, что толщина слоя взаимодействия, образовавшегося между топливом и алюминиевой матрицей, увеличивается с ростом температуры облучения и достигнутого выгорания. Слой взаимодействия состоит из урана, молибдена, алюминия и продуктов деления. Соотношение атомов Mo, U и Al в слое взаимодействия составляет 1:4:20, что хорошо совпадает с результатами других работ. Средний атомный номер слоя взаимодействия из данных количественного рентгеноспектрального микроанализа равен 25. При растровых электронно-микроскопических исследованиях средний атомный номер структурных составляющих можно определить по току поглощения. Для этого была построена экспериментальная зависимость тока поглощения от атомного номера на образцах известного состава. По результатам этой методики средний атомный номер слоя взаимодействия составляет 42. Полученные данные свидетельствуют о необходимости изготовления специально приготовленных эталонов для корректного определения состава слоя взаимодействия методом рентгеноспектрального микроанализа.

#### **Изучение наномасштабных особенностей конструкционных материалов ядерных реакторов**

С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.А. Никитин, Н.А. Искандаров, А.Г. Залужный  
ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики  
им. А.И.Алиханова, Москва, Россия (sergey.rogozhkin@itep.ru)

В настоящее время значительное внимание уделяется исследованию наномасштабных особенностей материалов ядерной техники. Известно, что исследования микроскопических деталей разнообразных радиационных эффектов в металлах и модельных сплавах сыграли исключительно важную роль для понимания механизмов деградации материалов [1]. При этом наиболее сложными для экспериментального изучения и одновременно наиболее важными остаются процессы, протекающие на этапе зарождения радиационных повреждений. Необходимая информация лежит в области нано- и даже атомных масштабов, и должна отражать не только структурные изменения, но и перераспределение химических элементов. С другой стороны, при разработке перспективных материалов ядерной техники особое внимание уделяется формированию различных наноразмерных особенностей структуры (различного вида кластеров, нановключений вторичных фаз) [2]. Поскольку считается, что этим может быть обеспечено возрастание механических свойств, кратковременных и длительных, повышение радиационной стойкости. Используемый

в настоящей работе метод томографической атомно-зондовой микроскопии позволяет исследовать отмеченные наномасштабные особенности. Этим методом можно обнаружить нанокластеры различных элементов, предвыделения, установить степень обогащения или обеднения конкретными компонентами матрицы материала и дефектов кристаллического строения.

В настоящей работе представлены результаты исследований наноструктурного состояния ферритно-мартенситных сталей, в том числе дисперсно-упрочненных оксидами иттрия. Представлены данные о содержании различных химических элементов в матрице материала и в кластерах наноразмерных оксидов.

Также представлены новые результаты исследований образцов материала шва корпуса реактора ВВЭР-440, облученных по программе образцов свидетелей, в облученном, отожженном после облучения и вторично облученном после отжига состояниях. Получены важные результаты о перераспределении различных химических элементов в процессе облучения, отжига и вторичного облучения.

Данная работа была выполнена при частичной поддержке РФФИ (гранты 08-02-01448-а и 07-02-13655-офи\_ц).

#### 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. Леонтьева-Смирнова М.В., Иолтуховский А.Г., Чернов В.М., Колобов Ю.Р., Козлов Э.Н., Вопросы Атомной Науки и Техники, серия: Материаловедение и новые материалы, **63**, 142 (2004).

### Фазовые превращения в сплавах системы Zr–Nb–Fe–Sn

В.Н. Шишов

ФГУП ВНИИНМ им. А.А. Бочвара, г. Москва Россия. shishovv@bochvar.ru

Поиск оптимального состава и состояния материалов для активных зон водоохлаждаемых реакторов с повышенными выгораниями требует большего внимания сплавам систем Zr-Nb-(Fe-Sn-O), изделия из которых имеют высокие функциональные характеристики в условиях эксплуатации реакторов. Методом аналитической электронной микроскопии изучено структурно-фазовое состояние оболочечных труб из серии сплавов состава Zr-(0,6–1,2)Nb-(0–0,6)Fe-(0–1,5)Sn (% мас.), закаленных с 600–940 °С для определения температуры фазовых превращений и областей существования выделений вторых фаз  $\beta$ -Nb,  $\beta$ -Zr, Zr(Nb,Fe)<sub>2</sub> и (Zr,Nb)<sub>2</sub>Fe. Повышение относительного содержания железа  $R=Fe/Fe+Nb_{0,3}$  приводит к росту объемной доли выделений (Zr,Nb)<sub>2</sub>Fe и задержке образования  $\beta$ -Zr при повышении температуры в ( $\alpha+\beta$ )-области. Полное растворение частиц  $\beta$ -Nb и Zr(Nb,Fe)<sub>2</sub> завершается при  $\leq 750$  °С, а фазы (Zr,Nb)<sub>2</sub>Fe – при  $\leq 800$  °С.

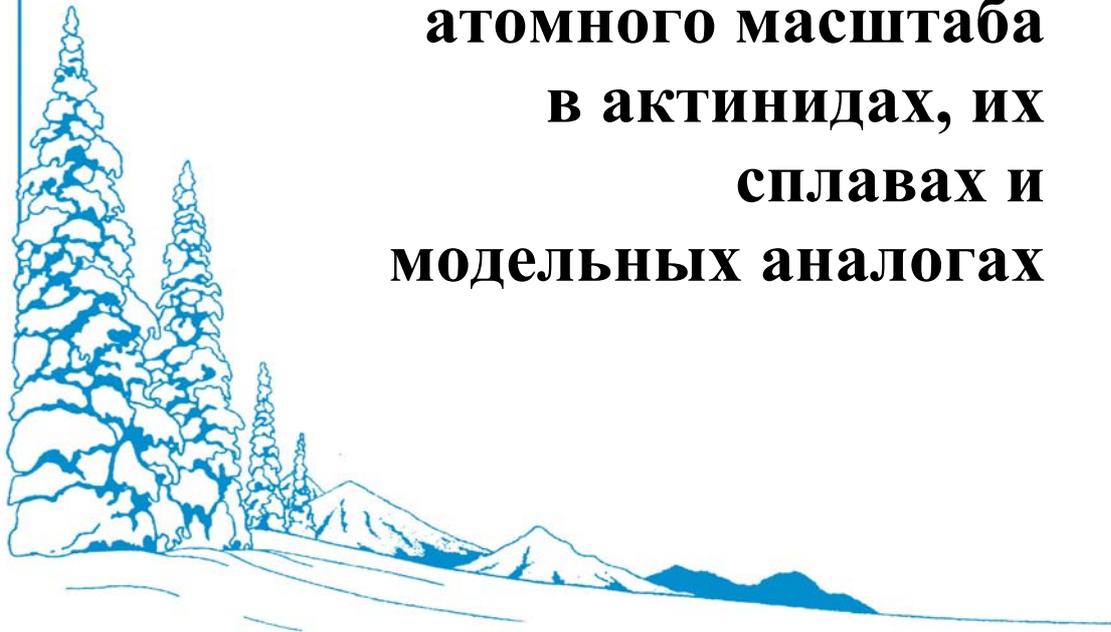
Повышение температуры закалки до 910 °С приводит к образованию 100%  $\alpha'$ -фазы только в сплаве, содержащем 1% Nb (без железа и олова). В сплавах с 1% Nb и добавками железа и олова или в сплавах с пониженным содержанием ниобия <0,7%

и 0,3% Fe закалка приводит к неполному превращению  $\alpha+\beta \rightarrow \beta (\alpha')$  с сохранением зерен  $\alpha$ -фазы (5-10%).

Определено влияние скорости нагрева под закалку на объемную долю  $\beta$ -Zr в сплаве Э635 в зависимости от температуры и содержания кислорода. Повышение содержания кислорода и скорости нагрева приводит к повышению температуры фазовых превращений. Процессы образования и растворения метастабильных фаз ( $\beta$ -Zr, интерметаллиды) определяются разной диффузионной подвижностью атомов Nb и Fe в матрице.



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



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.





## Высокотемпературная сверхпроводимость в слоистых соединениях на основе железа

М.В. Садовский  
Институт электрофизики Уро РАН, г. Екатеринбург

Автором представлен обзор основных экспериментальных данных по новому классу высокотемпературных сверхпроводников – слоистым соединениям на основе железа типа  $REOFEA_s$  ( $RE = La, Ce, Nd, Pr, Sm, \dots$ ),  $AFe_2As_2$  ( $A = Ba, Sr, \dots$ ),  $AFeAs$  ( $A = Li, \dots$ ) и  $FeSe(Te)$ .

За короткое время исследования новых сверхпроводников достигнут впечатляющий прогресс в изучении основных свойств новых сверхпроводников. Обсуждаются структура электронного спектра, включая роль корреляций, спектр и роль коллективных возбуждений (фононы, спиновые волны), а также основные модели, описывающие возможные типы магнитного упорядочения и куперовского спаривания в этих соединениях.

Несомненно, уже проведенные работы углубили наше понимание природы высокотемпературной сверхпроводимости, хотя мы по-прежнему достаточно далеки от выработки конкретных «рецептов» для поиска новых сверхпроводников с высокими  $T_c$ .

### Pressure Effects in CeNi

A. Mirmelstein<sup>1</sup>, E. Clementyev<sup>1,2</sup>, O. Kerbel<sup>1</sup>, Yu. Akshentsev<sup>3</sup>, D. Kozlenko<sup>4</sup>, V. Voronin<sup>3</sup>,  
I. Berger<sup>3</sup>, D. Chernyshov<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Department of Experimental Physics, Russian Federal Nuclear Center - Institute of Technical Physics, 456770 Snezhinsk, Russia (mirmelstein@mail.ru)

<sup>2</sup>Institute of Superconductivity and Solid State Physics, Russian Research Center "Kurchatov Institute", 123182, Moscow, Russia

<sup>3</sup>Institute for Metal Physics, Russian Academy of Sciences, 620041 Ekaterinburg, Russia

<sup>4</sup>I.M. Frank Laboratory of Neutron Physics, JINR, 141980 Dubna, Russia

<sup>5</sup>ESRF, 38043 Grenoble Cedex, France

The intermetallic compound CeNi is known as a classical intermediate-valence system. CeNi crystallizes in the CrB-type orthorhombic structure (space group  $Cmcm$ ). The pseudo-binary solid solution  $Ce_{1-x}RE_xNi$  ( $RE = La, Lu, Y$ ), having the same crystal structure, can be synthesized for a wide range of  $x$ , allowing thus to study the effects of chemical pressure on the  $f$ -electron properties of CeNi. Moreover, CeNi undergoes a pressure-induced first-order structural phase transition accompanied by a volume jump [1]. Thus, investigation of both the chemical and external pressure effects in CeNi can contribute to the understanding of the pressure-temperature phase diagrams and the nature of the magnetic-structural phase transitions connected with the  $f$ -electron instability and strong electron correlations [2].

We discuss the results of specific heat and magnetic susceptibility measurements for the  $Ce_{1-x}La_xNi-CeNi-Ce_{1-x}Lu_xNi$  series. It is shown that the chemical compression increases the  $f$ -electron hybridization in the system [3]. The effective Ce valence is estimated to vary from 3.11(1) in  $Ce_{0.9}La_{0.1}Ni$  to 3.14(1) in  $CeNi$  and 3.23(2) in  $Ce_{0.6}Lu_{0.4}Ni$ . We conclude that the "Kondo physics" dominates the behavior of the system under chemical compression.

By measuring the magnetic susceptibility under external pressure we extended the pressure-temperature phase diagram of  $CeNi$  and showed that only two  $CeNi$  phases exist within the  $P$ - $T$  domain up to  $P = 2$  GPa and  $T = 300$  K [3]. The volume jump at the room temperature structural transition is estimated to be 6.5%. The pressure-induced first-order structural phase transition is also observed in the chemically compressed composition  $Ce_{0.9}Lu_{0.1}Ni$  at room temperature. The results obtained allow to compare the effects of external and chemical pressure in the  $CeNi$  system.

#### References

1. D. Gignoux and J. Voiron, *Phys. Rev. B* **32** (1985) 4822.
2. A. Mirmelstein et al., *J. Alloys and Compounds* **444-445** (2007) 281.
3. A. Mirmelstein et al., *J. Nuclear Materials*, in press.

### Kondo Universality and Energy Scales in Plutonium

E.S. Clementyev<sup>1,2</sup>, A.V. Mirmelstein<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Department of Experimental Physics, Russian Federal Nuclear Center - Institute of Technical Physics, 456770 Snezhinsk, Russia (e\_clementyev@mail.ru)

<sup>2</sup>Institute of Superconductivity and Solid State Physics, Russian Research Center "Kurchatov Institute", 123182, Moscow, Russia

The macroscopic properties of  $\alpha$  and  $\delta$ -plutonium were analyzed within the Fermi-liquid approach as well as the properties of a few model rare earth-based systems. The following major parameters in Pu were estimated within the single-site approximation: the characteristic Kondo energy, the  $f$ -electron shell occupation number, the effective degeneracy of the ground  $f$ -multiplet, the crystal field splitting energy. The ground state in  $\delta$ -plutonium is a quantum superposition of atomic states [1] According to its macroscopic physical properties  $\delta$ -Pu at low temperature is very close to the intermediate valence regime [2]. The temperature dependence of the static magnetic susceptibility in plutonium was calculated. The absence of magnetism issue in plutonium [3] is discussed in a quantitative manner on the basis of the estimated major parameters. Since the universal Wilson criterion and the Kadowaki-Woods universal relation are valid in  $\delta$ -Pu it can be considered as a Kondo system, while the position of  $\alpha$ -plutonium in the general classification of solids remains a puzzle. The plutonium homology issue is discussed.

#### References

1. J.H. Shim et al., *Nature* **446**, 513, 2007
2. E.S. Clementyev et al., *J. of Alloys and Comp.*, **72**, 111, 2007
3. J.C. Lashley et al., *Phys. Rev. B* **72**, 0544161, 2005

**Magnetism of Uranium in Strong Ferromagnetic Matrix  
(uranium magnetic materials - is it possible?)**

A.V. Andreev

Joint Laboratory for Magnetic Studies:

Low-temperature Division, Institute of Physics, Academy of Sciences,  
and

Dept. Condensed Matter Physics, Faculty of Mathematics and Physics, Charles University,  
Prague, Czech Republic  
andreev@mag.mff.cuni.cz

Uranium intermetallics, where the 5f electrons play dominant role in formation of magnetic properties, are subject of intensive studies. The most of interesting properties of most of U intermetallics, however, are manifest at low or very low temperatures. „Pulling out“ the f-electron magnetism to elevated temperatures by employing the f-3d intersublattice exchange interactions, which was very successful in the 4f rare-earth compounds, seems to fail in the case of the 5f electrons. In the U intermetallics with 3d metals (T), the strong 5f-3d hybridization delocalizes the 5f electrons. Consequently, the U magnetic moment is either zero or strongly reduced. Simultaneously, the 5f-3d hybridization reduces (up to zero) the magnetic moment of T atoms. Nevertheless, in contradiction with this general trend, several U-T intermetallics are known in which both U and T are magnetic even at room temperature. This will be shown on the example of  $U_2(T,Si)_{17}$  and  $UT_{12-x}M_x$  ( $M = Al, Si$ ) compounds with following conclusions:

1. Magnetic ordering of U and 3d-metal can coexist in the same intermetallic compound.
2. Inter-sublattice interaction can pull the U magnetism to rather high (room and higher) temperature.
3. Nevertheless, perspectives of real magnetic materials with uranium look currently rather pessimistic from several viewpoints.

### Spin-State Polarons in Lightly Hole-Doped LaCoO<sub>3</sub>

A. Podlesnyak<sup>1</sup>, M. Russina<sup>2</sup>, A. Furrer<sup>3</sup>, Th. Strässle<sup>3</sup>, E. Pomjakushina<sup>4</sup>,  
K. Conder<sup>4</sup> and D. I. Khomskii<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Spallation Neutron Source, Oak Ridge National Laboratory,  
Oak Ridge, Tennessee 37831, USA (podlesnyakaa@ornl.gov)

<sup>2</sup>The Helmholtz Centre Berlin for Materials and Energy, Berlin 14109, Germany

<sup>3</sup>Laboratory for Neutron Scattering, ETH Zurich & Paul Scherrer Institut,  
CH-5232 Villigen PSI, Switzerland

<sup>4</sup>Laboratory for Developments and Methods, Paul Scherrer Institut,  
CH-5232 Villigen PSI, Switzerland

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

Physical properties of nanostructured magnetic materials are extensively studied because of their fundamental interest and potential applications. A naturally occurring analog

to the artificially fabricated heterostructures are hole-doped cobaltites La<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>CoO<sub>3</sub> with intrinsic inhomogeneities, i.e. with a spatial coexistence of magnetic clusters in a nonmagnetic matrix.

In this work, we elucidate the mechanism of how already the light hole doping  $x \sim 0.002$  dramatically affects magnetic properties of LaCoO<sub>3</sub>. Using inelastic neutron scattering (INS) data, obtained with and without external magnetic field, we find that the charges introduced by substitution of Sr<sup>2+</sup> for La<sup>3+</sup> do not remain localized at the Co<sup>4+</sup> sites. Instead, each hole is extended over the neighboring Co<sup>3+</sup> ions, transforming them to higher spin state and thereby forming a magnetic seven-site (heptamer) polaron. Spin-state polarons behave like magnetic nanoparticles embedded in an insulating nonmagnetic matrix. The present data give evidence for two regimes in the lightly hole-doped samples: i)  $T < 35$  K dominated by spin polarons; ii)  $T > 35$  K dominated by thermally activated magnetic Co<sup>3+</sup> ions. Additional charge carriers increase the number of such spin-state polarons, which form a percolative network resulting in a metallic state

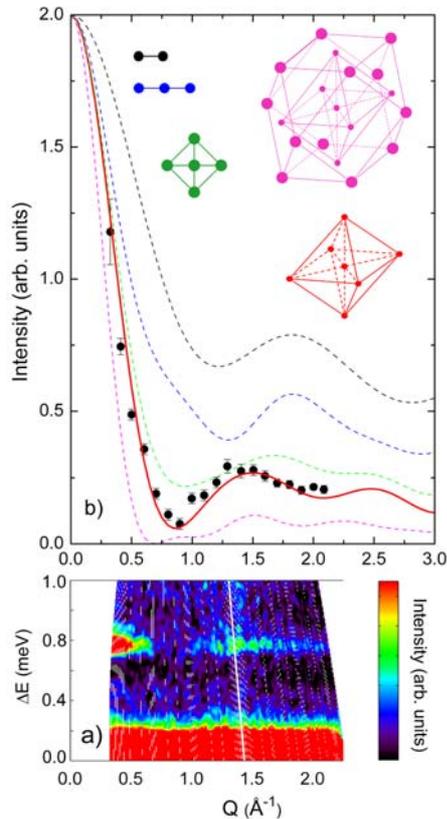


Fig. 1. a) Excitation INS spectrum from La<sub>0.998</sub>Sr<sub>0.002</sub>CoO<sub>3</sub> at  $T = 1.5$  K. b) Circles: experimental  $Q$  dependence of the intensity of the peak observed at 0.75 meV. Lines: Calculated  $Q$  dependence of the neutron cross section for different Co multimers (visualized in the Figure) in the cubic perovskite lattice of LaCoO<sub>3</sub> and for  $|Si\rangle \rightarrow |Si\rangle$  transitions

with long-range ferromagnetic order at the critical concentration  $x_c = 0.18$ .

## Actinide Compounds: From Heavy Fermions to Magnetically Ordered Systems

A.P. Gonçalves<sup>1</sup>, M.S. Henriques<sup>1</sup>, M. Almeida<sup>1</sup>, L. Havela<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Department of Chemistry, Instituto Tecnológico e Nuclear/CFMC-UL,  
P-2686-953 Sacavém, Portugal (apg@itn.pt)

<sup>2</sup>Department of Condensed Matter Physics, Faculty of Mathematics and Physics, Charles University,  
Ke Karlovu 5, 12116, Prague, Czech Republic

This lecture will concern the physical properties of light actinide (An) intermetallic compounds, which are closely connected to the particular nature of the  $5f$  states. Their energy close to the Fermi level and relatively large spatial extent are responsible for a considerable hybridization of the  $5f$  states with the valence states of neighbouring atoms in the crystal lattice, and hence for their participation in bonding. Moreover, a strong spin-orbit interaction frequently exists, which provides a powerful connection between the direction of  $5f$  magnetic moments and the crystal structure. All this leads to a large diversity in physical behaviour, as the nature of the  $5f$  electrons can be strongly affected by external variables like the crystal structure, nature of the nearest-neighbour atoms, magnetic field, temperature, pressure, etc.

The correlation between magnetic behaviour and the An interatomic spacing was first pointed out by Hill [1], who proposed that the  $5f$  overlap between An neighbour atoms determines whether the actinide atoms are magnetic or non-magnetic. Most of U-based compounds behave as Hill expected: for  $d_{U-U} \leq 3.4 \text{ \AA}$  the  $5f$  wave functions overlap and form a broad band with relatively low density of states at the Fermi level, and thus the lack of magnetism and conventional superconductivity are favoured. For larger U-U spacing there is very small direct  $5f$  overlap and U magnetic order can be expected. However, because the Hill's rule does not take into account the details of the bonding and resulting density of states, frequently determined by the  $5f$ -ligand hybridization, there are several exceptions to this rule. Heavy-fermion U superconducting compounds are one of the clearest exceptions: the  $f$  electrons condensate into a superconducting state although the spacing between the U atoms is fairly large. The existence of U magnetism in compounds with  $d_{U-U}$  lower than the Hill limit is much rarer and examples will be discussed in detail. Until recently,  $\text{UNi}_2$ , crystallizing in the hexagonal  $\text{MgZn}_2$ -type structure (Laves C14), was the only clear exception to this rule, as  $d_{U-U} < 3.2 \text{ \AA}$  and it exhibits a weak itinerant ferromagnetism below approx. 20K [2]. Very recently, a new magnetic compound,  $\text{U}_2\text{Fe}_3\text{Ge}$ , crystallizing in the  $\text{Mg}_2\text{Cu}_3\text{Si}$ -type structure, an ordered variant of the C14, was reported by two independent groups [3,4], stressing once more the fundamental role of the nature and ordering of ligands on the physical properties of An intermetallic compounds. Pressure studies, changing the An-An distances, are expected to give additional information on the character of the  $5f$  states.

### References

1. Hill, H.H., Plutonium and Other Actinides 1970, Ed. W.N. Miner, (AIME, New York), 2 (1970).
2. V. Sechovský, G. Hilsher, Physica B **130**, 207 (1985).
3. M.S. Henriques et al., Solid State Communications **148**, 159 (2008).
4. S.K. Dhara, et al., Solid State Communications **147**, 217 (2008).

### Valence Fluctuations in Actinides

L. Havela<sup>1</sup>, A. Shick<sup>2</sup> and T. Gouder<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Department of Condensed Matter Physics, Charles University, Prague 2, Czech Republic  
(havela@mag.mff.cuni.cz)

<sup>2</sup>Institute of Physics, Academy of Sciences of Czech Republic, Prague 8, Czech Republic

<sup>3</sup>European Commission, Joint Research Centre, Institute for Transuranium Elements, Karlsruhe,  
Germany

The long-standing issue of non-magnetic  $\delta$ -Pu, which could not be captured by conventional Density Functional Theory, triggered lot of interest in fundamentals of electronic structure of actinide systems. At present, the non-magnetic state can be obtained already by various types of calculations, although this does not help to distinguish, which types processes are dominant when forming or suppressing magnetic moments in Pu based systems and in general in light actinides. Recent DMFT calculations [1] deduce the Kondo effect responsible for the lack of magnetism in  $\delta$ -Pu. On the other hand, static LDA+U calculations [2,3] also lead to a non-magnetic state if the  $5f$  occupancy exceeds approximately 5.3.

This situation requires to refer carefully to various regimes know from anomalous rare earths (Ce, Yb, Sm, Eu, Tm), which exist on the path between the localized, atomic,  $4f$  states on one side and band states on the other side. Here, besides the Kondo regime, acting close to integral  $4f$  occupancy (i.e. weak  $4f$  instability), a regime of valence fluctuations occurs. In this case, the average  $4f$  occupancy is significantly different from integer, but the fluctuations  $4f^n \rightarrow 4f^{n-1} + 1$  cond. el. are still relatively slow, with the characteristic timescale interfering with the scale of thermal fluctuations. The charge fluctuations are the reason for the destruction of magnetic moments without invoking any spin-compensation mechanisms.

It is very difficult, in case of Pu systems, to obtain a direct insight in the dynamics of charge fluctuations e.g. by neutron scattering. But the valence fluctuators are characterized by very specific bulk properties and photoelectron spectra. Here we will discuss analogies between properties of Pu compounds and rare-earth valence fluctuators from the point of view of spectroscopies and occurrence of other specific markers as a negative value of elastic coefficient  $c_{12}$ .

#### References

1. Shim J.H., Haule K., Kotliar G., *Nature* **446**, 513 (2007).
2. Shick A.B., Drchal V., Havela L., *Europhys. Lett.* **69**, 588 (2005).
3. Shick A., Kolorenc J., Havela L., Drchal V., Gouder T., *EPL* **77**, 17003 (2007).

### Spontaneous and Field-Induced Magnetic Transitions in $\text{RBaCo}_2\text{O}_{5.5}$

V. Bobrovskii<sup>1</sup>, V. Kazantsev<sup>1</sup>, A. Mirmelstein<sup>1</sup>, N. Mushnikov<sup>1</sup>, N. Proskurnina<sup>1</sup>, V. Voronin<sup>1</sup> and  
A. Podlesnyak<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Institute of Metal Physics, RAS, UB, Ekaterinburg, Russia (bobrovskii@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>Spallation Neutron Source, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, USA

A detailed study of magnetic properties of cobaltites  $\text{YBaCo}_2\text{O}_{5+x}$  has been performed in high (up to 35 T) magnetic fields and under hydrostatic pressure up to 0.8 GPa. The oxygen

content  $x = 0.49 \pm 0.01$  was chosen close but slightly lower than the stoichiometric value  $x = 0.50$ . The composition shows phase separation into two perovskite-based phases, which is supposed to be the immanent feature of this compound. Contrary to the previously studied sample  $\text{YBaCo}_2\text{O}_{5+x}$  with  $x = 0.52 \pm 0.02$ , where the two-phase state was realized only below 190 K, these phases coexist in the studied composition already at room temperature. Measurements of temperature dependence of magnetization revealed both the phase separation and a set of spontaneous magnetic transitions between para- ferro- and antiferromagnetic states. In the temperature range of existence of the AF phase, application of high magnetic field induces the metamagnetic AF-FM phase transition. In contrast to the rare earth compounds  $\text{RBaCo}_2\text{O}_{5+x}$  with magnetic R ions, in the studied system with yttrium even the field of 35 T is not enough to completely transform AF phase into FM state at low temperatures. Analysis of the high-field susceptibility in the field-induced FM phase shows that strong magnetic field results in the change of the Co spin state in these compounds.

We determined pressure derivatives for the temperatures of magnetic transitions. The observed behavior is in agreement with the available data on the transition temperatures and unit cell volumes for the compounds with different R atoms. We also observed the effects of magnetic viscosity (likely due to the delay of the motion of the narrow domain walls separating AF and FM phases). In order to check whether the observed effects are common for the underdoped cobaltites, we synthesized the compounds  $\text{RBaCo}_2\text{O}_{5.5}$  for  $R = \text{Tb}$  and  $\text{Pr}$  with the same oxygen content, using the same sample preparation technique. Magnetic measurements for these samples reveal the effects of phase separation, very similar to those observed for the Y-containing sample.

#### **Acknowledgements**

This work is supported by the Swiss National Science Foundation through grant SCOPES IB7320-110895; by the RAS Priority Program "Quantum Macrophysics" (Project No3 of the RAS Ural Branch). ORNL/SNS is managed by UT-Battelle, LLC, for the U.S. Department of Energy under Contract DE-AC05-00OR22725.

### **The Advancement of Work on Inert Matrix Fuel**

Ashraf Elsayed Mohamed Mohamed ,PhD.  
BRNO Univ. of Technology  
Egypt-tel/002 0181027937, ashraf.mohamed@vdi.de

Recent aims to destroy plutonium in the most effective way have led to the development of a uranium free fuel based on zirconia concepts for this so-called "inert matrix fuel-IMF." IMF is a non-fertile oxide fuel consisting of  $\text{PuO}_2$  diluted in inert oxides such as stabilized  $\text{ZrO}_2$ , its main advantage is that it does not produce new plutonium during irradiation, as it does not contain uranium (U-free fuel). An addition of thoria in the matrix (thoria-doped fuel) may be required for coping with reactivity feedback needs. Several ceramics (ceramic + ceramic) and cermets (ceramic + metal) are good candidates for plutonium fuels without uranium or for the targets related to the heterogeneous recycling of minor actinides. Those ceramics are actinide compounds ( $\text{PuO}_2$  or  $\text{AmO}_2$ ) dispersed in inert matrix such as  $\text{MgO}$  or

MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. All U-free fuels are envisaged to be operated under a once-through cycle scheme - the spent fuel is supposed to be spent directly to the final disposal in deep geological formations without requiring any further reprocessing treatment. The objective of this paper is to discuss the advancement of work on inert matrix fuels and discuss the damage sources of inert matrix fuels for transmutation of minor actinides or for burning excess Pu, which are the following:

1. Thermal or fast neutrons.
2.  $\alpha$ -decay (5-6 MeV He-ions, 100 KeV daughter recoil atoms).
3. Fission fragment impact (70-100 MeV heavy ions of elements between Ga and Dy).
4. Intense  $\beta$ - and  $\gamma$ - radiation.

### **Physics of the Kondo-Insulators: Neutron Spectroscopy Study**

P.A. Alekseev<sup>1</sup>, J.-M. Mignot<sup>2</sup>, K.S. Nemkovski<sup>1</sup>, V.N.Lazukov<sup>1</sup>, A.V.Rybina<sup>1</sup>

<sup>1</sup>RRC "Kurchatov Institute", 123182 Moscow, RF (paval@issph.kiae.ru)

<sup>2</sup>Laboratoire Leon Brillouin, CEA-CNRS, CEA/Saclay, 91191 Gif sur Yvette, France

The extended study of the magnetic and atomic excitations in valence unstable system based on rare earth ions of Sm [1,2], Yb [3] and Eu [4], have been performed by the thermal neutron spectroscopy method. The results obtained allow to get characteristics of the ground state for SmB<sub>6</sub>, Sm(Y)S, YbB<sub>12</sub>, EuCu<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>, to establish the features of the temperature driven transition from the nonmagnetic regime to the spin fluctuative state at temperatures above 50...100K, which has been studied in fine details for Kondo-insulator YbB<sub>12</sub> for the first time. The interesting feature for the systems like Sm(Y)S and YbB<sub>12</sub> is the clear evidence of the cooperative character of the excitations for the magnetic subsystem at low temperature, it appears as the dispersions of energy and intensity in the q-space. The physical models are analyzed suggested to be responsible for the properties of the systems. Special attention is paid to the problem of the low energy excitation (in analogy with "resonance mode" in HTSC materials). The peculiar interplay between the number of basic interactions in such systems with f-electrons (exchange, crystal field, etc. [1-5]) is discussed.

#### **References**

1. P.A. Alekseev, V.N. Lazukov, J.-M. Mignot, I.P. Sadikov, PhysicaB **281&282** 34-41 (2000).
2. P.A. Alekseev, J.-M. Mignot, E. V. Nefeodova, K. S. Nemkovski, V. N. Lazukov, N. N. Tiden, A. P. Menushenkov, R. V. Chernikov, K. V. Klementiev, A. Ochiai, A. V. Golubkov, R. I. Bewley, A. V. Rybina, I. P. Sadikov, Phys. Rev. B **74** 035114 (2006)
3. K.S. Nemkovski, J.-M. Mignot, P.A. Alekseev, A.S. Ivanov, E.V. Nefeodova, A.V. Rybina, L.-P. Regnault, F. Iga, T. Takabatake, Phys. Rev. Lett. **99** 137204 (2007).
4. P.A. Alekseev, J.-M. Mignot, K.S. Nemkovski, E.V. Nefeodova, V.N. Lazukov, D.Yu.Karpunin, R.I. Bewley, A.S.Gribanov, Physica B **403** 864 (2008).
5. J.-M. Mignot, P.A. Alekseev, K.S. Nemkovski, E.V. Nefeodova, A.V. Rybina, L.-P. Regnault, N.Yu. Shitsevalova, F. Iga, T. Takabatake, Physica B: Condensed Matter **383**, Issue 1, 16 (2006).

### Исследования спиновых возбуждений в высокотемпературных сверхпроводниках методом рассеяния нейтронов

А.С. Иванов

Институт Лауэ-Ланжевена, г.Гренобль, Франция (aivanov@ill.fr)

В докладе прослежено развитие исследований возбуждений спиновой природы, впервые обнаруженных как «магнитный резонанс» в системе  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$  [1], который привлек повышенное внимание тем, что он возникал при температуре сверхпроводящего перехода. В этих работах использованы все преимущества метода нейтронной спектроскопии, развитого на стационарных ядерных реакторах и обогащенного применением «оптических» фокусировок и анализа поляризации нейтронных пучков.

В результате подобные возбуждения были обнаружены и в других сверхпроводниках с различным количеством медь-кислородных слоев, прослежена их эволюция в при изменении температуры, легирования немагнитными и магнитными примесями, концентрации носителей заряда в «недо-» и «передопированном» режимах. Было установлено наличие четного («оптического») резонанса в дополнение к нечетному («акустическому») из [1] в двухслойном YBCO, измерена дисперсия наблюдаемых возбуждений (в окрестности «соразмерного» импульса  $(1/2, 1/2)$  в базисной плоскости) и определены ее температурные изменения. Создание однодоменных образцов ромбической фазы YBCO достаточного размера позволило обнаружить анизотропию спиновых возбуждений в плоскости и получить уникальные данные, характеризующие также и несверхпроводящее состояние.

Накопленные экспериментальные данные рассматриваются в свете развития представлений о природе проводящих состояний в исследованных системах.

#### Литература

1. Rossat-Mignod J. *et al*, *Physica C* **185-189**, 86 (1992)

### Nonlinear Charge Transport in the Magnetite/Semiconductor Structure: Effects of Magnetic Field and Optical Radiation

N.V. Volkov<sup>1</sup>, E.V. Eremin<sup>1</sup>, V.S. Tsikalov<sup>1</sup>, P.D.Kim<sup>1</sup>, Seong-Cho Yu<sup>2</sup>, Dong-Hyun Kim<sup>2</sup>, N. Chau<sup>3</sup>

<sup>1</sup>L.V. Kirensky Institute of Physics SB RAS, Krasnoyarsk, 660036, Russia

<sup>2</sup>Department of Physics, Chungbuk National University, Cheongju 361-763, Korea

<sup>3</sup>Center for Materials Science, National University of Hanoi, 334 Nguyen Trai, Hanoi, Vietnam

Recently, research interest has turned to the fabrication and study of the hybrid manganites/semiconductor structures where classical Si- or GaAs-based semiconductors are used. On the one hand, such manganite-based devices are found compatible with current semiconductor technology (for example, CMOS technology), on the other hand, they can be expected to exhibit novel characteristics which might be useful for spintronics applications.

The tunnel manganite/depletion layer/Si:Mn structure was fabricated to study characteristic transport and magnetotransport properties using CIP (current in plane)

geometry. The manganite is  $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ , the manganite depletion layer in the structure constitutes the potential barrier sandwiched between two conducting manganite and Si:Mn layer. Voltage-current characteristics of the structure show a nonlinear behavior, that is caused by conducting channel switching from the upper manganite film to the bottom more conductive Si: Mn layer at increasing of the current applied to the structure. The current bias assists the tunneling of the carrier across depletion layer establishing a low resistance contact between current-carrying electrodes and bottom layers. Below 30 K, both conducting layers are in ferromagnetic state (magnetic tunnel junction), this open up possibility to control the resistance of the tunnel junction and, consequently, the switching of the conducting channels by the magnetic field. The latter, in fact, defines the novel mechanism of the magnetoresistance realized in the magnetic layered structure with the CIP geometry. The magnetoresistance for structure studied achieves almost 300 % in magnetic field less than 1 kOe. Positive value of the observed magnetoresistance is related to peculiarities of the spin polarized electronic structures in the manganite and the silicon doped with manganese.

In addition, we have detected the effect of optical radiation ( $\lambda=1 \mu\text{m}$ ) on the transport and magneto-transport properties of the film. This effect is not heat in origin. The strongest effect of optical radiation is observed below 30 K. The applied magnetic field suppresses photo-induced changes in the transport properties of the structure. We suggest that electron-hole pairs are generated in the manganite and Si:Mn layers as a result of influence of the irradiation. The photogenerated carriers tunnel through depletion layer contributing to the photoelectric effect. Since the tunneling probability strongly depends on the magnetic state of the structure, the external magnetic field can effectively control the observed photoelectrical effect.





## 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.





### **Полярные состояния в облученном электронами манганите $\text{LaMnO}_{3+\delta}$**

Т.И. Арбузова, С.В. Наумов, В.Л. Арбузов, С.Е. Данилов  
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (naumov@imp.uran.ru)

Интерес к манганитам связан с эффектом колоссального магнетосопротивления (КМС), который наблюдается выше и ниже температуры Кюри  $T_C$ . Стехиометрический  $\text{LaMnO}_3$  содержит только  $\text{Mn}^{3+}$  ионы и является антиферромагнетиком А-типа с  $T_N=140$  К. При отклонениях состава от стехиометрии или замещении ионов  $\text{La}^{3+}$  на  $\text{A}^{2+}$  появляются ионы  $\text{Mn}^{4+}$ . Ферромагнитные  $\text{Mn}^{3+}$  -  $\text{Mn}^{4+}$  сверхобмен и двойной обмен приводят к изменению магнитного порядка. В зависимости от температуры и концентрации ионов  $\text{Mn}^{4+}$  манганит  $\text{LaMnO}_3$  может иметь разные симметрии кристаллической решетки: орторомбические  $O'$  ( $c/\sqrt{2} < a < b$ ) и  $O^*$  ( $a < c/\sqrt{2} < b$ ), ромбоэдрическую и моноклинную. Характерной особенностью манганитов являются внутренние структурные и зарядовые неоднородности – пространственное разделение АФ и ФМ областей.  $T_C$  не чувствительна к симметрии решетки, однако влияние структурных переходов на парамагнитные свойства слабо изучено. Согласно новой температурной шкале в области  $T_C < T^*$  существуют орбитально коррелированные полярны, а в области  $T^* < T_{\text{pol}}$  некоррелированные Ян-Теллеровские полярны [1]. Орбитально упорядоченные области, которые играют ключевую роль в эффекте КМС, наблюдались только в  $O^*$  фазе [2]. Некоррелированные полярны присутствуют во всех структурах.

В работе изучено влияние электронного облучения на парамагнитную восприимчивость  $\text{LaMnO}_{3+\delta}$  с  $O^*$  симметрией решетки при  $T=300$  К. Параметры решетки составляли  $a=5.515\text{\AA}$ ,  $b=5.532\text{\AA}$ ,  $c=7.798\text{\AA}$ . Облучение проводилось при  $T=423$  К. Магнитные измерения выполнены на весах Фарадея в области температур  $77\text{K} \leq T \leq 600$  К. Температура Кюри определялась из зависимости  $\chi_{\text{dc}}=f(T)$  в слабом магнитном поле. Температурные зависимости парамагнитной восприимчивости можно разбить на несколько областей. В исходном образце закон Кюри – Вейсса с  $\theta=252\text{K}$  и  $\mu_{\text{eff}}=4,68\mu_B$  начинает выполняться при  $T>440$  К. В интервале  $300\text{K} < T < 440$  К  $\mu_{\text{eff}}=5,36\mu_B$ , а в области  $T < 300$  К  $\mu_{\text{eff}}=6,41\mu_B$ , что значительно выше теоретического значения  $\mu_{\text{eff}}=4,91\mu_B$  для ионов  $\text{Mn}^{3+}$ . Высокие значения  $\mu_{\text{eff}}$  можно объяснить образованием вблизи дефектов полярнов с повышенным магнитным моментом. При этом полярны находятся в парамагнитном состоянии, на что указывают линейные полевые зависимости намагниченности. При облучении флюенсом  $\Phi=5 \cdot 10^{18}$   $\text{см}^{-2}$  температура Кюри уменьшается от  $T_C=153$  К до  $T_C=149$  К. Парамагнитные полярны исчезают при более низких  $T < 320\text{K}$ . В области  $T > 450$  К реализуется двухфазное ( $O^*$  и R) состояние [3]. Радиационное воздействие приводит к структурным переходам и ослаблению ферромагнитных взаимодействий.

Работа выполнена при поддержке проекта ОФН РАН «Новые материалы и структуры» и интеграционной программы УрО – ДВО РАН.

### Литература

1. E. Dagotto. *New Journal of Physics*, **7**, 67 (2005)
2. V. Kiryukhin. *New Journal of Physics*, **6**, 155 (2004)
3. F. Prado, R. Zysler, L. Morales, et al., *ЖММ* **196-197**, 481 (1999)

### Магнитная восприимчивость облученного электронами монооксида меди

Т.И. Арбузова, С.В. Наумов, В.Л. Арбузов, Н.В. Костромитина

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

Исследовано влияние радиационных дефектов на магнитные свойства поликристалла CuO и нанокерамики с размером кристаллитов  $d \geq 5$  нм. Монооксид меди имеет моноклинную кристаллическую решетку и является низкоразмерным антиферромагнетиком, который при понижении  $T < T_N = 230$  К переходит в 3D коллинеарное состояние. Магнитный порядок определяется сверхобменными взаимодействиями ионов  $\text{Cu}^{2+}$  ( $S=1/2$ ) через ионы кислорода. Наиболее сильным является АФ сверхобмен вдоль оси  $[10\bar{1}]$ . ФМ обмен во всех других направлениях значительно слабее.

Магнитная энергия материалов состоит из обменной энергии, энергии анизотропии, магнитоупругой и магнитостатической энергий. Любые нарушения однородности могут заметно изменить основное магнитное состояние. При электронном облучении образуются точечные дефекты, которые аналогично поверхностным дефектам в наночастицах могут привести к изменениям расстояний и углов обменной связи. В облученных электронами дозой  $\Phi = 5 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup> образцах обнаружено аномальное для 3D антиферромагнетиков увеличение восприимчивости при понижении температуры в области  $T < 150$  К. При этом значения восприимчивости для нанокерамики выше соответствующих значений  $\chi$  в поликристалле. Это связано с дополнительными к радиационным дефектам поверхностными дефектами кристаллитов. Анализ возможных причин низкотемпературного увеличения восприимчивости, полевой зависимости  $\chi$  и появления ферромагнитной составляющей момента при радиационном воздействии показал, что присутствие парамагнитных ионов  $\text{Cu}^{2+}$  и  $\text{Cu}^{3+}$  в АФ матрице не может привести к наблюдаемому поведению восприимчивости. Аномальные магнитные свойства также не связаны с суперпарамагнетизмом, т.к. не выполняется его отличительная черта – совпадение изотерм намагниченности в координатах  $M=f(H/T)$  при разных температурах. Наиболее вероятной причиной является неоднородное магнитное состояние, а именно, присутствие ферромагнитных поляронов в АФ матрице. По-видимому, точечные дефекты в CuO независимо от природы происхождения приводят к локальным изменениям обменных параметров и образованию областей ферромагнитно упорядоченных ионов  $\text{Cu}^{2+}$  вблизи дефектов. Температура начала образования ФМ поляронов близка к 150 К. Малые значения спонтанного магнитного момента обусловлены малыми размером и количеством поляронов. При повышении  $T > 150$  К ФМ обмен ослабевает и монооксиду меди энергетически выгоднее перейти в однородное антиферромагнитное состояние. Время релаксации радиационных дефектов значительно больше времени релаксации упругих напряжений в

нанокерамике [1]. Через 5 лет восприимчивость облученных образцов CuO не достигает характерного для исходного состояния значения.

Работа выполнена при поддержке проекта ОФН РАН «Новые материалы и структуры» и интеграционной программы УрО – ДВО РАН.

#### Литература

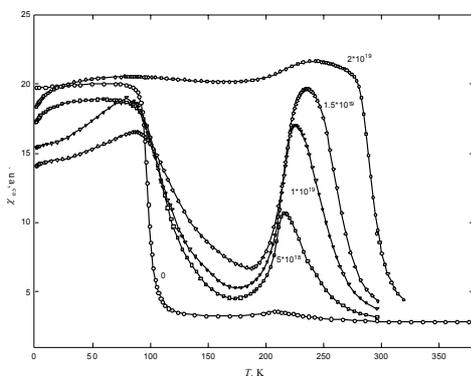
1. T.I. Arbuzova, S.V. Naumov, E.A. Kozlov., *Physics of the Solid State* **47**, 1358 (2005)

### Низкотемпературные исследования магнитного и кристаллического состояний радиационно-разупорядоченного $Ce_2Fe_{17}$

В.И. Воронин, И.Ф. Бергер\*, А.Е. Карькин, Э.З. Валиев, А.Г. Кучин, Б.Н. Гощицкий  
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (voronin@imp.uran.ru)

\*Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В предыдущих работах [1-2] мы изучили влияние больших флюенсов быстрых нейтронов ( $\Phi \geq 2 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$ ) на магнитное и структурное состояние интерметаллического соединения  $Ce_2Fe_{17}$ . Было обнаружено, что при облучении быстрыми нейтронами возникает разупорядоченное кристаллическое состояние, сопровождающееся значительными смещениями атомов из законных узлов в решетке, которое при максимальном флюенсе переходит в аморфное. При этом сложное магнитное состояние, антиферромагнитное с  $T_N \sim 205 \text{ К}$  и ферромагнитное при  $T_C \sim 94 \text{ К}$ , переходило в ферромагнитное во всем температурном интервале ниже  $T_C \sim 300 \text{ К}$ .



В настоящей работе мы последовательно облучили  $Ce_2Fe_{17}$  небольшими флюенсами быстрых нейтронов ( $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2} - 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ ), чтобы проследить процесс изменения магнитного состояния (АФ-Ф). При этих флюенсах наблюдают усиление антиферромагнитного пика в восприимчивости и его сдвиг в сторону

высоких температур (рис.). Проведенный модельный расчет температурной зависимости магнитной восприимчивости двухподрешеточного АФ при различных значениях величины обменного взаимодействия между подрешетками (ОВМП) показал, что восприимчивость в точке Нееля увеличивается при уменьшении ОВМП, что проявляется в росте пика магнитной восприимчивости при облучении. Этот вывод согласуется с исчезновением АФ упорядочения при больших флюенсах, когда исчезает обмен между подрешетками и АФ разрушается. Для подтверждения этого вывода были выполнены нейтронографические эксперименты.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394, шифр «Импульс»), при частичной поддержке Программами фундаментальных исследований ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры вещества и фундаментальных свойств материи" (Проект № 33 УрО РАН), Президиума РАН «Квантовая макрофизика» (Проект № 3 УрО РАН), Президиума РАН «Влияние атомно- кристаллической и электронной структуры на свойства конденсированных сред» (Проект № 21 УрО РАН,) Государственным контрактом №02.518.11.7026 и Проектом РФФИ №07-02-00259.

#### **Литература**

1. А.Г. Кучин, В.И. Воронин, А.Е. Карькин, И.В. Медведева, З. Арнольд, Б.Н. Гощицкий, XVII Международная школа-семинар Новые Магнитные Материалы Микроэлектроники, Москва, МГУ, 2000, 20-23 июня, Сборник трудов, с. 776-778.
2. Ю. Г. Чукалкин, В. И. Воронин, А. Е. Карькин, А. Г. Кучин, И. Ф. Бергер, Б. Н. Гощицкий. ФММ, 2004, т. 97, № 1, с. 36-39.

### **Исследование влияния нейтронного излучения на характеристики GaN/InGaN -структур**

В.Т. Громов, С.М. Дубровских, А.Ф. Иванов, О.В. Ткачев, В.П. Шукайло, Е.Ю. Шамаев  
РФЯЦ-ВНИИТФ, г.Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Предпосылкой данной работы послужил резко возросший интерес ведущих стран мира к GaN-технологиям. Интерес обусловлен прогнозом возможности использования приборов на основе GaN в СВЧ технике, в условиях высоких температур и интенсивных радиационных полей.

В ходе работы были проведены исследования влияния нейтронов с энергией 1 МэВ [1] и 14 МэВ [2] на электрические, структурные и оптические характеристики плёнки GaN, GaN/InGaN-структур и готовых светодиодов на основе GaN/InGaN, полученных методом МОС-гидридной эпитаксии.

Получены зависимости концентрации и подвижности свободных носителей заряда в плёнке GaN от величины флюенса нейтронов. Исследовано влияние гамма-нейтронного излучения на вольт-амперные характеристики светодиодов.

С помощью рентгеноструктурного анализа исследована геометрия квантовых ям до и после облучения.

Получены зависимости интенсивности фото- и электролюминесценции гетероструктур от флюенса нейтронов. Исследован эффект восстановления интенсивности свечения облучённых светодиодов непосредственно после облучения импульсным гамма-нейтронным излучением. Обнаружен эффект уширения и смещения спектра испускаемого света облучённых структур.

Предложена модель [3], описывающая основные экспериментальные результаты. Модель позволяет прогнозировать чувствительность GaN структур к нейтронному облучению.

#### **Литература**

3. Леваков Б.Г., Зайцев А.Д., Кропотухин А.Г. и др., Физические особенности импульсного растворного реактора ЯГУАР с радиальных разлётом топлива. *ВАНТ, серия ФЯР*, вып. 1-2, 13-22 (2001)
4. Андреев М.И., Афанасьев В.В., Белевитин А.Г. и др., Ресчётно-экспериментальные исследования прохождения 14-МэВ нейтронов в моделях защитных композиций из железа. *ВАНТ, серия ФЯР*, вып.1-2, 57-65 (2001)
5. Громов В.Т., Шукайло В.П., Ткачёв О.В., и др., Нейронная деградация фото и электролюминесценции GaN/InGaN структур. *ВАНТ, серия Физика радиационного воздействия на радиоэлектронную аппаратуру*, вып. 1, 48-52 (2008)

## Электронная структура CVD-алмаза, облученного быстрыми нейтронами

А.Е. Карькин<sup>1</sup>, В. И. Воронин<sup>1</sup>, И. Ф. Бергер<sup>3</sup>, В. А. Казанцев<sup>1</sup>, Ю. С. Поносов<sup>1</sup>,  
В.Г. Ральченко<sup>2</sup>, В.И. Конов<sup>2</sup> и Б. Н. Гощицкий<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН (karkin@uraltc.ru)

<sup>2</sup>Институт общей физики им. А. М. Прохорова РАН

<sup>3</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН

Исследовано влияние разупорядочения, индуцированного облучением быстрыми нейтронами при температуре  $(325 \pm 10)$  К, на поведение электросопротивления  $\rho$ ,

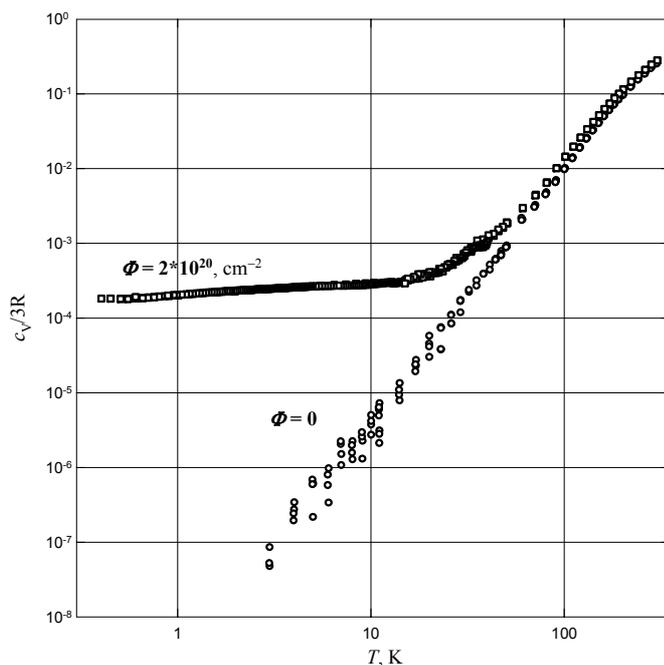


Рис.1. Температурные зависимости теплоемкости исходного и облученного образцов CVD-алмаза

магнитной восприимчивости  $\chi$ , теплоемкости  $c_V$ , комбинационного рассеяния света (КРС) и структурного состояния образцов синтезированного в СВЧ плазме поликристаллического CVD-алмаза в виде пластинок  $4 \cdot 2 \cdot 0.5$  мм<sup>3</sup> в области больших флюенсов  $\Phi = (1-5) \cdot 10^{20}$  см<sup>-2</sup>.

Согласно нейтронографическим измерениям, кристаллическая структура остается стабильной в этой области флюенсов, без заметного увеличения ширины структурных рефлексов. Увеличение относительного

объема кристаллической решетки хорошо описывается простой зависимостью, описывающей эффекты насыщения при дефектообразовании  $\Delta V/V \sim 1 - \exp(-\Phi/\Phi_0)$ , где  $\Phi_0 = 1.2 \cdot 10^{20}$  см<sup>-2</sup>. Величина  $\rho$  при облучении значительно уменьшается и имеет температурную зависимость активационного типа с энергией  $E_a \approx 0.3$  эВ. Данные КРС показывают полное подавление однофононной оптической моды при  $1332$  см<sup>-1</sup> и возникновение протяженного спектра в области  $(100 - 1700)$  см<sup>-1</sup>, соответствующего плотности фононных состояний. Облучение приводит к появлению парамагнитного вклада типа Кюри-Вейсса  $\chi = C/(T + T_0)$ ,  $T_0 \approx 3$  К,  $C \approx 10^{-3}$  К, а также к сильному (4 порядка) увеличению  $c_V$  в области низких температур с зависимостью, характерной для многоуровневой электронной системы типа аномалии Шоттки (рис. 1). Таким образом, область вблизи радиационного дефекта несет эффективный электрический заряд, магнитный момент и образует многоуровневую электронную систему с масштабом расщепления порядка мэВ.

## **Превращения кристалл – аморфное твердое тело при облучении быстрыми нейтронами: закономерности и механизмы**

Ю.Г. Чукалкин, Б.Н. Гощицкий

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

На основе анализа физических свойств соединений со структурой граната и перовскита, облученных различными флюенсами быстрых нейтронов, установлены основные закономерности радиационной аморфизации. Показано, что радиационная аморфизация является следствием статистического перераспределения при облучении катионов  $3d$ -  $4f$ - переходных металлов с существенно различающимися ионными радиусами, по неэквивалентным кристаллографическим позициям (т.е. образования т.н. «антиузельных» дефектов). Значительные неоднородные статические смещения ионов, возникающие при этом процессе, неизбежно ведут к потере трансляционной симметрии. Анализ результатов исследований показывает, что в аморфном состоянии, полученном радиационным способом, сохраняются (разумеется в искаженном виде) координационные полиэдры, характерные для исходной кристаллической структуры, а средние межионные расстояния Me-O и углы связи Me-O-Me близки к аналогичным величинам в кристалле. Аморфное и кристаллическое состояния в этом случае фактически различаются лишь величиной смещений ионов из положений равновесия и их направленностью. Существенно, что при таком «дисторсионном» механизме аморфизации химический состав и сплошность образца фактически не изменяются.

На основе анализа экспериментальных результатов установлены корреляции следующих величин: флюенс  $\rightarrow$  концентрация «антиузельных» дефектов  $\rightarrow$  величина неоднородных статических смещений ионов. Оценены критические концентрации и величины смещений, при достижении которых происходит аморфизация. Приводятся результаты исследований локальной атомной и магнитной структур радиационно-аморфизованных соединений.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394, шифр «Импульс»), при частичной поддержке Программами фундаментальных исследований ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры вещества и фундаментальных свойств материи" (Проект № 33 УрО РАН), Президиума РАН «Влияние атомно-кристаллической и электронной структуры на свойства конденсированных сред» (Проект № 21 УрО РАН), Госконтрактом № 02.518.11.7026 и Проектом РФФИ № 07.02.00020а.

### **Радиационная стойкость наноструктур**

Н.Н. Герасименко<sup>1</sup>, Д.И. Смирнов<sup>1</sup>, Н.А. Медетов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Московский государственный институт электронной техники (МИЭТ), Москва, Зеленоград, Россия (rmta@miee.ru)

<sup>2</sup>Костанайский социально-технический университет им. академика З. Алдамжар, Костанай, Казахстан

С общих позиций рассматривается радиационная стойкость материалов, применяемых в нанoeлектронике при изготовлении электронных и оптических компонентов.

Приводится подробный обзор работ, свидетельствующих о том, что повышенная радиационная стойкость является общим свойством наноразмерных структур как по отношению к деградации функциональных параметров, так и по отношению к скорости введения структурных радиационных нарушений. С этих позиций обсуждается понятие радиационной стойкости.

Рассматриваются экспериментальные результаты, демонстрирующие отсутствие деградации некоторых параметров наноструктурных элементов, в частности фото- и электролюминесценции с позиций расшифровки механизма деградации. Этот подход объясняет причины отсутствия деградации этих функциональных параметров даже при введении значительной концентрации структурных радиационных нарушений. Причина увеличения стабильности нанoeлектронных компонентов состоит в том, что рекомбинирующие носители заряда преимущественно захватываются нанобъектом (например, квантовой точкой) и не реагируют на появление дополнительных рекомбинационных центров, роль которых играют радиационные дефекты.

С другой стороны, ряд нанобъектов (материалов нанoeлектроники) демонстрирует увеличенную радиационную стойкость по отношению к скорости введения радиационных структурных нарушений. Приводится и обсуждается ряд экспериментальных фактов, подтверждающих данную особенность. Указанное свойство проявляется не только у нанокристаллических наноразмерных элементов, но и у объектов со специфической структурой, в частности у углеродных нанотрубок.

Для объяснения эффекта повышенной структурной радиационной стойкости нанокристаллических материалов предложена и обсуждается модель этого явления. Рассматриваются области применения и перспективы использования в космической технике нанoeлектронных материалов с повышенной радиационной стойкостью.

#### **Литература**

1. Н. Герасименко, Ю. Пархоменко. Кремний – материал нанoeлектроники. М.: Мир. 2007, с. 87-88.

### **Структурно-фазовые превращения в углеродных материалах при гамма-облучении**

Э.М. Ибрагимова, М.У. Каланов, В.Н. Сандалов, В.М. Рустамова  
Институт Ядерной Физики АН РУз, Улугбек, Ташкент, Узбекистан

Исследовано воздействие гамма-облучения 60-Со и ядерного реактора при разных температурах на структуру углеродных материалов (фуллереновой сажи, графита, синтетического алмаза). Использован ДРОН с улучшенной коллимацией пучка и разрешением, включая малоугловое рассеяние. При некоторых условиях обнаруживаются структурно-фазовые превращения аморфный уголь-фуллерен-графит-алмаз по зародышевому механизму. Выяснилось влияние размеров нановключений на свойства материала.

Работа выполнена при поддержке ККРНТ РУз проекта Ф2-068.

**Радиационное модифицирование электронных свойств полупроводников как процесс самокомпенсации: модельные расчеты и эксперимент**

В.Н. Брудный\*, Н.Г. Колин\*\*

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

\*\*Научно-Исследовательский Физико-Химический Институт Л.Я. Карпова, Обнинск

Жесткое радиационное воздействие вызывает изменение электронных свойств полупроводников и закрепление уровня Ферми  $F$  в предельном положении  $F_{lim}$ , характерном для каждого материала. В теоретических моделях  $F_{lim}$  отождествляют с "собственным" уровнем зарядовой нейтральности  $F_{in}$  кристалла, что позволяет аргументированно рассчитать электронные свойства дефектного полупроводника [1,2]. Движущей силой, вызывающей изменение электронных свойств материала при облучении, предположительно является процесс самокомпенсации, как это было впервые высказано на качественном уровне [3]. Однако авторы не смогли объяснить соответствующие изменение свойств "узкозонных" полупроводников на основе классической модели самокомпенсации [4].

Нами было показано, что модель самокомпенсации может быть использована для расчета электронных свойств облученных полупроводников, если в качестве запрещенной зоны принять не минимальную энергетическую щель  $E_g$ , а средний энергетический интервал  $\langle E_g \rangle$  между зоной проводимости и валентной зоной кристалла [5]. Тогда независимо от величины  $E_g$  положение  $F_{lim}$  в облученном полупроводнике будет тождественно  $\langle E_g \rangle / 2$  (Табл.).

Таблица. Расчетные значения минимальной ширины запрещенной зоны  $E_g$ ,  $F_{in}$ ,  $\langle E_g \rangle / 2$  и экспериментальные значения  $F_{lim}$  в некоторых полупроводниках

| полупроводник | $E_g$ | $F_{in}$ [1] | $F_{in}$ [2] | $\langle E_g \rangle / 2$ [5] | $F_{lim}$ | Электрофизические свойства ( $n, i, p$ )                                  |
|---------------|-------|--------------|--------------|-------------------------------|-----------|---|
| C             | 5.45  | 1.96         | 2.16         | 2.22                          | 1.71**    | (i-p)-тип*  |
| Si            | 1.20  | 0.39         | 0.47         | 0.37                          | 0.39      | (i-p)-тип ( $\rho \approx 10^5$ Ом·см)                                    |
| Ge            | 0.78  | 0.18         | 0.26         | 0.06                          | 0.13      | p-тип ( $p \approx 10^{16}$ см <sup>-3</sup> )                            |
| BAs           | 1.82  | 0.00         | 0.14         | 0.08                          | -         | p <sup>+</sup> -тип*  |
| AlAs          | 2.24  | 0.88         | 1.07         | 1.07                          | 1.04      | i-тип*  |
| GaAs          | 1.51  | 0.63         | 0.77         | 0.70                          | 0.6       | (i-p)-тип ( $\rho \approx 10^8$ Ом·см)                                    |
| InAs          | 0.39  | 0.51         | 0.53         | 0.50                          | 0.52      | n <sup>+</sup> -тип ( $n \approx (2-3) \times 10^{18}$ см <sup>-3</sup> ) |
| BP            | 1.99  | 0.71         | 0.95         | 0.80                          | -         | (i-p)-тип*  |
| AlP           | 2.48  | 1.20         | 1.37         | 1.31                          | -         | i-тип*  |
| GaP           | 2.37  | 1.00         | 1.16         | 1.03                          | 1.1       | i-тип ( $\rho \geq 2 \times 10^{13}$ Ом·см)                               |
| InP           | 1.49  | 0.89         | 1.03         | 0.90                          | 1.0       | n-тип ( $n \approx (3-6) \times 10^{12}$ см <sup>-3</sup> )               |
| BN-wz         | 7.86  | 3.35         | 4.01         | 3.85                          | -         | i-тип*  |
| AlN-wz        | 6.04  | 3.33         | 3.73         | 3.51                          | 3.55**    | i-тип*  |
| GaN-wz        | 3.53  | 2.73         | 2.80         | 2.64                          | 2.66      | (n-i) -тип  |
| InN-wz        | 1.17  | 1.65         | 1.63         | 1.84                          | 1.6       | n <sup>+</sup> -тип ( $n \approx 10^{21}$ см <sup>-3</sup> )              |
| AlSb          | 1.74  | 0.47         | 0.63         | 0.45                          | 0.5       | p-тип ( $\rho \approx 10^6$ Ом·см)  |
| GaSb          | 0.87  | 0.14         | 0.24         | 0.00                          | 0.02      | p <sup>+</sup> -тип ( $p \approx 3 \times 10^{18}$ см <sup>-3</sup> )     |
| InSb          | 0.14  | 0.12         | 0.17         | 0.05                          | ~0.0      | p <sup>+</sup> -тип ( $p \approx 7 \times 10^{17}$ см <sup>-3</sup> )     |
| 3cSiC         | 2.55  | 1.30         | 1.42         | 1.10                          | 1.05      | i-тип   |

Отсчет значений от потолка валентной зоны, эВ. Представлены экспериментальные и прогнозные\* электрофизические параметры облученных полупроводников.

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

---

При этом степень компенсации такого материала близка 100%, даже если он имеет  $n^+$ - или  $p^+$ -тип проводимости после облучения.

Реакцию полупроводника на облучение можно описать как два взаимосвязанных процесса  $\Delta G = \Delta G_{AT} + \Delta G_{EL}$ , здесь  $\Delta G$  – изменение свободной энергии  $G$  полупроводника.  $\Delta G_{AT}$  - атомная составляющая свободной энергии включает энергию оборванных связей, упругих напряжений и энтропийный вклад.

$\Delta G_{EL} = (\Delta G_{free} + \Delta G_{bond} + \Delta G_{cl})$  – электронная составляющая свободной энергии включает:  $\Delta G_{free}$  – вклад свободных носителей заряда;  $\Delta G_{cl}$  – вклад случайного электростатического потенциала, создаваемого дефектными кластерами, например, при облучении быстрыми нейтронами;  $\Delta G_{bond}$  - вклад связанного на дефектах заряда.

Поскольку при облучении полупроводники становятся не только высокоомными, но могут приобретать  $n^+$ (InAs, InN...) - тип или  $p^+$ (GaSb, InSb...) – тип проводимости, то вклад  $\Delta G_{free}$  в общее изменение  $\Delta G_{EL}$  не является определяющим, а сама величина  $\Delta G_{free}$  при облучении стремится к стационарному значению  $\Delta G_{free}(F_{lim})$ .

При наличии кластерных дефектов в кристалле в области кластера уровень Ферми  $F \sim F_{lim}$ , а в кристаллической матрице  $F \sim F_0$ , где  $F_0$  задан исходным уровнем легирования. Это приводит к формированию случайного «потенциала радиационного повреждения»  $\Delta\varphi(r)_{max} \sim (F_0 - F_{lim})$  и соответствующего электростатического поля напряженностью  $\xi_{max} \sim -grad(\Delta\varphi(r)_{max})$ .

В таком материале положение уровня Ферми будет зависеть от координаты  $r$

$$F = F(r) - q\Delta\varphi(r).$$

С ростом дозы происходит «выравнивание»  $F$  (во всем образце  $F \sim F_{lim}$ ), что соответствует переходу материала в макроскопически однородное состояние  $\Delta\varphi(r) = 0$ .

Вклад члена  $\Delta F_{bond}$  является определяющим в облученном полупроводнике, поскольку он отвечает за выполнение условия нейтральности, которое может быть обеспечено либо нейтральностью всех оборванных связей (парциальной нейтральностью), либо взаимной компенсацией радиационных доноров и акцепторов. Оба этих условия работают на закрепление  $F$  вблизи  $F_{in}$ . При этом в полупроводниках, для которых характерна ковалентная (сильно ковалентная) связь, процесс самокомпенсации по классической модели [4] мало эффективен из-за малого значения  $E_g$  и большой энергии химической связи. Поэтому "радиационная самокомпенсация" в полупроводниках может осуществляться за счет образования в результате облучения амфотерных собственных дефектов решетки, центров с отрицательной корреляционной энергией (центров Андерсона), низкосимметричных комплексов дефектов и легирующих химических примесей. В целом реакция электронной подсистемы полупроводникового кристалла на радиационное воздействие – это проявление компенсаторного механизма Ле Шателье для систем, находящихся в термодинамическом равновесии с внешней средой.

Можно отметить, что параметр  $F_{in}$  играет важную роль и в процессах легирования полупроводников химическими примесями с высокой растворимостью, ограничивая пределы уровня легирования материала величиной

$$\Delta F \approx |F_{PIN}^n (F_{PIN}^p) - F_{in}|,$$

которая определяются характером химической связи кристаллической решетки. Здесь  $F_{PIN}^n$  ( $F_{PIN}^p$ ) – предельные значения уровня Ферми, достигаемые при легировании полупроводника химическими донорными (акцепторными) примесями.

#### **Литература**

1. Brudnyi V.N., Grinyaev S.N., Stepanov V.E. *Physica B.* **212**, 429 (1995)
2. Brudnyi V.N., Grinyaev S.N., Kolin N.G. *Physica B.* **348**, 213 (2004)
3. Винецкий В.Л., Смирнов Л.С. *ФТП.* **5(1)**, 176 (1971)
4. Mandel G.. *Phys. Rev.* **134**, A1073 (1964)
5. Брудный В.Н., Колин Н.Г., Смирнов Л.С. *ФТП.* **41(9)**, 1031 (2007)

### **Формирование динамически устойчивых структур при имплантации тяжелых ионов в диэлектрики**

О.А. Плаксин, В.А. Степанов

Обнинский государственный технический университет атомной энергетики  
Обнинск, Россия, plax@mail.ru

Использование методов оптической диагностики при облучении (методов радиационной фотоники) позволяет выйти за рамки традиционного подхода, когда свойства материалов исследуются исключительно до и после облучения. Методы радиационной фотоники были использованы для исследований эволюции металлической фазы при формировании металло-нанокompозитов в оптических матрицах методом ионной имплантации.

Радиационная фотоника позволяет определить области динамического равновесия между фазами в радиационном поле и построить неравновесные фазовые диаграммы. Важной особенностью динамического баланса фаз является образование динамически устойчивых структур в облучаемых материалах. Несмотря на то, что образование динамически устойчивых структур отрицательно сказывается на эффективности имплантации, изучение их свойств и условий формирования чрезвычайно важно для радиационной физики твердого тела, в частности, для решения проблемы радиационно-стойких материалов.

В докладе приведены результаты оптических измерений при имплантации тяжелых ионов в различные оптические матрицы, включая, радиационно-стойкие материалы и мягкие нелинейные кристаллы; представлены неравновесные фазовые диаграммы; представлены изображения наноструктур, полученные после имплантации с помощью методов просвечивающей электронной и атомно-силовой микроскопии. Образованию динамически устойчивых структур, в ряде случаев, предшествует кардинальная перестройка нанокompозита, сопровождающаяся изменениями концентрации металлической фазы, распределений металлических наночастиц по размерам и глубине залегания. После облучения до флюенсов, соответствующих формированию динамически устойчивых структур, наблюдаются бимодальные распределения наночастиц в объеме матрицы и поверхностные структуры.

Основной причиной образования динамически устойчивых структур при ионной имплантации является конкуренция между приходом имплантированной массы, с одной стороны, и распылением поверхности за счет ионной бомбардировки, с другой стороны, в результате чего устанавливается стационарное распределение имплантированной примеси по глубине. На формирование динамически устойчивых структур также влияют радиационно-стимулированная диффузия и селективная передача энергии налетающих ионов атомам металлической фазы, по сравнению с атомами матрицы.

### **Фазовое расслоение в иттриевом купрате при радиационном и деформационном воздействии**

М.У. Каланов, Э.М. Ибрагимова

Институт Ядерной Физики, Ташкент, Узбекистан (ibragimova@inp.uz)

Известно, что купраты иттрия (YBCO) входят в класс перовскитоподобных структур, которые переходят в сверхпроводящее состояние выше температуры азота (ВТСП). Возможный механизм ВТСП связан с фазовым расслоением в виде страйповой сверхструктуры, представляющей собой чередование диэлектрических и металлических полосок, между которыми устанавливается фазовая когерентность. Ранее нами было обнаружено возникновение текстуры при протонном облучении YBCO в результате более быстрого уменьшения содержания кислорода в приповерхностном слое, чем в объеме зерен. В данной работе приводятся результаты дифракционного исследования фазового расслоения  $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$  при радиационном и механическом воздействиях. Образцы керамики  $\text{YBaCuO}$  ( $\delta \approx 0.17$ ) имели плотность  $5.2 \text{ г}\cdot\text{см}^{-3}$ , параметры решетки  $a = 3.824$ ,  $b = 3.884$  и  $c = 11.676 \text{ \AA}$ , переход при  $T_c \approx 87 \text{ К}$ . Изучалась форма рефлексов (004) и (007) от базисной плоскости при 77 К на рентгеновском дифрактометре ДРОН-УМ1 с использованием выделенного  $\text{Cu}_{K\alpha 1}$ -излучения и приставки УРНТ-180. Облучение протонами с энергией 18 МэВ проводилось на циклотроне У-150 ИЯФ АН РУз при 300 К и токе пучка 20 нА дозами  $10^{14}$ – $10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Механическое напряжение в образце создавалось приспособлением, смонтированным в держателе образца в криостате. Для необлученных образцов рефлекс (007) имел симметричную синглетную форму с шириной  $7.56 \times 10^{-3}$  рад. В образцах, облученных малой дозой ( $\sim 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ), форма пика стала асимметричной. После дозы  $8 \times 10^{14} \text{ см}^{-2}$  рефлекс приобрел колоколообразную форму, т.е. на максимуме пика выделяется верхушка другого более узкого рефлекса. После разделения пиков их ширины равнялись  $\beta_1 = 10.2 \times 10^{-3}$  и  $\beta_2 = 12.2 \times 10^{-3}$  рад, соответственно. По формуле Селякова-Шеррера, были определены характерные размеры рассеивающих центров  $l_1 \approx 68$  и  $l_2 \approx 37 \text{ нм}$ . Образец расслаивается на структурные ВТСП домены с практически одинаковыми кислородными индексами, но различающимися размерами, между которыми возможно образуются слои диэлектрика, не нарушающие когерентность доменов. Равенство отношений  $\beta(007) / \beta(004) \approx \text{Cos}(004) / \text{Cos}(007)$  показывает, что

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

каждый домен состоит из мелких фрагментов. Создание деформаций в образце механическим воздействием оказалось менее эффективным. Предполагается, что в обоих случаях фазовое расслоение происходит по механизму формирования локальной дислокационной структуры в иттриевом купрате.

Работа выполнена по гранту Ф2-068 Комитета КРНТ Узбекистана.

### **Структура и кинетические свойства сплавов $\text{Ni}_{50+x}\text{Mn}_{25-x+y}\text{Ga}_{25-y}$ с эффектом памяти формы**

Е.Б. Марченкова<sup>1</sup>, В.В. Марченков<sup>1</sup>, Н.И. Коуров<sup>1</sup>, В.Г. Пушин<sup>1</sup>, А.В. Королев<sup>1</sup>, Х.В. Вебер<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (march@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>Атоминститут австрийских университетов, Вена, Австрия

Изучение физических свойств сплавов на основе стехиометрического состава  $\text{Ni}_2\text{MnGa}$  представляет большой интерес в связи с обнаруженным в этих соединениях эффектом памяти формы, управляемым магнитным полем. В настоящей работе представлены результаты исследований кинетических свойств сплавов  $\text{Ni}_{50+x}\text{Mn}_{25-x+y}\text{Ga}_{25-y}$  с  $x=0, y=0$ ;  $x=4, y=0$  и  $x=0, y=3.5$  в области низких температур. Были изучены магнитные, гальваномагнитные (эффект Холла и магнитосопротивление) и электрические свойства в интервале температур (2 – 80) К и в магнитных полях до 15 Т. Было измерено два типа образцов: литые с размером зерна около 100-500 мкм и быстрозакаленные (БЗР) с размером зерна 300-500 нм.

В результате исследований установлено, что при отклонении состава сплавов от стехиометрического  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{25}$  путем как замены сильно магнитных атомов марганца слабо магнитными атомами никеля, так и немагнитных атомов галлия магнитными атомами марганца, наблюдается усиление структурной и магнитной неоднородности сплавов. Аналогичные изменения происходят и в результате БЗР-обработки сплавов.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №№ 06-02-16695, 07-03-96062, 08-02-00844, а также Австрийской академии наук.

### **Изучение пострадиационных изменений поверхности кремния с помощью атомно-силовой микроскопии**

С. В. Краевский, Ю.В. Половинкина, С. В. Рогожкин, А.Г. Залужный  
Государственный Научный Центр Российской Федерации  
Институт теоретической и экспериментальной физики, Москва, Россия  
skraevsky@mail.ru

Исследование взаимодействия высокоэнергетичных частиц с твёрдым телом привлекает к себе большой интерес (см. например [1]). Известно, что при высоких энергиях налетающих частиц ( $> 1$  МэВ/нуклон) основные энергетические потери связаны с взаимодействием налетающих ионов с электронной подсистемой. Выделяющаяся при этом энергия может приводить к образованию в объёме облучаемого материала областей с нарушенной структурой – треков [2]. По

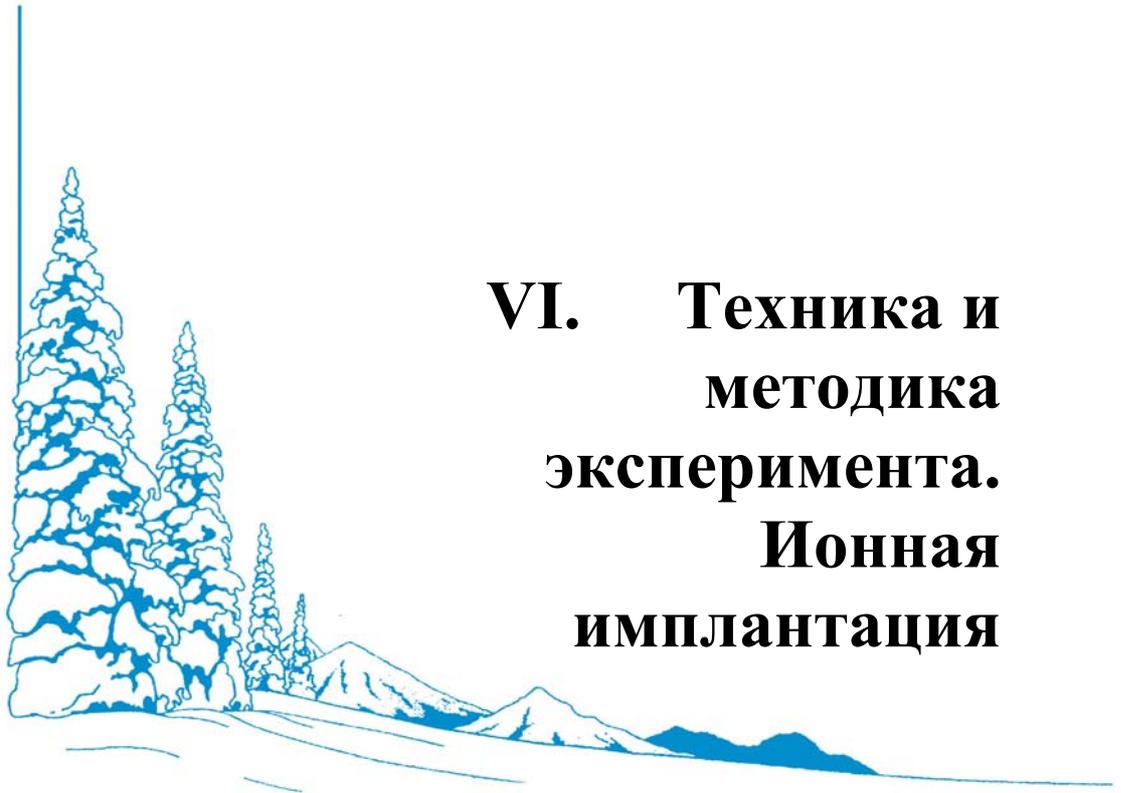
некоторым данным образование треков в кремнии возможно только при потерях, превышающих 35 кэВ/нм [3]. Исследования, проведенные при значительно меньших линейных потерях энергии (при облучении ионами  $C^{6+}$  с энергией 1.2 ГэВ), показали, что на поверхности облученного кремния образуются островки нанометровых размеров [4].

В настоящей работе проведены исследования изменений морфологии поверхности монокристаллического кремния облученного протонами с энергией 21 МэВ. Методом атомно-силовой микроскопии на поверхности облученных образцов обнаружены островки нанометровых размеров, причем в ряде случаев они образуют локальные скопления (в которых плотность наноостровков на 1-2 порядка отличается от среднего значения). Показано, что формирование обнаруженных радиационно-индуцированных изменений поверхности кремния является пострадиационным температурно-активируемым явлением. Эти изменения являются следствием отжига дефектов, образовавшихся при облучении кремния. Обнаружено, что инкубационный период образования наноостровков уменьшается с увеличением дозы облучения.

#### **Литература**

1. Комаров Ф.Ф., *УФН*, **173** 1287, (2003).
2. Челядинский А.Р., Вариченко В.С., Зайцев А.М., *ФТТ*, **40** 1627, (1998).
3. Dunlop A., Jaskierowicz G., Della-Nerga S., *NIM B* **146** 302, (1998).
4. Balashov T.S., Golubev A.A., Kozodaev M.A., Fertman A.D., Rogozhkin S. V., Turtikov V.I., *Micro- and Nanoelectronics*, Proceedings of SPIE 2006, v. 6260, 626008.





## **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, особенности накопления микродефектов в металлах и сплавах при ударноволновом воздействии.**



## О влиянии параметров ионного облучения на формирование атомной структуры состава поверхностных слоев сплава Fe-Cr

В.Я.Баянкин

Физико-технический институт УрО РАН, г.Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

Известно, что при ионной имплантации степень дефектного состояния облучаемых материалов зависит от параметров облучения. Одними из параметров, обуславливающих процессы организации поверхностного слоя при облучении ионами мишени, являются доза и скорость набора дозы. Локальное увеличение плотности дефектов в каскадной области влечет за собой увеличение степени повреждений имплантированной области, вплоть до аморфизации. В свою очередь, наличие радиационных дефектов в материале мишени стимулирует многие диффузионные процессы, связанные с формированием, как химического состава, так и атомной структуры измененного слоя.

В данном докладе представлены результаты исследования влияния дозы облучения ( $1-5 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>) и плотности ионного тока (10-50 мкА/см<sup>2</sup>) В<sup>+</sup> и Р<sup>+</sup> при энергии 40 кэВ на состав и атомную структуру ионно-имплантированного слоя модельного сплава Fe-10 ат.%Cr.

При изменении дозы имплантации ионов фосфора показано, что с возрастанием дозы наблюдается изменение атомной структуры от аморфной (при дозе  $1 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>) глубиной до 10 нм до образования и роста кристаллической фазы. При дозе  $5 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> образуется текстурованная поликристаллическая структура с периодом текстуры – 0,270 нм и осью перпендикулярной поверхности мишени, что соответствует вектору градиента внутренних напряжений. Очевидно, образованные при малых дозах кластеры типа (Fe)Cr-P-C с увеличением дозы трансформируются в фосфиды железа и карбиды хрома. При этом несколько растет максимум концентрации Р со смещением к поверхности мишени.

Повышение дозы имплантации ионов В<sup>+</sup> не изменяет структуры поверхностного слоя, структура остается аморфной. В состав измененного слоя входят кластеры типа (Fe)Cr-B, соответствующие аморфному сплаву Fe-Cr-B. Концентрационные профили бора соответствуют расчетным с ростом максимума концентрации до 60 ат.% и увеличением глубины залегания.

Изменения плотности набора дозы реализовались путем увеличения плотности ионного тока (10-50) мкА/см<sup>2</sup> при постоянных дозе  $1 \times 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> и энергии ионов 40 кэВ.

При начальных плотностях тока Р<sup>+</sup> в поверхностных слоях формируется аморфная структура, а при повышении ее до 30 мкА/см<sup>2</sup> и выше фиксируется поликристаллическая структура с образованием соединений металл-металлоид. Облучение ионами бора приводит к аморфизации поверхностного слоя при всех исследованных плотностях.

Выявлены изменения концентрационных профилей имплантируемых примесей, главной из которых является уменьшение их полной концентрации. Для определения механизмов, описанного выше эффекта, предложена физико-математическая модель, на основании следующих положений: 1) атомы имплантанта образуют с атомами мишени микроскопические кластеры; 2) поведение кластеров подчиняется теории перераспределения макроскопических включений в кристаллы в температурных, упругих и градиентно-вакансионных полях [1]; 3) броуновским движением кластеров можно пренебречь; 4) аморфные сплавы склонны к накоплению квазивакансий и образованию градиента квазивакансий; 5) наличие высоких градиентов в соответствии с теорией движения макровключений приводит к высоким скоростям перераспределения компонент.

#### Литература

1. Гегузин Я.Е., Геворкян М.А. Движение макроскопических включений в твердых телах. – М., Металлургия, 1971, 344 с.

### **Эффективные детекторы ионизирующих излучений широкого применения на основе монокристаллов и наноструктурных керамик кислорододефицитного оксида алюминия**

В. Кортов, С. Никифоров, В. Вохминцев, Е. Горелова

Уральский государственный технический университет - УПИ, Екатеринбург, 620002, Россия

Разработанные в УГТУ-УПИ термолюминесцентные детекторы ионизирующих излучений ТЛД-500 на базе анионодефектных монокристаллов оксида алюминия ( $Al_2O_3:C$ ) обладают комплексом уникальных свойств: высокой чувствительностью, широким диапазоном регистрируемых доз, низкой энергетической зависимостью выхода термолюминесценции (ТЛ) с возможностью ее компенсации. Детекторы имеют малый фон и фединг, их кривая ТЛ характеризуется одним изолированным пиком, это упрощает процедуру нагрева при регистрации дозы. Они обладают высокой механической прочностью, радиационной стойкостью, химически инертны.

Традиционным является использование детекторов ТЛД-500 для индивидуального мониторинга ионизирующей радиации на атомных станциях, предприятиях переработки и хранения радиоактивных отходов, а также в университетах, научных и исследовательских центрах. Детекторы применяются в медицинских учреждениях, например, в Екатеринбурге в 45 клиниках. В последние годы развиваются новые направления использования детекторов ТЛД-500. Среди них мониторинг радиационной ситуации в жилых зданиях и контроль строительных материалов с высоким уровнем природного радиационного фона, а также использование детекторов в геологической практике, на нефтяных месторождениях

Новые возможности для дозиметрии открывают детекторы излучений на базе наноструктурных керамик  $Al_2O_3$ . Существуют веские физические основания считать, что наноразмерные дозиметрические материалы имеют более высокий выход люминесценции и обладают большей радиационной стойкостью. Нами изготовлены и

исследуются опытные образцы керамических детекторов из наноструктурного кислорододефицитного оксида алюминия. Нанопорошки  $Al_2O_3$  были получены методом взрыва Al проволоки в кислородосодержащей среде, а затем прессовались магнитно-импульсным методом (ИЭФ УрО РАН). Керамика синтезировалась при высокой температуре в вакууме. Дозиметрический пик ( $T=200$  °C) ТЛ таких детекторов пригоден для измерений дозы в диапазоне 50mGy-100Gy при облучении от источника  $^{90}Sr/^{90}Y$ . Высокотемпературный пик ( $T=400-450$  °C) ТЛ наноструктурных детекторов можно использовать для высокодозной дозиметрии (до 10кGy) при повышенных температурах, что представляет интерес для радиационного мониторинга технологических помещений ядерных реакторов. Поскольку люминесцирует тонкий приповерхностный слой, можно ожидать, что выход ТЛ достаточно высок. Целесообразно использовать тонкие слои из наноструктурных порошков для изготовления дозиметров бета - излучения и других частиц с коротким пробегом. Не исключено, что детекторы излучений на основе наноразмерных кислорододефицитных керамик и порошков  $Al_2O_3$  могут в будущем найти новые применения.

#### **Исследование распределения продуктов деления по высоте многоэлементного электрогенерирующего канала после облучения**

А.В. Барыбин, М.В. Чернецов, А.В. Козлов, А.А. Дьяков, П.В. Минин  
ФГУП «ИРМ», г. Заречный, Россия (sfti@uraltc.ru)

Метод прямого термоэмиссионного преобразования тепловой энергии, выделяющейся при делении ядер урана-235, является одним из привлекательных способов получения электрической энергии в космических аппаратах. Космические ядерные реакторы на основе электрогенерирующих каналов (ЭГК) могут служить одновременно и бортовыми источниками питания и энергодвигательными установками. Для прогнозирования работоспособности ЭГК необходимо исследовать процессы, происходящие в топливных и конструкционных компонентах его элементов в условиях близких к эксплуатационным.

Испытания ЭГК, проводимые в реакторе ИВВ-2М, и послереакторные материаловедческие исследования ЭГК в защитных камерах «Института реакторных материалов» (г. Заречный) позволяют получить информацию о влиянии условий эксплуатации на термоэмиссионные свойства ЭГК, на работоспособность используемых материалов и, тем самым, определить пути повышения ресурса энергетических установок данного типа.

Первичные послереакторные исследования ЭГК включают гамма-спектрометрический метод, который позволяет без вскрытия и резки изделия получить информацию о перераспределении топлива внутри элементов и между элементами по высоте ЭГК после высокотемпературных реакторных испытаний.

В работе проведено исследование распределения гамма-излучающих радионуклидов:  $^{95}\text{Zr}$ ,  $^{95}\text{Nb}$ ,  $^{144}\text{Ce}$ ,  $^{137}\text{Cs}$ ,  $^{106}\text{Ru}$  по высоте многоэлементного ЭГК после его облучения в реакторе ИВВ-2М.

Полученные данные показывают, что:

- происходит миграция топлива от центра электрогенерирующих элементов (ЭГЭ) к краям;
- не наблюдается выноса топлива из ЭГЭ, в зазоре между ЭГЭ наличие радионуклидов, являющихся продуктами деления топлива не зафиксировано;
- не происходит значительного изменения длины топливных сердечников ЭГЭ и общей длины топливного столба ЭГК после облучения в реакторе ИВВ-2М.

### **Влияние типа и дозы имплантированных ионов на изменение механических и трибологических свойств и состава поверхности углеродистой стали**

П.В. Быков, В.Л. Воробьёв, 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. Это обеспечивает экономию дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов и удешевляет само изделие. Одним из методов, активно развивающимся в настоящее время, является ионно-лучевое и ионно-плазменное легирование поверхности. Целенаправленно выбирая легирующий элемент и режимы облучения, с помощью метода ионной имплантации можно обеспечить широкую гамму полезных свойств поверхностных слоев материалов: повышение пределов прочности и текучести, ударной вязкости, трещиностойкости, сопротивления коррозии и износостойкости и т.п. [1, 2]. Широко исследуются и используются методы ионной и ионно-плазменной обработки сильноточными пучками [3]. Однако в ряде случаев использование интенсивной ионной или ионно-плазменной обработки поверхности приводит к деградации свойств материала основы вследствие высоких температур, при которых осуществляется подобное воздействие.

Ионная имплантация, повышая концентрацию структурных дефектов приповерхностного слоя, способствует повышению сопротивления движению дислокаций, что является одним из механизмов повышения усталостной прочности [4]. С другой стороны, при облучении поверхности ионами химически активных элементов могут формироваться мелкодисперсные включения новых фаз, обеспечивающих более высокие механические свойства за счет дисперсного упрочнения поверхностного слоя [5].

В данной работе исследовано влияние облучения ионами  $\text{N}^+$  и  $\text{Ag}^+$  с энергией 40 кэВ дозами от  $10^{15}$  до  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> и ионами  $\text{Mn}^+$  с энергией 45 кэВ дозами от  $2 \cdot 10^{16}$  до  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> на механические свойства, морфологию поверхности и состав

поверхностных слоев углеродистой стали Ст.3сп. Показано немонотонное изменение микротвердости и усталостной прочности в зависимости от типа и дозы облучения, сглаживание поверхности под действием ионной бомбардировки.

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. Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. *Металлы*. 1995. № 4. С. 98 – 129.
3. Диденко А. Н., и др. *ФизХОМ*. 1991. №5. С. 14–23.
4. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
5. Раджабов Т.Д., Багдасарян А.С. *Поверхность. Физика, химия, механика*. 1986. № 11. С. 104-111.

### Применение кабельных датчиков для регистрации спектрально-углового распределения электронного пучка мощного ускорителя

А.П. Степовик, В.С. Блинов, А.И. Кормилицын, В.Ю. Кононенко  
Российский Федеральный Ядерный центр – Всероссийский НИИ Технической Физики, 456770  
Россия, Снежинск, Челябинская обл. а.я. 245 (dep5@vniitf.ru)

В методе исследования углового распределения электронов мощных импульсных ускорителей [1] в качестве первичных средств измерений использованы кабельные датчики (КД) [2]. В настоящей работе данный метод был применен для исследования спектрального состава электронов, выходящих из ускорительной трубки (УТ) ускорителя ИГУР-3 [3] под различными углами.

Основу измерений составляет сопоставление амплитудно – временных профилей импульсов электронов, регистрируемых каждым КД, с амплитудно- временным профилем напряжения на УТ. Первое дает количество электронов, регистрируемых в определенном временном интервале, а второе – их энергию в этом же интервале. При проведении измерений учитываются возможные факторы, влияющие на погрешность восстановления спектра: искажение амплитудно-временных профилей сигналов при прохождении по длинной линии связи (~ 40 м), падение напряжения на УТ, точность совмещения временных профилей.

Для обработки экспериментальных данных была разработана соответствующая компьютерная программа. Получаемые результаты представляются в виде гистограмм, из которых можно судить о спектрально- угловом распределении электронов. Поскольку метод [1] дает возможность исследовать и пространственное распределение электронов, то, в конечном итоге, с учетом зависимости спектра электронов от угла их вылета из УТ, может быть получена информация о спектральном пространственно- угловом их распределении. В качестве примера, на рисунке приведены полученные спектры электронов, выходящих из УТ под углами 0° и 22° по отношению к её оси. Видно, что с увеличением угла отклонения электронов их спектр становится более “мягким”, что подтверждает достоверность разработанного метода.

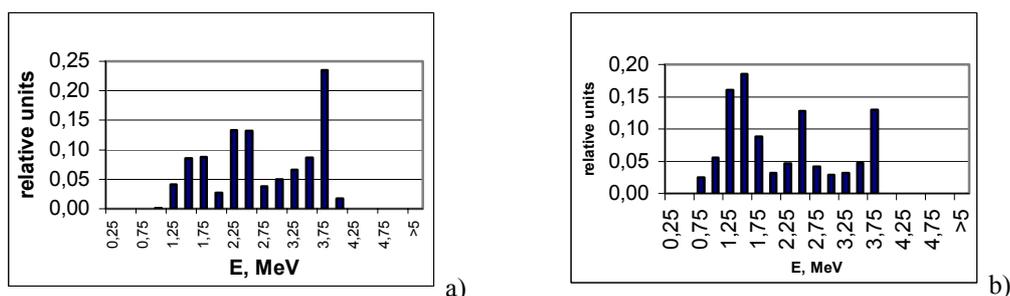


Рис. Гистограмма энергетического распределения электронов, выходящих из УТ 3. под углами к её оси 0° (а) и 22° (б). Длительность импульса электронов в данном пуске ≈ 100 нс

В совокупности с угловым распределением электронов, данные об их спектре позволяют получить более полную информацию о выходящем электронном пучке, что представляет интерес для изучения работы УТ, а так же для использования в облучательных экспериментах с электронным пучком.

**Литература**

1. Степовик А.П., Ларцев В.Д., Блинов В.С. // *ЖТФ*. **77**. Вып. 7, 101 (2007)
2. Степовик А.П., Блинов В.С. // *ПТЭ*. № 3, 107, (2006)
3. Диянков В.С., Ковалев В.П., Кормилицын А.И. и др. // *ФММ* **81**. Вып. 2, 119 (1996)

**Применение кристаллов монохроматоров в схемах с рентгеновскими источниками излучения**

А.С. Геранин

Московский государственный институт электроники и математики, Москва  
LexaSuperPuper@mail.ru

Задача монохматизации рентгеновского излучения возникает при решении широкого круга проблем, связанных с исследованием структуры как кристаллических,

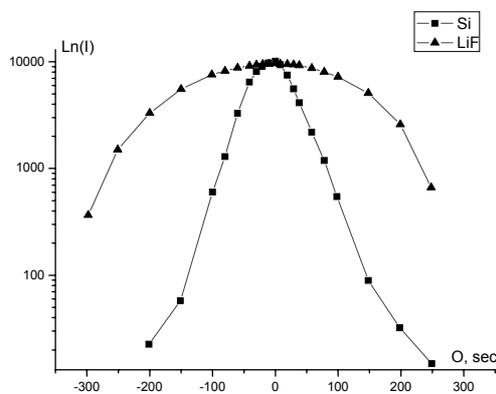


Рис. 1. Распределение интенсивности по ширине пучка отраженного от симметричного кристалла LiF и Si

так и некристаллических материалов. Эта задача наиболее часто решается с применением кристаллов монохроматоров.

В работе показано, что сочетание таких основных параметров рентгеновского пучка как интенсивность, монохроматичность, расходимость, и линейные размеры для рентгеновских экспериментов разного типа требует применения и различных кристаллов монохроматоров.

При решении задач рентгеновской рефлектометрии основным требованием, предъявляемым к рентгеновскому излучению, является получение слабосходящегося пучка максимально возможной интенсивности.

Сочетание этих требований является внутренне противоречивым. На рис. 1 представлено распределение интенсивности отраженного излучения на длине волны  $\lambda=1,54 \text{ \AA}$  для симметричных кристаллов LiF (200) и Si (220). Мы видим, что отражение от кристалла LiF имеет более широкий угловой спектр по сравнению с кристаллом Si. Однако и интегральная интенсивность отражения для этого кристалла в три раза больше. Наши оценки показывают, что требуемая расходимость пучка может быть увеличена в 10 раз без потери качества кривых отражения при уменьшении толщины пленки на исследуемом образце с 0,1 мкм до 0,01 мкм. При этом мы получаем возможность измерить кривую отражения в большем угловом диапазоне.

В большинстве современных лабораторных микротомографов, а также в медицинских томографах и томографах для дефектоскопии используется жесткое тормозное рентгеновское излучение с достаточно широким спектральным составом (максимум интенсивности на длине волны  $\sim 0.2 \text{ \AA}$ ) [1]. Следует отметить, что в таком случае не удастся восстановить значение коэффициента линейного ослабления ( $\mu$ ), поскольку разные длины волн широкого спектра зондирующего излучения ослабляются в образце по-разному.

В проводимых нами томографических исследованиях используется монохроматическое излучение [2]. Для того чтобы осветить всю площадь детектора при имеющихся размерах рентгеновского источника приходится либо использовать асимметричные кристаллы монохроматоры с очень большим коэффициентом асимметрии ( $\sim 80$ ), либо использовать поликристаллический монохроматор из пиролитического графита. В последнем случае большая расходимость приводит к понижению пространственного разрешения, т.к. объект исследования невозможно поставить вплотную к детектору. Компромиссным решением может служить использование кристаллов фторида лития. При их использовании не удастся осветить всю площадь детектора (при указанном линейном размере томографа), однако, возможно увеличить пространственное разрешение прибора (за счет уменьшения пятна рассеяния), рис. 2.

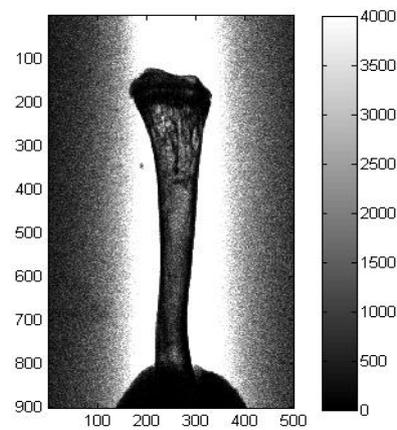


Рис. 2. Теневая проекция трубчатой кости (tibia) геккона *Pachydactylus bibronii*. Единица шкалы соответствует 15 мкм

Заметим, что полученные асимметричные кристаллы могут использоваться в различных комбинациях. В частности может быть реализована схема, позволяющая получить увеличенное изображение по двум направлениям [3].

Таким образом, нами показано, что в зависимости от специфики решаемой задачи целесообразно использовать кристаллы – монохроматоры с различной степенью совершенства кристаллической структуры и различным качеством обработки поверхности. При этом в большинстве случаев задача изготовления таких кристаллов может быть решена в лабораторных условиях.



Влияние ИО и МО на структуро- и текстурообразование при первичной рекристаллизации может быть обусловлено воздействием этих обработок на процесс деформационного старения. При этом, по-видимому, формируются ингибиторы по границам субзерен, изменяющие соотношение скоростей роста зародышей рекристаллизации с различными ориентировками.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13391), при частичной поддержке РФФИ (гранты № 07-02-96032, 08-02-00327) и интеграционного проекта с СО РАН.

### **Металлографическое исследование структуры алюминиевых сплавов после ионно-лучевой обработки**

В.В. Овчинников, Н.В. Гущина, С.М. Можаровский\*,  
В.В. Сагарадзе\*\*, Н.Ф. Вильданова\*\*,

Институт электрофизики, УрО РАН, 620016, г. Екатеринбург, Россия, chemer@ier.uran.ru  
\*Каменск-Уральский металлургический завод, Свердловская обл., г. Каменск-Уральский, Россия

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

В настоящей работе выполнено металлографическое исследование структуры холоднокатаных листов сплавов 1441 системы Al-Li-Cu-Mg (степень деформации 72 %, толщина листа 1 мм) и АМг6 системы Al-Mg (степень деформации 35 %, толщина листа 3 мм) в *исходном нагартованном* состоянии, в состоянии *после промежуточного отжига*, применяемого в технологии холодной прокатки с целью снятия нагартовки, а также *после облучения* нагартованных образцов ускоренными ионами  $Ag^+$  с энергией 20-40 кэВ, при плотности ионного тока 150 мкА/см<sup>2</sup>. Доза облучения варьировалась от  $10^{15}$  до  $10^{17}$  см<sup>-2</sup>.

Облучение непрерывными пучками ионов  $Ag^+$  проводилось на установке для ионно-лучевой имплантации ПУЛЬСАР, оснащенной ионным источником на основе тлеющего разряда с холодным полым катодом. Максимальная температура, до которой нагревались образцы, не превышала температуры соответствующих промежуточных отжигов для снятия нагартовки.

Металлографический анализ проводился на оптическом микроскопе Neophot-30 в сечении, перпендикулярном облучаемой поверхности.

Установлено, что при облучении сплава 1441 ионами  $Ag^+$  дозой  $5,6 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> (время облучения 60 с,  $T < 260$  °С) происходит формирование новых мелких зерен, вытянутых вдоль направления прокатки, длиной от 4 до 7 мкм и шириной ~ 2 мкм, а также равноосных зерен размером 2-5 мкм. При дальнейшем увеличении дозы облучения до  $1 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> (время облучения 107 с,  $T < 370$  °С) вытянутость зерен практически полностью исчезает. Зерна приобретают равноосную форму при значительном росте их размера - до ~ 30-40 мкм.

В сплаве АМг6 облучение дозой  $10^{17}$  см<sup>-2</sup> (время облучения 107 с,  $T < 280$  °С) вызывает образование (в отдельных участках образца) новых равноосных зерен размером 15 мкм. С увеличением дозы облучения до  $1,3 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> (время облучения 135 с,  $T < 320$  °С) равноосные зёрна со средним размером 35-40 мкм формируются во всем объеме образца.

Таким образом, установлено, что облучение ионами  $Ag^+$  нагретых сплавов 1441 и АМгб обеспечивает протекание процессов рекристаллизации во всем объеме образцов (толщиной 1 мм и 3 мм, соответственно), аналогичных тем, которые имеют место при обычном отжиге. При этом время облучения, необходимое для рекристаллизации, значительно меньше, чем в случае обычного отжига (1 - 2 ч) и составляет всего лишь несколько десятков секунд. Выдержка при повышенных температурах в последнем случае отсутствует.

### **Моделирование развитой поверхности металлов при облучении тяжелыми ионами высоких энергий**

Демчишин А.Б.\*, Селищев П.А.\*

\*Киевский национальный университет имени Тараса Шевченка,  
физический факультет, г. Киев, Украина, пр-кт Академика Глушкова, 2,  
(ma3cs7@gmail.com)

Известно, что бомбардировка тяжелыми ионами высоких энергий создает в металле области с измененной структурой материала ("треки"). Область трека охватывает траекторию иона и обычно имеет аксиальную симметрию. Каждый налетающий ион создает свой трек, размеры которого зависят от неупругих и упругих потерь энергии иона. При этом может формироваться как квазинепрерывный, так и прерывистый трек. Например, прерывистые треки формируются в  $NiZr_2$ , когда скорость выделения энергии на электронные возбуждения превышает  $40KeV \cdot nm^{-1}$  [1]. Эффективный диаметр трека может достигать величины до нескольких нанометров (например, ионы  $Pb$  и  $U$  вдоль своей траектории в  $Bi$  создает цилиндрический трек  $r = 20nm$  [2,3]). Структура трека (области видоизмененной структуры материала) сама по себе обладает уникальными свойствами, характеризующимися физико-химическими параметрами, отличающимися от параметров исходного материала.

Перекрывания областей видоизмененной структуры материала при увеличении флюенса облучения образуют сложную структуру, которая может и уже используется в важных приложениях. Например, с помощью химической обработки можно удалить модифицированное вещество и получить разветвленную структуру полых пор и каналов нанометрических размеров, которые перекрываются в объеме образца, начиная от его поверхности. Это приводит к значительному увеличению площади поверхности образца, резко повышая его абсорбционные свойства.

Образование разветвленной структуры областей модифицированного вещества вблизи поверхности и в объеме облучаемого образца было проведено с помощью компьютерного моделирования. Форма облучаемого образца выбрана в виде прямоугольника, одна из граней которого подвергалась радиационному воздействию. Предполагалось, что каждый налетающий ион создает область видоизмененной структуры материала сферической формы. Положение этих областей в материале моделировалось случайным образом с использованием метода Монте-Карло. При этом

рассматривались как модельные, так и реалистичные распределения генерируемых тяжелыми ионами областей модифицированного вещества по глубине образца.

В процессе облучения создаются все новые области, которые могут перекрываться и формировать, таким образом, сложную разветвленную структуру (нанокластеры). Пучок бомбардирующих частиц полагался моноэнергетическим, скорости всех частиц параллельны и нормальны облучаемой поверхности. Расчеты проводились при различных значениях параметров модели: величины энергии налетающих ионов, плотности их потока и значений сечений упругих и неупругих потерь энергии.

В результате проведенного моделирования найдена зависимость эффективной площади поверхности облучаемого образца от флюенса облучения. Установлено, что по мере набора флюенса динамика изменения эффективной площади поверхности облучаемого образца может иметь различные стадии.

а) При малых флюенсах облучения наблюдается медленный рост эффективной площади облучаемой поверхности (так называемый инкубационный период). Увеличение площади происходит за счет возникновения деструктурированных нанокластеров дефектов (областей модифицированного вещества сферической формы) вблизи поверхности образца. Внутри объема образца образуются и накапливаются нанокластеры, которые пока не имеют выхода на поверхность.

б) резкое возрастание эффективной площади облучаемой поверхности за счет прорастания и выхода на нее нанокластеров, которые сформировались в объеме образца вследствие наложения созданных ионами областей с измененной структурой вещества.

в) установившийся (квазистационарный или периодический во времени) режим, связанный с процессами упругого и неупругого распыления вещества в результате облучения.

Получены условия реализации этих режимов, определены их характеристики.

Найдены зависимости роста эффективной площади облучаемой поверхности от характерных размеров трека.

### Литература

1. Barbu A et al. *Europhys. Lett.* **15** 37 (1991).
2. Dammak H, Dunlop A, Lesueur D *Nucl. Instrum. Meth. B***107** 204 (1996).
3. Paumier E et al. *Radiat. Eff. Defects Solids* 126 181 (1993).

### Изучение каскадов столкновений в двухслойной подложке методом молекулярной динамики

А.Ю.Дроздов, В.Я.Баянкин

Физико-технический институт УрО РАН, г.Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

Метод молекулярной динамики на основе многочастичных потенциалов атом-атомного взаимодействия позволяет корректно описывать все стадии образования дефектов кристаллической решетки, включая рекомбинацию нестабильных дефектов в низкоэнергетическом столкновительном каскаде атомов при ионном облучении[1].

Значительный интерес представляет рассмотрение механизмов образования дефектов в приповерхностных областях легких кристаллических и неупорядоченных мишеней при их бомбардировке тяжелыми ионами, когда столкновительные эффекты дополняются влиянием поверхности, выражающемся в образовании радиационно-адсорбированных атомов и поверхностных вакансий [2,3].

В данной работе выполнено молекулярно-динамическое моделирование атомных каскадов столкновений, инициируемых нормально падающими на поверхность двухслойного кристалла ионами с энергией 50, 100 и 500 eV. Начальные координаты ионов, падающих в заданную область поверхности, вычислялись по закону случайных чисел [4]. Модельный кристаллит состоял из двух слоев различных металлов. Применялись периодические граничные условия. Атом-атомные взаимодействия описывались многочастичным потенциалом. Уравнения движения частиц решались методом Гира, при этом шаг интегрирования по времени не превышал 3 fs. Температура моделировалась путем задания на границах кристаллита слоя с постоянной температурой, который поглощал также привносимую ионом в кристалл энергию. Во всех случаях было проведено по 100 расчетов столкновительных каскадов, каждый из которых отслеживался в исходном кристаллите в течение 4 ps.

Приведены данные об образовании вакансий, радиационно-адсорбированных и межузельных атомов в каскаде. Обсуждается влияние коллективного торможения ионов в результате одновременного взаимодействия иона с 2-3 выбитыми им из положений равновесия атомами подложки.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта ФТИ УрО РАН и ИФПМ СО РАН

#### Литература

1. Корнич Г.В., Бетц Г., Бажин А.И. // ФТТ. 2001. Т.43, Вып.1, С. 30 - 34.
2. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
3. Gades H., Urbassek H.M. // Phys. Rev. B50. 1994. 11 167.
4. Betz G., Pellin M.J., Burnett J.W., Gruen D.M. // Nucl. Instr. Meth. B58 1991. 429.

### Влияние ионного облучения на механические свойства и микроструктуру деформированного сплава ВД1 (Al-Cu-Mg)

В.В. Овчинников<sup>1</sup>, А.А. Клепикова<sup>1</sup>, Н.В. Гущина<sup>1</sup>, Л.И. Кайгородова<sup>2</sup>,  
Д. Б. Титоров<sup>3</sup>, Н. В. Титорова<sup>3</sup>, С.М. Можаровский<sup>4</sup>, А.В. Филиппов<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики, УрО РАН, 620016, г. Екатеринбург, Россия, chemer@ier.uran.ru

<sup>2</sup>Институт физики металлов, УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия

<sup>4</sup>Каменск-Уральский металлургический завод, Свердловская обл., г. Каменск-Уральский, Россия

Проведено исследование влияния облучения ионами аргона средних энергий (20 – 40 кэВ) на механические свойства и структурно-фазовое состояние холоднодеформированного промышленного алюминиевого сплава ВД1 системы Al-Cu-Mg.

Облучение образцов непрерывными пучками ионов аргона проводилось на установке для ионно-лучевой имплантации ПУЛЬСАР, оснащенной ионным

источником на основе тлеющего разряда с холодным полым катодом. При облучении варьировались такие параметры, как энергия ионов, плотность ионного тока от 100 – 400 мкА/см<sup>2</sup> и доза облучения 10<sup>15</sup> – 10<sup>17</sup> см<sup>-2</sup>.

При облучении сплава ВД1 даже малыми дозами  $D = 1 \cdot 10^{15}$  и  $1 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> (время облучения ~ 1 и 10 с) в нем происходит формирование развитой субзеренной структуры с равноосными субзернами и углом их разориентации не менее 10°. Это приводит к некоторому снижению прочностных характеристик, и постепенному росту относительного удлинения. При дальнейшем увеличении дозы облучения до  $1 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> и выше формируется однородная крупнокристаллическая зеренная структура с размером зерен более 10 мкм, аналогичная структуре этого сплава в рекристаллизованном состоянии после отжига при температуре 400 °С в течение 2 часов.

Кроме того, облучение инициирует в дисперсионно-твердеющем сплаве ВД1 ускоренный распад твердого раствора с образованием равноосных частиц фаз θ' (CuAl<sub>2</sub>) диаметром от 10 - 20 нм. Одновременное протекание двух конкурирующих процессов – рекристаллизации и распада твердого раствора, вызывает немонотонное изменение механических свойств при высоких дозах облучения.

Установлено также, что облучение ионами Ag<sup>+</sup> нагартованных листов алюминиевого сплава ВД1 приводит к постепенному устранению текстуры прокатки и к формированию при дозах выше  $5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> текстуры рекристаллизации, аналогичной образующейся при печном отжиге.

Зарегистрированные структурные и фазовые превращения при облучении протекают с высокой скоростью (для их завершения требуется от нескольких единиц до нескольких десятков секунд облучения) и во всем объеме образцов толщиной ~ 3 мм (при среднем проективном пробеге ионов всего лишь несколько десятков нанометров).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что, используя различные режимы облучения, можно различным способом влиять на структуру и свойства сплава, что открывает новые возможности управления служебными характеристиками алюминиевых сплавов.

### **Электрохимическое поведение самария в расплавленных хлоридах щелочных металлов**

Е.В. Николаева, А.Л. Бове

Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия  
(E.Nikolaeva@ihte.uran.ru)

В настоящее время дальнейшее развитие ядерной энергетики сдерживается нерешенностью экологических проблем. Они связаны, прежде всего, с накоплением большого количества радиоактивных отходов, контролируемое хранение которых требует привлечения все больших средств. Редкоземельные элементы (РЗЭ) и, в частности самарий, имеют большое сечение захвата тепловых нейтронов. Поэтому

накопление РЗЭ в ядерном топливе является одной из причин необходимости замены топлива задолго до полного выгорания делящихся материалов.

По своим химическим свойствам РЗЭ близки к актинидам, поэтому задача их разделения является весьма сложной. Для ее решения применительно к высокоактивным отходам ядерных реакторов, с целью дальнейшей трансмутации высокоактивных актинидов и перевода их в слабоактивные отходы (Р&Т концепция), естественно использовать в качестве растворителя солевые расплавы, имеющие большую устойчивость к ионизирующим излучениям. Одним из наиболее важных шагов пирометаллургического процесса переработки ОЯТ является селективное электровосстановление компонентов из расплавленных хлоридов. Эффективная организация этого процесса невозможна без знания особенностей электрохимического поведения ионов РЗЭ в электролитах разного состава, термодинамических и структурных свойств используемых растворов, особенностей протекания в них электродных реакций, а так же процессов переноса.

В настоящей работе проведено исследование электрохимического поведения ионов самария в расплаве эвтектики NaCl(0.35)-CsCl(0.65) и эквимольной смеси NaCl-KCl с использованием методов линейной и циклической вольтамперометрии в интервале скоростей развертки потенциала от 0.1 до 1 В/с. Изучались расплавы, содержащие 0.4–1.4 мол.% SmCl<sub>3</sub>. Показано, что процесс катодного восстановления Sm(III) включает в себя стадию перезаряда:  $Sm(III) + e \leftrightarrow Sm(II)$ .

Рассчитаны величины коэффициентов диффузии комплексов, образуемых ионами трехвалентного самария и условные формальные окислительно-восстановительные потенциалы  $E^*Sm^{3+}/Sm^{2+}$  в указанных солевых растворителях. Проведено сравнение с известными литературными данными.

### **Ионная модификация поверхностных свойств прокатанных медно-никелевых фольг**

А.А. Новоселов, Ф.З. Гильмутдинов, В.Я. Баянкин  
Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (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 прокатанных медно-никелевых фольг состава Ni<sub>20</sub>Cu<sub>80</sub> толщиной 40 мкм..

Анализ химического состава облученных образцов методом РФЭС выявил, во-первых, наличие имплантированных ионов бора на необлученной стороне фольги, во-вторых, перераспределение компонентов сплава в приповерхностных областях как с облученной, так и с необлученной стороны. Поскольку толщина фольги на три порядка превышает расчетную глубину проникновения ионов, можно говорить о том, что изменение химического состава обратной стороны прокатанной фольги вызвано эффектом дальнего действия.

Исследования микротвердости имплантированных фольг, как структурозависимого параметра материала, выявили упрочнение как облученной, так и необлученной стороны фольги.

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.

Изменение свойств и состава поверхности необлучаемой стороны может быть связано с протяженным изменением дефектной структуры фольги вследствие влияния ударных волн, формирующихся при ионной бомбардировке.

### **Нанохимический анализ феррито-мартенситных сталей ЭК-181 с помощью томографического атомного зонда**

А.А. Никитин, А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, А.Г. Залужный

Государственный научный центр Российской Федерации Институт теоретической и экспериментальной физики (ФГУП ГНЦ РФ ИТЭФ), 117218, г. Москва, ул. Б. Черемушкинская 25, (aleksandr.nikitin@gmail.com)

Жаропрочные малоактивируемые стали с быстрым спадом активности являются наиболее перспективными конструкционными материалами ядерных и термоядерных реакторов нового поколения. В России особое внимание уделяется разработкам 12%-хромистой феррито-мартенситной стали ЭК-181. Данная сталь обладает повышенной жаропрочностью, существенно превосходящей зарубежные аналоги при температурах выше 650°C. При этом возрастание механических свойств, кратковременных и длительных, связывается с формированием в процессе термической обработки наноразмерных областей структуры: различного вида кластеров, предвыделений, нановключений вторичных фаз. Исследования структурно-фазового состояния стали ЭК-181 с помощью просвечивающей электронной микроскопии обнаружили [1, 2] частицы размерами несколько десятков нанометров, представляющие собой карбиды и/или карбонитриды V и Ta, а также специальные хромистые карбиды. Для характеристики наномасштабного состояния стали ЭК-181 в настоящей работе применена томографическая атомно-зондовая микроскопия [3] – методика, позволяющая изучать трехмерную структуру исследуемого объема с атомарным разрешением и одновременным определением химической природы каждого детектируемого атома.

В результате атомно-зондового анализа были получены трехмерные поатомные изображения исследуемых объемов. Размер полученных областей данных составил порядка 9х9х30 нм<sup>3</sup>, количество обработанных событий ~ 10<sup>5</sup>. Детальный анализ

полученных трехмерных массивов атомов позволил исследовать распределение различных химических элементов в объеме материала и показал наличие областей с характерными размерами порядка 3-х нм, обогащенных атомами V, N и некоторыми другими элементами (Cr, C, Si). Поскольку степень обогащения по V и N невысока, можно предположить, что данные образования являются кластерами, возникшими на исходной решетке. Отметим, что соотношение атомов V и N в обнаруженных кластерах составляет 2:1.

#### Литература

1. Леонтьева-Смирнова М. В., Иолтуховский А. Г., Чернов В. М., Колобов Ю. Р., Козлов Э. Н., *ВАНТ, серия Материаловедение и новые материалы*, **2 (63)**, 142 (2004).
2. Леонтьева-Смирнова М. В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др. *Перспективные материалы*, **6**, 40-52 (2006).
3. Суворов А.Л., Рогожкин С.В., Залужный А.Г., Алеев А.А. и др., *ВАНТ, серия Материаловедение и новые материалы*, **1(66)**, 3-23 (2006).

### Конфайнмент позитронов в вакансиях и комплексах вакансий в металлах и сплавах

Е.П. Прокопьев (eprokoriev@mail.ru)

ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И.Алиханова,  
ул. Б.Черемушкинская, 25, 117259, Москва, Россия  
Московский государственный институт электронной техники (МИЭТ),  
Зеленоград, проезд 4806, д. 5, 124498, Москва, Россия

Дефекты вакансионного типа в металлах и сплавах являются эффективными центрами захвата позитронов (явление конфайнмента) [1,2]. Например, временные спектры аннигиляции позитронов позволяют при этом определять фундаментальные «эксплуатационные» параметры металлов:  $N_v$  - концентрации и  $H_v$  - энтальпии образования вакансий. Анализ позитронных аннигиляционных спектров основан на решении системы диффузионно-аннигиляционных уравнений [3]. Ниже вычислена вероятность  $P$  захвата позитронов сферическими дефектами в металлах и сплавах вакансионного типа в металлах в приближении модифицированной теории захвата [4,5]. Исследована зависимость вероятности захвата позитронов от температуры в алюминии, содержащем сферические дефекты – ловушки позитронов. При расчете были использованы следующие значения величин и параметров [4]:

$$S_{tr} = 4\pi(r_0 + \lambda)^2, r_v = 250 \text{ \AA}, R = ((3/4)\pi N_v)^{1/3}, V = \frac{4}{3}\pi R^3, \text{ где } N_v = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3},$$

$$\lambda_0 = 5,9 \text{ нс}^{-1}, L = (D\tau_0)^{1/2} = 1,02 \cdot 10^{-5} \text{ см}, D = 0,6 \text{ см}^2/\text{с}, R^3 = 1,2 \cdot 10^{-15} \text{ см}^3,$$

$$(r_0 + \lambda)^3 = 1,76 \cdot 10^{-17} \text{ см}^3.$$

Как следует из расчетов, наблюдается удовлетворительное согласие экспериментальных и теоретических значений вероятности  $P$  захвата позитронов сферическими дефектами в алюминии, облученных быстрыми нейтронами. Таким образом, аналитическое решение диффузионно-аннигиляционного уравнения позволило получить выражение для вероятности захвата позитронов сферическими дефектами (явление конфайнмента) в металлах и сплавах в зависимости от температуры.

### Литература

1. Brandt W., Appl. Phys. **5**, 1(1974)
2. Seeger A., Appl. Phys. **4**, 183(1974)
3. Brandt W., Paulin R., Phys. Rev. B. **5**, 2430(1972)
4. Nieminen R., Laakonen J., Hautoärvi P., Vehanen A., Phys. Rev. B. **19**, 1397(1972)
5. Козин А.И., Макаров С.В., ЖТФ **58**, 1468(1988)
6. Ewerstowski R., Rozenfeld B., Swiatkowski W., Acta Phys. Pol. A. **66**, 139(1984)

### Изучение нанобъектов в облученных металлах и сплавах методом позитронной аннигиляционной спектроскопии

В.И. Графутин\*, Е.П. Прокопьев\*, С.П. Тимошенко\*\*, Ю.В. Фунтиков\*, Н.О.Хмелевский\*  
\*ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И.Алиханова, ул. Б.Черемушкинская, 25, 117259, Москва, Россия (eprokopiev@mail.ru)  
\*\*Московский государственный институт электронной техники (МИЭТ), Зеленоград, проезд 4806, д. 5, 124498, Москва, Россия

Позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС) [1,2], позволяющая определять как электронную структуру совершенных кристаллов, так и различные несовершенства особо малых размеров в твердых телах и пористых системах, таких как вакансии, вакансионные кластеры и свободные объемы до одного кубического нанометра включает себя в основном три метода: изучение временного распределения аннигиляционных фотонов (ВРАФ), углового распределения аннигиляционных фотонов (УРАФ) и доплеровского уширения аннигиляционной линии с энергией 0,511 МэВ (ДУАЛ) [1]. Метод ВРАФ дает сведения об электронной плотности в месте аннигиляции позитрона, а методы УРАФ и ДУАЛ дают информацию о распределении импульсов электронов и о химическом составе среды, окружающей нанобъекты, в месте аннигиляции. (см., например, [1-5]).

На основе метода УРАФ нами разработан один из эффективных современных методов определения размеров нанодфектов (вакансий, вакансионных кластеров), свободных объемов пор, полостей, пустот и их концентраций и химического состава в месте аннигиляции в облученных металлах и сплавах и других технически важных материалах. По методу УРАФ определены химический состав среды в месте аннигиляции, размеры и концентрации нанодфектов: в пластинах кремния [3] и в монокристаллах кварца [4], облученных протонами, в пористом кремнии [5], а также в порошках кварца.

### Литература

1. Графутин В.И., Прокопьев Е.П., УФН **172**, 67 (2002)
2. А.И.Гусев. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2005. С.270-292
3. Графутин В.И., Илюхина О.В., Калугин В.В., Мякишева Г.Г., Прокопьев Е.П., Фунтиков Ю.В. и др., ФХОМ №5, 5 (2006).
4. Графутин В.И., Залужный А.Г., Тимошенко С.П., Бритков О.М., Илюхина О.В., Мякишева Г.Г., Прокопьев Е.П., Фунтиков Ю.В., ЖЭТФ **133**, 723 (2008)
5. Гаврилов С.А., Графутин В.И., Илюхина О.В., Мякишева Г.Г., Прокопьев Е.П., Тимошенко С.П., Фунтиков Ю.В., Письма в ЖЭТФ **81**, 680 (2005)

## **Радиационные методы обработки материалов с использованием радиационно-динамических эффектов**

В.В. Овчинников

Институт электрофизики, УрО РАН, 620016, г. Екатеринбург, Россия, Vladimir@iep.uran.ru

В докладе анализируются различные аспекты воздействия ионизирующих излучений на вещество. Обосновывается особая роль радиационно-динамического воздействия на метастабильные среды. Отмечается, что взрывное энерговыделение в области плотных каскадов атомных столкновений может достигать значений  $\sim 0,5$  эВ/атом и выше, при характерных временах процесса порядка  $\sim 10^{-12}$  с. В результате облучение может инициировать в метастабильных средах структурно-фазовые превращения (на фронте эмиттируемых каскадными областями ударных волн). Такие превращения объясняют природу динамических эффектов дальнего действия в неравновесных конденсированных средах при корпускулярном облучении (в том числе низкодозном). Обсуждается природа явления «радиационного отжига» материалов и приведены примеры его использования в качестве альтернативы печному отжигу (при пониженных температурах в течение 5-30 с). Предложены методы улучшения электрических, магнитных и механических свойств материалов с использованием радиационно-динамических эффектов.

## **Изготовление и исследование электрических характеристик медных нанопроволок приготовленных методом матричного синтеза**

О.Г. Рыбалко<sup>1,2</sup> (rybalkko\_og@mail.ru), С.А. Бедин<sup>1,3</sup>, Д.Л. Загорский<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова, Москва, Россия

<sup>2</sup> Московский государственный институт электроники и математики, Москва, Россия,

<sup>3</sup> Московский Педагогический Гос. Университет, Москва, Россия

Всё более расширяющийся интерес к наноразмерным объектам обуславливает поиск новых способов их изготовления. Одним из методов является матричный синтез. Данный метод основан на облучении полимерных плёнок с последующим заполнением образовавшихся пор, требуемым материалом. Известно, что заряженная частица, летящая с большой скоростью, при прохождении через полимерную плёнку образует каналы радиационного повреждения с одинаковой плотностью дефектов [1]. Последующее химическое травление удаляет разрушенный материал и служит причиной образования сквозных или тупиковых пор конической или цилиндрической форм [2]. Полученные поры могут быть заполнены различными материалами. Нанопроволоки созданные подобным образом полностью наследуют структуру исходной матрицы. Таким образом, появляется возможность быстрого и экономичного изготовления большого количества нанопроволок с регулируемыми параметрами.

В настоящей работе для изготовления наноструктур использовалась плёнка полиэтилентерефталата (ПЭТФ) толщиной 20 мкм, облучённая ионами Ag (энергия 1-2 МэВ/нуклон, флюенс  $10^6 - 10^9$  ион на  $\text{см}^2$ ) с диаметрами пор 50 нм. Для приготовления

образцов был использован метод электрохимического заполнения пор металлом (в нашем случае – медью).

Ранее для исследования полученных острий приходилось полностью удалять полимерную матрицу (для последующего исследования образцов методом СЭМ). Нами был предложен метод исследования металлических структур непосредственно в ростовой матрице. Этот приём позволил применить атомно-силовую микроскопию (АСМ). При этом подходе появилась возможность изучения локальных электрических характеристик с одновременным получением данных о рельефе.

Следует отметить, изучение композитного материала (полимер + металлические проволоки) имеет отличительную особенность, проявляющуюся в невозможности чёткого разделения металлических областей на фоне микрорельефа поверхности полимерной матрицы. Для устранения подобной неоднозначности мы использовали дополнительный режим АСМ – отображение латеральных сил. Существует ещё один дополнительный режим АСМ – отображение сопротивления растекания, позволяющий различать спорные области.

В этом режиме используется проводящий зонд АСМ находящийся в контакте с поверхностью. Между зондом и исследуемыми структурами прикладывается напряжение смещения. Если предположить, что контактное сопротивление «зонд - образец» постоянно, то при заданном смещении величина измеряемого тока пропорциональна локальному сопротивлению исследуемого образца [3].

Также нами был проведён эксперимент по изучению вольтамперных кривых. Можно заметить, что все кривые для различного времени проведения эксперимента имеют омический характер, поскольку исследования проводились в воздушной атмосфере при комнатной температуре, происходило постепенное окисление поверхности нанопроволок. Вследствие чего, происходило значительное увеличение сопротивления. Так уже после 6 часов от начала проведения эксперимента, сопротивление одной проволоки возрастает более, чем на два порядка величины по сравнению с первоначальным значением, что подтвердило нашу теорию относительно быстрого окисления поверхности изучаемых проволок.

#### Литература

1. Trautmann C., in Nucl. Instr. and Methods in Phys. Res. B, **105**, 1995, 81
2. Самойлова Л.И., Апель П.Ю., Коллоидный журнал, 1996, **58** (1), 140
3. Eyben P., Xu M., Duhayon N., in J. Vac. Sci. Techn. B, **20** (1), 2002, 471

### **Структурные и фазовые превращения в металлах и сплавах после ионной имплантации**

Н.Н. Сюткин

Институт электрофизики УрО РАН, г.Екатеринбург, micros@iep.uran.ru

Предлагаемый доклад представляет обзор материалов опубликованных ранее по исследованию структурных и фазовых превращений в металлах и сплавах, подвергнутых ионной имплантации. Ионная имплантация рассматривается как

мощный фактор воздействия излучения на материал. Воздействие излучения на вещество имеет комплексный характер

Важными в области изучения радиационных воздействий являются вопросы определения глубины структурного и фазового перехода и величины слоя модифицированного приповерхностного объема в материале, выяснения типа возникающих дефектов, а так же ряд других радиационных нарушений.

Основной метод исследования, используемый в данном докладе - метод полевой ионной микроскопии ультравысокого разрешения, практически атомного.

Исследована структура аттестованного чистого иридия, подвергнутого ионной имплантации ( $E=20\text{keV}, D=10^{18}\text{ион/см}^2, j=300\text{мкА/см}^2$ ). Была обнаружена высокая плотность точечных, линейных и объемных дефектов. Установлено возникновение субзерен размерами 3-5 нм. Анализ приповерхностного объема имплантированного ионами аргона иридия в процессе последовательного удаления поверхностных атомов показал, что такая микроструктура сохраняется на расстояниях до 50нм от облучаемой поверхности.

Имплантацию игольчатых эмиттеров из упорядоченного сплава  $\text{Cu}_3\text{Au}$  осуществляли ионами аргона с энергиями  $E=15-40\text{keV}$  в диапазоне доз  $D=10^{13}-10^{18}\text{ион/см}^2$  и плотностью ионного тока  $J=100-340\text{мкА/см}^2$ . В результате облучения происходит фазовое превращение - разупорядочение, что проявляется в резком изменении контраста. Проведено исследование антифазных границ и других дефектов, возникающих в процессе облучения. Определен размер областей разупорядочения. Они составляют  $4\times 4\times 1,5\text{нм}$ .

Сплав  $50\text{Pd}30\text{Cu}20\text{Ag}$  был построен на основе сплава  $\text{PdCu}$ , легированного  $20\text{Ag}$ . В сплаве удалось совместить упрочнение от атомного упорядочения и прерывистого распада, что позволило получить высокие механические свойства и низкое электросопротивление.

Закаленный сплав был подвергнут ионному облучению. В зависимости от величины плотности ионного тока при других неизменных параметрах облучения изменялся и размер приповерхностного объема, в котором происходило фазовое превращение. При плотности тока в пучке  $300\text{мкА/см}^2$  фазовое превращение распространялось на глубину 100 нм от облучаемой поверхности, а при  $340\text{мкА/см}^2$  – не менее, чем 600 нм.

В приповерхностном объеме сплава методом полевой ионной микроскопии были обнаружены вакансионные кластеры. Проведенная оценка размеров возникающих микропор показала, что они имеют эллипсоидную форму с диаметром 3-12 нм и высотой 4-25 нм. Было показано, что объемная доля микропор уменьшается с расстоянием от облученной поверхности.

Таким образом, методом полевой ионной микроскопии проведено полное исследование структурных и фазовых изменений в металлах и сплавах после ионной имплантации.

**О возможности использования пьезокерамики для исследований импульсных напряжений, создаваемых в образце электронным пучком**

А.П. Степовик, В.С. Блинов, В.В. Отставнов

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

Обычно, при использовании импульсных электронных пучков для создания термомеханических напряжений в конструкционных материалах для их регистрации в диапазоне давлений до примерно 2...3 ГПа используют кварцевые датчики давления [1]. Однако, для изучения материалов, имеющих небольшую величину параметра Грюнайзена ( $\sim 0,01...0,1$ ), требуется пьезодатчик, обладающий существенно большей величиной чувствительности к давлению, ввиду малости возникающих напряжений. В данной работе рассмотрена возможность использования для этих целей пьезокерамики ЦТС-19.

Схема образца для измерений представляла собой слойку из склеенных между собой пластин: углерод-углеродного композита - поглотителя энергии электронов, акустической задержки импульсного термомеханического напряжения и пьезокерамики ЦТС-19. Акустическая задержка необходима для повышения помехоустойчивости измерений.

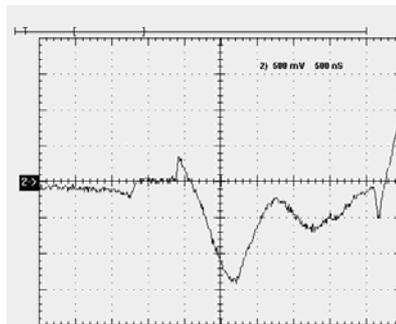
В работе показано, что использование материалов для акустической задержки импульса напряжения, а так же пьезокерамики для его регистрации, имеющих большой атомный номер и величину параметра Грюнайзена, приводит к появлению фоновых сигналов, обусловленных их разогревом сопутствующим тормозным излучением ускорителя. Это излучение присутствует при работе мощного ускорителя всегда, как в режиме генерации тормозного излучения, так и при выводе электронного пучка в атмосферу.

Использование плавленного кварца марки КВ для акустической задержки (параметр Грюнайзена кварца равен 0,03 [2]) позволило практически полностью избавиться от паразитных сигналов, если толщина образца превышает пробег электронов в нем. При меньшей толщине кварца регистрируется импульс давления, связанный с электрическим пробоем в кварце. Одновременно пластина плавленного кварца толщиной 20 мм заметно экранирует датчик от действия тормозного излучения и этим уменьшает пьезоэффект, возникающий в датчике за счет его разогрева излучением.

Показано, что влиянием пьезоэлектрического эффекта в керамике за счет сопутствующего тормозного излучения при используемых размерах ЦТС-19 (диаметр 30 мм, толщина 12 мм) можно пренебречь.

Проанализирована электрическая схема включения датчика в цепь для измерения сигнала на его нагрузке. Показано, что, в отличие от кварцевого датчика, работающего на короткозамкнутую нагрузку [1], для пьезокерамики необходима дифференциальная схема включения, учитывающая нарастание амплитуды сигнала при распространении импульса напряжения по толщине датчика.

В качестве примера на рисунке приведена осциллограмма сигнала, регистрируемого на такой нагрузке ЦТС-19 для образца углерод-углеродного композита при использовании акустической задержки из плавленного кварца с толщиной немного меньшей пробега электронов. Первый импульс отрицательной полярности связан с разогревом датчика тормозным излучением, первый импульс малой длительности положительной полярности связан с электрическим пробоем в плавленном кварце, отрицательный импульс с двумя экстремумами – импульс термомеханического напряжения.



Осциллограмма сигнала с датчика при поглощении энергии электронов в углерод-углеродном композите. Развертка 0,5 мкс на деление, чувствительность 0.5 В на деление

#### Литература

1. Graham R. A., Neilson F. W., Benedick W. B., *Journ. Appl. Phys.* **36**, № 5, 1775 (1965)
2. Степовик А.П., *Вопросы атомной науки и техники. Серия "Физика радиационного воздействия на РЭА"*. Вып. 3-4, 132 (1999)

### Механизмы формирования и свойства неравновесных нанокристаллических твердых растворов систем ограниченной растворимости

В.П. Пилогин, И.Л. Солодова, А.М. Пацелов, Е.Г. Чернышев  
 Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
 (solodova@imp.uran.ru)

Проведено исследование особенностей формирования и свойств неравновесных твердых растворов при больших деформациях под давлением из исходных порошковых смесей чистых элементов. Преимущественно исследовали элементы с положительной энтальпией смешения [1]: Fe-Cu, Fe-Cd, Fe-Bi, Co-Cu, Cu-Ag, Ti-N, Cu-C, Cu-C<sub>60</sub> (фуллерены) и т.д. Уделялось внимание изучению стадийности структурных изменений деформированных смесей. В результате протекания и развития комплекса сложных процессов течения материала и механо диффузии происходит образование концентрационно-неравновесных твердых растворов с размером кристаллитов 10-50 нм. Элементы с одинаковой кристаллической структурой образуют однофазные растворы. При различных исходных структурах элементов происходит формирование раствора с кристаллической структурой элемента, доминирующего по концентрации. В промежуточных концентрациях, близких к эквиполным, наблюдали двухфазные состояния растворов. Бинарные системы из элементов с большой разницей модулей сдвига формируют растворы, по концентрациям существенно превышающие равновесные, но в этих системах не удается получить твердые растворы всего концентрационного интервала. Лимитирующим фактором является содержание «мягкой» компоненты до 8-15 ат. %, которая играет роль смазки при механообработке. В этом случае, для достижения более высоких концентраций растворов приходится прибегать к многократной деформации сдвигом под давлением, всякий раз увеличивая

концентрацию «мягкой» компоненты, или снижать температуру деформирования вплоть до 80 К. В результате исследования систем 80 ат.% Cu - 20 ат.% С и смесей Cu-(1-5 вес.% C<sub>60</sub>) получены однородные по цвету, близкие к стальному оттенку, метастабильные материалы – твердый раствор-композит с наноструктурным измельчением, которые через несколько сотен часов при н.у. или при нагреве до 100 °С испытывают распад. При этом участки поверхности и края образцов покрываются углеродом аморфной модификации, а отдельные участки образцов приобретают цвет, близкий к оттенку исходной меди.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394), при частичной поддержке гранта НШ-643.2008.3.

#### Литература

1. Miedema A.R., de Chatel P.F., dr. Boez F.R., *Physica*, **100**, p.1-28 (1980)

### Формирование R-состояний в металлических материалах после ионного облучения

В.С. Хмелевская

\*Обнинский государственный технический университет атомной энергетики, Обнинск, Россия (khmel@iate.obninsk.ru)

После высокодозного ионного облучения металлических материалов в некотором узком интервале радиационных параметров (доз, температур облучения и интенсивностей ионного потока) формируются особые R-состояния. Оказалось, что данные состояния имеют нанокластерную морфологию с размером кластеров в несколько нанометров и свойства, существенно отличные от свойств исходного материала, а также от свойств вещества после облучения при других режимах. Данный эффект, по-видимому, универсален, он наблюдался нами для твердых растворов систем Fe-Cr-Ni, Ni-Cr, Cu-Ni, Fe-Cr, V-Ti-Cr, а также для чистых металлов – Ti и Zr после облучения ионами различной природы и энергии.

Для выяснения природы данных состояний были предприняты эксперименты по измерению энергии активации отжига дефектной структуры, расчет стационарной концентрации дефектов (вакансий) в различных материалах в области существования R-состояний, а также некоторые компьютерные эксперименты. Оказалось, что образование R-состояний происходит при некоторой пороговой концентрации вакансий, соответствующей расстоянию между ними в 10 нм. При этом, по-видимому, изменяется механизм взаимодействия между точечными дефектами.

Предлагается модель – при формировании R-состояний в окрестности радиационных вакансий образуются кластеры, имеющие отличную от матрицы симметрию (для ГЦК материалов это кластеры икосаэдрической симметрии). Данные кластеры армируют матрицу, в результате образуется нанокластерный композит.

#### Литература

1. А.В.Накин, В.С.Хмелевская. Структура и свойства кластеров в ГЦК-материалах. // Кристаллография. 2006. т.51. № 2. с. 357-364.
2. Хмелевская В.С., Богданов Н.Ю., Горчаков К.А. Наноструктурирование металлических материалов интенсивными ионными пучками.// Физика и химия обработки материалов. 2008. № 5. С.5-11.

### Влияние деформации на структуру и свойства соединений, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза

И.А. Цыганов<sup>1</sup>, М.Д. Филатова<sup>1</sup>, А. Манеску<sup>2</sup>, Ф. Рустикелли<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Липецкий государственный технический университет, Липецк, Россия (zyganov@fromru.com)

<sup>2</sup>Технический университет Марке, Анкона, Италия

Интерметаллические соединения (ИС) – уникальные материалы, сохраняющие упорядоченную структуру и высокие значения прочностных свойств вплоть до температуры плавления. ИС по технологическим и эксплуатационным характеристикам занимают промежуточное место между металлами и керамиками. Дополнительным преимуществом сплавов на основе ИС системы Ti-Al, используемых в энергетике, авиации и космической промышленности, является низкая плотность. Технология СВС (самораспространяющийся высокотемпературный синтез или твердопламенное горение) в высшей степени отвечает требованиям экономности. Материалы, изготовленные с помощью СВС, по физическим и эксплуатационным характеристикам превосходят аналоги, изготавливаемые традиционными способами.

В настоящей работе были исследованы образцы сплава Ti-48Al-2Nb-2Cr (ат. %), полученного методом СВС, после деформации сжатием со степенью  $\varepsilon = 10; 15; 20\%$  и скоростью деформации  $\dot{\varepsilon} = 1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  или  $1 \text{ с}^{-1}$  при комнатной температуре с целью оценки технологичности данного материала. Исследование проводилось методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеновского и нейтронного дифракционного анализа, гидростатического взвешивания и измерения твердости.

Как до, так и после деформации наблюдаются две структурно-различимые составляющие с различным строением, на основании диаграммы фазового равновесия Ti-Al идентифицированные как  $\gamma$ -фаза и эвтектид ( $\alpha_2 + \gamma$ ). При росте величины истинной деформации  $\varepsilon$  имеют место (в нормальной к направлению сжатия плоскости): увеличение количества  $\gamma$ -фазы и среднего размера зерен (7,6; 8,2; 8,5 и 9,9 мкм для  $\varepsilon = 0; 0,10; 0,15; 0,20$ , соответственно, и  $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ); образование новых несплошностей и уменьшение плотности материала согласно выражению вида  $\rho = 4,040 - 0,787 \cdot \varepsilon$ , г/см<sup>3</sup> ( $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ). Упрочнение материала (увеличение твердости) пропорционально наведенной деформации и достигает максимума при  $\varepsilon \approx 0,2$ :  $HB = 210 + 1160 \cdot \varepsilon - 2600 \cdot \varepsilon^2$ , кгс/мм<sup>2</sup>. Большие скорости сжатия  $\dot{\varepsilon}$  инициируют большее упрочнение.

Материал имеет высокое значение отношения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,76$ , что свидетельствует о низкой способности к деформации без трещинообразования в холодном состоянии.

## Применение клеточных автоматов для описания кинетики мартенситного превращения в облученных метастабильных хромоникелевых сталях

О.П. Максимкин, М.Н. Гусев  
Институт Ядерной Физики, Алматы, Казахстан, gusev.maxim@inp.kz

Проанализированы закономерности и особенности кинетики мартенситного превращения, протекающего при деформации необлученной и облученной метастабильной стали 12Х18Н10Т и сплавов, близких к ней по химическому составу. Рассмотрены физические модели и уравнения, применяемые для описания кинетических кривых «объемная доля мартенсита  $V_\alpha$  – степень деформации  $\varepsilon$ ». Показаны определенные ограничения данных моделей при их применении к исследованию сталей, облученных нейтронами.

Предложен новый подход, основанный на некоторых положениях теории «клеточных автоматов». В его основу положен ряд предположений:

Вероятность мартенситного перехода в некотором объеме  $\Delta V$  может быть описана величиной «вероятности фазового перехода»  $P$ .

Величина  $P$  зависит от действующего напряжения течения, причем мартенситное превращение начинается только по достижении критического значения напряжения  $\sigma_k$ .

Значение  $P$  зависит от соотношения фаз в пространстве, окружающем выбранный объем  $\Delta V$ .

Рассмотрена численная модель, построенная с использованием перечисленных выше предположений, позволяющая описать кривую « $V_\alpha$ – $\varepsilon$ » с помощью двух свободных параметров ( $P$  и  $\sigma_k$ ), и диаграммы «истинные напряжения – истинные деформации».

Расчетные кривые « $V_\alpha$ – $\varepsilon$ », полученные в рамках предложенной модели, сопоставлены с экспериментальными данными, опубликованными для аналогичных материалов.

## Анализ наноструктурных состояний в ионно-имплантированной Pt

В.А. Ивченко, Е.В. Медведева  
Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия (lena@ier.uran.ru)

В настоящей работе приведены результаты изучения приповерхностных объемов чистой (99,99 %) Pt, облученной ускоренными пучками газовых ионов  $Ag^+$  методом полевой ионной микроскопии (ПИМ). ПИМ позволяет в атомном масштабе проводить прямое прецизионное изучение дефектов кристаллической решетки материала на атомно-чистой поверхности. В то же время метод дает возможность анализировать объект исследования в объеме путем контролируемого последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем.

Облучение игольчатых образцов (с радиусом кривизны вершины 10–30 нм), предварительно аттестованных в полевом ионном микроскопе, проводилось ионами  $Ag^+$  с энергией 30 кэВ до флюенсов  $F=10^{16} - 10^{18} \text{ см}^{-2}$  и плотностью ионного тока  $j=150-200 \text{ мкА/см}^2$ . Бомбардировка производилась в направлении, параллельном оси образца-острия.

В результате проведенных методом полевой ионной микроскопии исследований в ионно-имплантированной платине обнаружен эффект наноструктурирования, как поверхности, так и приповерхностного объема материала. Это явление наблюдается на расстояниях не менее, чем 60 нм от облученной поверхности металла (при  $F=10^{18} \text{ см}^{-2}$ ). Определены размеры блоков-нанозерен как на облученной поверхности Pt, так и в

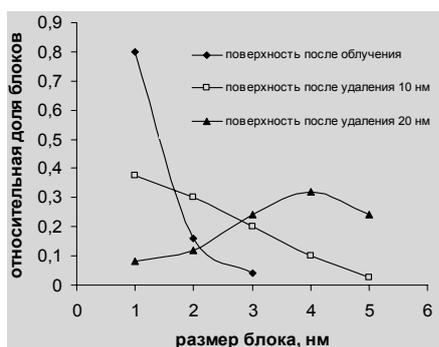


Рис. 1. Изменение размеров блоков по глубине сечения от облученной поверхности Pt, облученной  $Ag^+$  ( $E=30 \text{ кэВ}$ ,  $F=10^{17} \text{ см}^{-2}$ )

приповерхностном объеме материала. Приведенные гистограммы (рис. 1), отражают распределение блоков по размерам в зависимости от расстояния от облученной поверхности в модифицированном объеме платины, облученной до  $F=10^{18} \text{ см}^{-2}$ . Средний размер блоков варьируется в пределах 1-5 нм при изменении расстояния до 20 нм по глубине. Получение таких наноструктур может оказаться перспективным для создания высоких поверхностных свойств материалов.

В процессе изучения наноструктурированных состояний в платине при различных режимах облучения был обнаружен порог порообразования.

Работа выполнялась при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 07-02-00722-а), Программы ОФН-5 «Новые материалы и структуры», а также Уральского отделения РАН (грант молодых ученых и аспирантов).

### Нейтроногенерирующая мишень ускорительного источника эпитепловых нейтронов

С.Ю. Таскаев<sup>1</sup>, Б.Ф. Баянов<sup>1</sup>, В.П. Белов<sup>1</sup>, А. Н. Макаров<sup>2</sup>, Г. Н. Малышкин<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт ядерной физики им. Г.И.Будкера СО РАН, Новосибирск, Россия (taskaev@inp.nsk.su)

<sup>2</sup>Новосибирский государственный университет, Новосибирск

<sup>3</sup>Всероссийский Научно-Исследовательский Институт Технической Физики, Снежинск

В настоящее время в Институте ядерной физики СО РАН завершается сооружение пилотного варианта ускорительного источника эпитепловых нейтронов [1] для обеспечения возможности широкого внедрения в клиническую практику бор-нейтронозахватной терапии (БНЗТ) злокачественных опухолей [2]. Перспективность БНЗТ в лечении глиобластомы мозга и метастаз меланомы была продемонстрирована в клинических испытаниях, проведенных на ядерных реакторах [3, 4].

Для БНЗТ требуются пучки эпитепловых нейтронов с плотностью потока  $\sim 10^9 \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Для генерации эпитепловых нейтронов рассматриваются четыре реакции [5]:

${}^7\text{Li}(p,n)$ ,  ${}^9\text{Be}(p,n)$ ,  ${}^9\text{Be}(d,n)$  и  ${}^{13}\text{C}(d,n)$ . Наилучшей реакцией является  ${}^7\text{Li}(p,n)$ : поток нейтронов большой и энергетический спектр сравнительно мягкий, однако литиевая мишень значительно сложнее в изготовлении, чем бериллиевая или углеродная. Реакция  ${}^7\text{Li}(p,n){}^7\text{Be}$  характеризуется необычайно быстрым ростом сечения реакции вблизи порога, поэтому помимо стандартного режима генерации при энергии протонов 2,5 МэВ, предложено реализовать припороговый режим. В этом случае кинематически коллимированный вперед нейтронный пучок со средней энергией 40 кэВ может быть использован для нейтронозахватной терапии.

Нейтроногенерирующая мишень разрабатываемого источника представляет собой тонкий металлический диск, на который со стороны протонного пучка напыляется тонкий слой чистого лития, а обратная сторона диска охлаждается водой. Тонкий слой лития необходим для уменьшения потока сопутствующего гамма-излучения в результате взаимодействия протонов с ядрами лития. Для измерения радиального распределения напыленного слоя лития была предложена и реализована методика [6]. Важным свойством слоя является то, что остаточный газ не изменяет состав литиевого слоя с тем, чтобы заметно уменьшить выход нейтронов [7]. Для предотвращения нежелательного распространения неизменно образующегося радиоактивного изотопа  ${}^7\text{Be}$  требуется эффективный теплосъем. Способность эффективного теплосъема данной мишени была экспериментально продемонстрирована [8].

Для выяснения приемлемости данной мишени для формирования требуемого спектра нейтронов проведены численные расчеты методом Монте-Карло.

Расчеты, проведенные Т.Кобаяси и Ж.Бенгуа по методике, описанной в [9], показали, что в конструкции мишени желательнее нержавеющую сталь заменить на вольфрам, вместо обычной воды для охлаждения применить тяжелую, уменьшить объем металла в конструкции мишени и использовать замедлитель.

После стабильного получения на ускорителе протонного пучка током до 3 мА была осуществлена генерация нейтронов при сбросе протонного пучка энергией 1,92 МэВ на литиевую мишень. Для оставления возможности исследования мишени после генерации нейтронов ток протонного пучка в этих экспериментах был ограничен величиной порядка 100 мА.

Высокая чувствительность детектора NaI к нейтронам позволила использовать его и в качестве активационного детектора. Из скорости счета и времени генерации нейтронов была определена скорость активации детектора, а с помощью расчета, выполненного методом Монте-Карло, – ток протонного пучка.

По остаточной активности литиевой мишени был определен полный выход нейтронов.

Таким образом, создан компактный ускоритель-тандем с вакуумной изоляцией, получен протонный пучок с рекордным для электростатических ускорителей током и успешно осуществлена генерация нейтронов с использованием разработанной литиевой мишени.

#### Литература

1. Bayanov B., Belov V., Bender E., et al. *Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. A*. **413**, 397 (1998)

- Locher G. *Am. J. Roentgenol. Radium Ther.* **36**, 1 (1936)
- Hatanaka H. *Basic Life Sci.* **54**, 15 (1990)
- Hatanaka H., Nakagawa Y. *Int. J. Radiat. Oncol. Biol. Phys.* **28**, 1061 (1994)
- Blue T. and Yanch J. *Journal of Neuro-oncology* **62**, 19 (2003)
- Баянов Б.Ф., Журов Е.В., Таскаев С.Ю. *Приборы и техника эксперимента* **1**, 160 (2008)
- Баянов Б.Ф., Таскаев С.Ю., Ободников В.И., Тишковский Е.Г. *Приборы и техника эксперимента* **3**, 119 (2008)
- Bayanov B., Belov V., Kindyuk V., Oparin E., Taskaev S. *Applied Radiation and Isotopes* **61**, 817 (2004)
- Bengua G., Kobayashi T., Tanaka K., Nakagawa Y., Unesaki H. *Advanced in Neutron Capture Therapy*, Y. Nakagawa et al., Eds., 288 (2006)

### Радиационно-индуцированное структурирование в сплавах на основе никеля

В.С. Хмелевская, Н.Ю. Богданов

Обнинский государственный технический университет атомной энергии (ИАТЭ), 249040 Обнинск, Калужской обл., Студгородок, 1

Было обнаружено, что при воздействии на металлические материалы ионных пучков с высоким значением ионного тока в некоторой области радиационных параметров – доз, температур мишени и плотностей ионного потока – формируется особое состояние вещества, обладающее необычными структурой и свойствами. Дальнейшие эксперименты позволили установить, что данное радиационно-индуцированное состояние имеет нанокластерную морфологию и характеризуется аномально сильным изменением свойств материала. Формирование нанокластерной морфологии сопровождается существенными изменениями формы рентгendifракционных линий.

Исследованы никелевые сплавы двух типов – твердорастворные системы Ni-Cr-Mo с различными концентрациями хрома, а также дисперсионно твердеющий сплав типа нимоник (Ni-15Cr-10Fe-2Ti-3Al-3Mo). После ионного облучения при различных температурах мишени обнаружены радиационно-индуцированные состояния, для которых характерны специфические изменения формы рентгеновских линий (раздвоение дифракционных пиков) и необычная морфология (модулированные структуры). Данные эффекты сопровождаются аномально сильным упрочнением. Описанные изменения структуры и свойств материалов происходят в узком интервале температур и исчезают в процессе пострadiационных отжигов.

Данные превращения зарегистрированы как для твердорастворных, так и для стареющих сплавов. Однако обнаружено, что дисперсионные включения, образующиеся при распаде твердого раствора, частично подавляют данное превращение.

#### Литература

- Хмелевская В.С., Соловьев С.П., Малышкин В.Г. Новое структурное состояние в металлических системах, индуцированное ионным облучением. Итоги науки и техники. Сер. Пучки зар. част. и тв. тело. 1990. Т.2. С.151-193.
- В.С.Хмелевская, Н.Ю.Богданов, М.Н.Кордо. Радиационно-индуцированное структурирование в сплавах на основе никеля.// Физика и химия обработки материалов. 2008, № 2, с.14-18.

## Структура Ti-TiN покрытия, полученного методом конденсации с ионной бомбардировкой

Ю.Н. Зуев, И.В. Подгорнова, С.А. Лекомцев, А. Е. Шестаков, И.Л. Святков, И.В. Торопов  
РФЯЦ ВНИИТФ, г. Снежинск, РФ (dep5@vniitf.ru)

Представлены результаты электронно-микроскопического и рентгенографического изучения структуры многослойного металлокерамического покрытия Ti-TiN.

Покрывание Ti-TiN, полученное методом конденсации с ионной бомбардировкой на установке «Булат», исследовалось на наличие в структуре макро- и микро- дефектов, эволюция которых может привести к появлению несплошностей и нарушению барьерных свойств слоев Ti-TiN.

Изготовление фольги для ПЭМ в поперечном сечении покрытия высоко технологичным способом прицельной ионной бомбардировки и исследование методом ПЭМ привело к выявлению структуры и фазового состава в отдельных слоях.

Исследование поверхности покрытия с применением растровой электронной микроскопии оказалось полезным для анализа зависимости структуры от технологии изготовления покрытия.

Определение зеренной структуры и размеров областей когерентного рассеяния, элементного состава и кристаллической структуры фаз позволило оценить сплошность и однородность слоев покрытия и наметить пути усовершенствования технологии его нанесения.

### Литература

1. Коротгаев АД., Мошков В.Ю., Овчинников СВ. и др., Наноструктурные и нанокompозитные сверхтвердые покрытия, *Физическая мезомеханика* 8, 5, 2005, с.103-116
2. Андриевский Р.А., Ланин А.Г., Рымашевский Г.А., *Прочность тугоплавких соединений*, М.: Металлургия, 1974, 232 с.

## Bimetallic Iron-Nickel Nanoalloy: Synthesis and Characterization

Rafaqat Hussain<sup>1</sup>, Syed Tajammul Hussain<sup>2</sup>, Syed Nasir Khusro<sup>3</sup>, Niaz Ahmad<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Comsats Institute of Information Technology (CIIT), Islamabad, Pakistan.

(rafaqat\_hussain@comsats.edu.pk)

<sup>2</sup>National Centre for Physics, Islamabad, Pakistan.

<sup>3</sup>Comsats Institute of Information Technology (CIIT), Islamabad, Pakistan.

Synthesis of nano-sized Fe-Ni permalloy of the composition 25 wt% Fe and 75 wt% Ni took place by the relatively low temperature thermal decomposition of co-precipitated [Fe(Bipy)<sub>3</sub>] and [Ni(Bipy)<sub>3</sub>] in inert atmosphere of dry argon gas. The decomposition temperature was decided with the help of TGA. Elemental ratio was confirmed from SEM with EDAX analysis. All peaks were indexed successfully on the basis of fcc structures with XRD. The resulting nanoalloy is found stable in air, single phase, spherical in shape and 15-30 nm in size. The size and shape of the particles confirmed with AFM. Magnetic properties were investigated at room temperature using a VSM with an applied field -5000Oe H 5000Oe. The magnetic hysteresis loop is the typical loop of soft magnet.

## Двухимпульсный отклик образцов висмута при облучении импульсным электронным пучком

В.Н.Афанасьев, В.Б.Бычков

РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И.Забабахина, г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

При исследовании термоакустического отклика ряда образцов металлов [1] были проведены измерения и на образцах висмута. Облучение проводили на ускорителе ЭМИР-М [2], работающем в режиме с выведенным в атмосферу электронным пучком. Образцы Ø60мм и толщиной 3÷12 мм были изготовлены в лаборатории плавлением висмута (концентрация примесей менее 0.02%) в алюминиевой форме в среде окружающей атмосферы с последующей механической обработкой. Термоакустический сигнал, генерируемый электронным пучком в образце, регистрировали кварцевым датчиком давления, присоединённым к тыльной поверхности облучаемого образца.

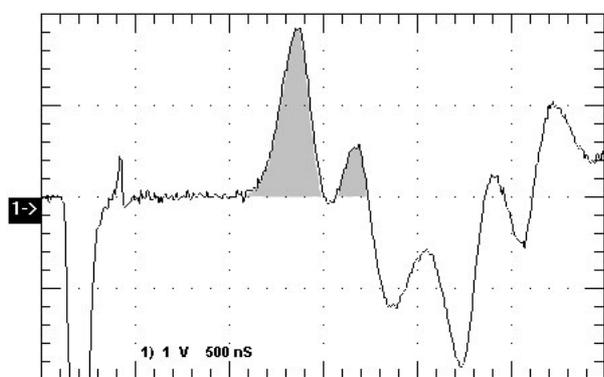


Рис. 1. Оциллограмма сигнала с кварцевого датчика, присоединённого к образцу из висмута, масштаб: X-500 нс/дел, Y-1.0 В/дел

|      |      |      |      |      |      |
|------|------|------|------|------|------|
| 2.48 | 2.51 | 2.51 | 2.44 | 2.38 | 2.23 |
| 2.47 | 2.48 | 2.48 | 2.48 | 2.12 | 2.22 |
| 2.36 | 2.45 | 2.45 | 2.40 | 2.06 | 2.05 |
| 2.26 | 2.48 | 2.41 | 2.04 | 2.04 | 2.08 |
| 2.29 | 2.11 | 2.10 | 2.04 | 2.04 | 2.13 |
| 2.14 | 2.04 | 2.05 | 2.05 | 2.06 | 2.10 |

Рис. 2. Карта измеренных скоростей звука с тыльной стороны образца, км/с

На рис.1 приведена оциллограмма сигнала, зарегистрированная на осциллографе TDS-2014 (при нагрузке 75 Ом). Облучали образец висмута толщиной ~3 мм. В начале развёртки виден сигнал электромагнитной помехи отрицательной полярности, связанный с импульсом излучения. Через промежуток времени, соответствующий времени прохождения волны механических напряжений через толщину образца, зарегистрирован сигнал термомеханического отклика, состоящий из двух импульсов (на рис.1 выделены серым цветом). Примерно через 0.8 мкс после этого волна давления достигает тыльной поверхности кварцевого датчика, и на оциллограмме наблюдаются аналогичные по форме сигналы обратной полярности.

Было проведено ультразвуковое зондирование одного из образцов толщиномером (Т-МІКЕ Е). С этой целью на образце была нанесена штриховая сетка с размером ячеек 5×5 мм. При измерениях поле излучения прибора составляло 4×4 мм. Карта измеренных скоростей с тыльной стороны образца приведена на рис.2. На этом же рисунке окружностью показана площадь, занимаемая датчиком давления. Видно, что величины измеренных скоростей звука сгруппированы вокруг двух значений ~2,4±0,1 и ~2,1±0,1 км/с. Такие же значения распространения акустических сигналов были

найлены и из осциллограммы, приведённой на рис.1. Площади, занимаемые участками с разными значениями скоростей, близки по величине, что возможно определяет соизмеримость по величине регистрируемых при облучении сигналов. Следует отметить, что амплитуда второго положительного импульса на рис.1 занижена из-за того, что он накладывается волну разрежения, которая следует сразу за первым импульсом сжатия и имеет обратную полярность.

Результаты проведённых экспериментов позволяют предположить, что причиной наблюдаемого эффекта «аномального» термомеханического отклика образцов висмута является образование при кристаллизации областей с разной скоростью звука. Это объяснение находит своё подтверждение и при визуальном осмотре поверхности образцов – области с разной скоростью звука отличаются между собой по отражению света.

#### Литература

1. Афанасьев В.Н., Бычков В.Б., Лаврентьев Б.Н. Генерирование механического импульса в металлах при облучении импульсным пучком электронов на ускорителе ЭМИР-М. // *«Радиационная стойкость электронных систем – СТОЙКОСТЬ – 2002»* Научно-технический сборник, М, СПЭЛС, 2002, вып.5, С.191-192.
2. Дьянков В.С., Ковалёв В.П., Кормилицын А.И., Лаврентьев Б.Н. и др. Обзор экспериментальных установок ВНИИТФ для радиационных исследований. // *ФММ*, 1996, Т.81, вып.2, С.119-123

### Состав и свойства поверхностных слоев фольг $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ с напыленным на их поверхность Al после лазерного воздействия

А.В. Жихарев, И.Н. Климова, В.Я. Баянкин  
Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск (less@fti.udm.ru)

Методы обработки металлических материалов концентрированными потоками энергии составляют одно из наиболее перспективных направлений современного материаловедения. В частности бурное развитие лазерной техники в последнее время способствовало применению лазеров для обработки металлических материалов с целью направленного изменения их элементного состава и структурно-фазового состояния поверхностных слоев. Перспективность такой технологии обусловлена возможностью создания различных новых поверхностных структур с улучшенными физико-химико-механическими свойствами при использовании относительно простого оборудования в несложных технологических процессах. Причем открывается возможность создавать такие различные неравновесные поверхностные сплавы, которые невозможно получить традиционными методами металлообработки [1].

В данной работе методами рентгеноэлектронной спектроскопии, зондовой микроскопии и измерений микротвердости исследованы изменения состава поверхностных слоев и механические свойства фольг сплава  $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$  с напыленным на их поверхность Al после лазерного воздействия.

Было установлено влияние энергии лазера (10 А, 13 А) на перераспределение элементов в поверхностном слое, как с прямой, так и с обратной стороны исследуемых фольг. При этом наблюдается изменение микротвердости и топографии поверхности фольг сплава  $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ .

[1] Быковский Ю.А., Неволие В.Н., Фоминский Ю. Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. – М.: Энергоиздат, 1991 – 240 с.

### Высокотемпературные испытания мелкозернистого плотного графита для конвертора нейтронной мишени

Е.И. Жмуриков<sup>1</sup>, К.В. Губин<sup>1</sup>, Н.Х. Кот<sup>1</sup>, П.В. Логачев<sup>1</sup>,  
С.В. Цыбуля<sup>2</sup>, А.Т. Титов<sup>3</sup>, Tecchio Luigi<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт ядерной физики им. Н.М. Будкера СО РАН, г. Новосибирск, Россия

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

<sup>3</sup>Институт геологии им. Трофимука А.А. СО РАН, г. Новосибирск, Россия

<sup>4</sup>Национальная лаборатория Леньяро, Национальный институт ядерной физики, Италия

Проведены испытания и исследования образцов мелкозернистого плотного графита марки МПГ, а также марки CGD и РОСО (AF5(ZFX-50) с целью прогноза времени жизни при высоких (~2000°C) температурах. Испытания заключались в прогреве образцов электрическим током до температур, вызывающих разрушение образца. Исследования включали в себя комплекс электронно-микроскопических, рентгенофазных, электрофизических и других измерений образцов. Рентгенография выполнена для исходных образцов, результаты сравнивались с рентгенографией для графита отечественного производства класса МПГ. Растровая электронная микроскопия выполнена как для исходных, так и для прогретых образцов. Прогноз времени жизни основывался на применении классической формулы Журкова. Показано, что графиты марки CGD и РОСО обладают близкими к графитам класса МПГ структурными характеристиками, их прочность и время жизни при высоких температурах сопоставимы.

1. E.I.Zhmurikov, A.I.Romanenko, P.V.Logachev, K.V.Gubin, O.B.Anikeeva, and Tecchio Luigi. High-temperature Tests of Fine-Grained Dense Graphite Composites to Predict the Lifetime of a Neutron Target Converter // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, 2007, Vol.1, No1, PP.60-63

### Моделирование наноструктурного состояния в сплаве Fe-18Cr-8Ni при ионной имплантации и сильной холодной деформации

В.А. Шабашов<sup>1</sup>, А.Е. Заматовский<sup>1</sup>, С.В. Борисов<sup>2</sup>, А.В. Литвинов<sup>1</sup>,  
Н.Ф. Вильданова<sup>1</sup>, В.И. Воронин<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Россия, 620041, Екатеринбург,  
ул. С. Ковалевской, 18 (shabashov@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН, Россия, 620041, Екатеринбург,  
ул. Первомайская, 91

Исследованы фазовые превращения и наноструктурирование в метастабильной нержавеющей стали Fe-18Cr-8Ni при облучении пучком ионов азота и последующей интенсивной холодной пластической деформации (ИХПД) сдвигом под давлением (СД) в наковальнях Бриджмена. Азотирование сплавов железа, легированных нитридообразующими элементами (Cr, Ti и др.) сплавов, также как и ионное осаждение нитридов на поверхности железа, может приводить к формированию в матрице сплавов нитридных фаз (Cr<sub>2</sub>N, CrN, TiN и др.)

Ионно-плазменное азотирование стали Fe-18Cr-8Ni приводит к насыщению азотом аустенита, формированию нитрида CrN и дестабилизации структуры по отношению к  $\gamma \rightarrow \alpha$  - превращению. Известно, что азотирование ионным пучком позволяет формировать в поверхностных слоях субмикроразмерные смеси нитридных фаз в матрице сплавов. Процесс наноструктурирования азотированного железа включал в себя деформационно-индуцированное растворение при воздействии СД нитридов ( $\gamma'$ -Fe<sub>4</sub>N, TiN), которое приводит к дополнительному измельчению структуры. При этом формируются пересыщенный твердый раствор азота в матрице железа с последующим выделением вторичных чрезвычайно дисперсных нитридов.

Результат модифицирования структуры при ИХПД представляет практический интерес, поскольку упрочненные азотом поверхности стальных изделий работают в условиях интенсивных деформаций (фрикционное, ударное воздействие и др.), которые так же, как и СД, способны индуцировать в поверхностных слоях подобные фазовые переходы и процессы наноструктурирования.

Работа поддержана проектами программой Президиума РАН по наноматериалам (проект № 7) и программой Фонда содействия отечественной науке «Выдающиеся ученые – кандидаты наук-2008».

#### **Литература**

1. В.А. Шабашов, С.В. Борисов, А.В. Литвинов, А.Е. Заматовский, Н.Ф. Вильданова, В.И. Воронин, О.П. Шепатковский. *ФММ* – принято к печати (2009)

### **Получение микро- и наноострий и их эмиссионные свойства**

С.А. Бедин  
ИК РАН, Россия, bserg5@gmail.com

### **Изготовление полимерных матриц с конусными порами и их репликация**

Ю.В. Буневич, НИЧ МПГУ, Россия

### **Разрушение графитовой оболочки электрогидроимпульсными способами в воде**

А.И. Кормилицын. РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия  
A.I.Kormilitsyn@vniitf.ru

### **Моделирование транспорта нейтронов в ядерных реакторах типа ВВЭР-1000**

П.П. Панферов. РНЦ «Курчатовский институт», Россия  
panfyorov@yandex.ru





## **VII. Рабочий семинар МНТЦ**

**Проведение семинара позволит организовать широкую дискуссию и обсуждение представленных работ, уточнить программы дальнейших исследований, установить творческие связи и определить круг проблем, которые потенциально могут стать основой новых совместных исследований, в том числе, по проектам МНТЦ. Одной из задач семинара является, при условии выделения финансирования от МНТЦ, обсуждение предложений по проектам из базы данных МНТЦ (получившим одобрение без финансирования), представляющих потенциальный интерес для реализации в интересах ядерной энергетики и наноматериаловедения. На специальной сессии МНТЦ на Рабочем семинаре будут доложены и обсуждены следующие сообщения :**



**Neutron diffraction study of internal stresses in materials for nuclear reactors.  
ISTC Project 3074.2**

Vladimir Bobrovskii, Project Manager  
Institute of Metal Physics, Russian Ac. Sci., Ural Branch, Ekaterinburg, Russia  
(bobrovskii@imp.uran.ru)

The Project ISTC 3074 was updated within a framework of PDG-grant up to the 3074.2 version. It was approved and started in September 2007.

The Project objective is investigation of micro- and macrostresses in samples of radiation-resistant steels used in nuclear reactors. The purpose of such investigations is to improve safety of the already existing nuclear power plants (in particular, by more reliable extension for their life expectancy) and development of new advanced materials for nuclear power engineering. Special emphasis will be made on internal stresses in samples of welds of nuclear reactor structural materials presenting critical elements from the point of view of safety of such structures. The Project work envisages a comprehensive study of samples of the test materials. The main method will be high-resolution neutron diffraction analysis providing measurements of both microstresses, which arise under irradiation or during decomposition of solid solutions (followed by the formation of intermetallics, carbides, radiation clusters and other precipitates) in a preset volume of samples, and stresses in welded joints. Besides, neutron diffraction analysis is envisaged of the details of formation and the morphology of precipitates under external uniaxial load. The central task of this Project will be measuring internal microstresses in the bulk of samples from radiation-resistant ageing alloys in the process of formation, growth and coagulation of second-phase disperse particles noticeably influencing pores formation.

The implementation of the Project work will provide new fundamental data concerning the distribution of microstresses near different types of precipitates. This is extremely important for prediction of the radiation damageability of materials.

The proposed Project will pull together the efforts of participants from Institute of Metal Physics UB RAS (Ekaterinburg), the Laboratory of Neutron Physics at Joint Institute of Nuclear Research (Dubna), and Russian Federal Nuclear Center – All-Russia Scientific-Research Institute of Technical Physics (Snezhinsk), who have already accumulated a wealth of experience in studies of the radiation damageability of constructional materials and determination of internal stresses by the neutron diffraction method. Foreign collaborators: Hahn-Meitner Institute, Berlin Neutron Scattering Center (Dr. Rainer Schneider); Institute for Energy, Petten, Netherlands (Dr. Carsten Ohms); Neutron Physics Department of Nuclear Physics Institute of Czech Academy of Sciences (Dr. Pavol Mikula).

### **Вопросы радиационной стойкости элементов конструкции углеродной мишени при облучении дейтронами**

С.И. Самарин, Н.А. Воронина, В.В. Дремов, А.В. Караваев, В.В. Плохой, В.В. Сагарадзе\*,  
Ф.А. Сапожников

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

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

В рамках проекта SPIRAL-2 проводится разработка мишенного узла для производства короткоживущих радиоактивных изотопов. Узел представляет собой двухстадийную мишень. На первой стадии в результате взаимодействия пучка дейтронов с углеродом генерируются быстрые нейтроны. На второй стадии быстрые нейтроны вызывают деление урана-238 производя нейтронно-избыточные осколки деления. В докладе представляются результаты теоретического исследования радиационного воздействия дейтронов и нейтронов на собственно углеродную (графитовую) мишень и ее конструкционные элементы. Методом молекулярной динамики рассчитаны энергии смещения в графите и нержавеющей стали. Эти данные использованы в расчетах Монте Карло для оценки пространственного распределения скорости наработки дефектов при воздействии на углеродную мишень пучка дейтронов с энергией 40 МэВ. Полученные данные могут быть использованы для оценки радиационной стойкости элементов конструкции, которая определяет эксплуатационный ресурс мишени.

### **Radiation induced enhancement of hydrogen sorption by carbon soot**

E.M. Ibragimova, M.U. Kalanov, V.N. Sandalov  
Institute of Nuclear Physics, Tashkent, Uzbekistan (ibragimova@inp.uz)

Atom-hydrogen energy was proclaimed as the main prospective in this century. Nanostructure materials based on carbon and oxides are good for safe storage of fixed hydrogen, however it is still a serious problem. This paper presents the results on radiation induced nano-phase transformations in carbon soot and hydrogen sorption from water (radiolysis) under separated gamma-irradiation in the WWR-SM type nuclear reactor at the INP AS RUz during the regular prophylactic shut-down. Structure was studied at the X-ray diffraction spectrometer DRON- UM1 with the selected  $Cu_{K\alpha 1}$  radiation with the improved resolution. Dry carbon soot samples contain some ultra disperse fullerene and graphite inclusions and have low conductivity. Under the irradiation there appear carbon nanotubes. Temperature dependences of electric conductivity and dielectric losses measured with DC and AC techniques demonstrated a significant growth of conductivity with a broad peak at 270-300 K. The activation energy of proton conductivity decreases strongly at temperatures close to the ice-water phase transition in the nanopores of fullerite or at nano-tubes, when radiolysis becomes more efficient.

The work was carried out under the grant F2-068 from Committee of Science and Technology Development of Uzbekistan and was partially supported by STCU project Uzb23j.

**Исследования РФЯЦ-ВНИИТФ в области изучения взаимодействия изотопов водорода с конструкционными материалами для термоядерных установок и тритиевых систем**

Ю.Н. Долинский\*, Ю.Н. Зуев\*, И.А. Лясота\*, И.В. Сапрыкин\*, В.В. Сагарадзе\*\*

\*Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский Научно-исследовательский Институт Технической Физики им. академика Е.И. Забабахина, г.Снежинск, Россия, dep5@vniitf.ru

\*\*Институт физики металлов, УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В докладе представлен ряд методов исследований взаимодействия дейтерия и трития с конструкционными материалами ядерных установок. Для низкоактивируемых сплавов ванадия V-10Cr-10Ti и V-4Cr-4Ti и ряда других материалов приведены результаты радиометрических измерений количества трития, задержанного в сплавах после контакта образцов с тритийсодержащими средами и после их дезактивации методом вакуумного отжига. Далее, на примере российских хром-никель-титановой и хром-никель-молибден-титановой сталей и стали SS316L, показаны возможности метода проницаемости водорода для определения коэффициентов диффузии, проницаемости и растворимости трития. Метод автордиографии позволил определить места локализации трития в структуре хром-никель-молибден-титановой стали с исходной термообработкой и после длительного высокотемпературного отжига.

**Радиационно-динамические эффекты при облучении нейтронами, ионами, осколками деления, нетрадиционные методы модификации свойств материалов и проблема безопасности ядерных реакторов**

В.В. Овчинников

Институт электрофизики Уро РАН, г. Екатеринбург

Целью проекта МНТЦ с аналогичным названием является всестороннее экспериментальное и теоретическое исследование радиационно-динамических эффектов – инициируемых облучением нейтронами, осколками деления и тяжелыми ионами быстропротекающих процессов и фазовых превращений, подобных явлениям горения и детонации [1], в метастабильных металлах и сплавах, в том числе радиационно-стойких сталях.

Радиационно-динамические (РД) превращения [1,2] происходят на фронте наноударных волн, возникающих в облучаемых материалах в результате эволюции плотных каскадов атомных-атомных столкновений. В зависимости от характера протекающих РД превращений они, в одних случаях, могут сопровождаться формированием уникальных электрических, магнитных, трибологических, коррозионных и других свойств материалов, а, в других, могут существенно ухудшать эксплуатационные свойства конструкционных материалов, в том числе материалов, используемых в атомной промышленности. Поэтому исследования этих процессов необходимы для повышения безопасности эксплуатации ядерных и термоядерных

реакторов, с одной стороны, и разработки принципиально новых радиационно-стойких материалов и радиационных методов модификации свойств различных веществ, с другой.

В качестве позитивных примеров использования РД-эффектов можно указать на методы улучшения электрических, магнитных, механических и других свойств конденсированных сред при обработке пучками ускоренных ионов, а также на технологию холодного радиационного отжига алюминиевых сплавов (см., например, [2])

Для характеристики радиационных воздействий используют, главным образом, такие параметры, как число смещений на атом, а также скорость накопления радиационных повреждений. В меньшей степени анализируется тонкая структура и пространственное распределение образуемых радиационных дефектов. И, как правило, совсем игнорируются быстрые радиационно-динамические эффекты, связанные с распространением ударных и упругих решеточных волн, возникающих на завершающей стадии развития каскадов атомных-атомных столкновений.

Учет этих эффектов особенно важен в случае нестабильных (метастабильных) сред с высокой запасенной энергией,

Авторы проекта (ИЭФ УрО РАН и РФЯЦ) наблюдали быстропротекающие РД фазовые превращения в аморфных и кристаллических металлах и сплавах, в том числе в делящихся материалах,

К сожалению, закономерности РД процессов пока еще крайне слабо изучены.

Организации-заявители проекта (ИЭФ, ИФМ УрО РАН и РФЯЦ) являются ведущими в России разработчиками в области создания уникальных исследовательских реакторов, ускорителей заряженных частиц, а также занимают лидирующее положение в области исследований воздействия ионизирующих излучений на вещество и создания новых радиационно-стойких материалов. РФЯЦ – ведущий разработчик ядерных вооружений в России.

1. Ovchinnikov V.V. Proc.SPIE 2259 **605** (1994)
2. Овчинников В.В.УФН **178** (2008)

### **Ванадиевый сплав, плакированный ферритной нержавеющей сталью – материал оболочек ТВЭЛов реакторов на быстрых нейтронах**

С.Н. Вотинов<sup>1</sup>, О.А. Алексеев<sup>1</sup>, И.Н. Губкин<sup>1</sup>, Ю.В. Карасев<sup>1</sup>, В.П. Колотушкин<sup>1</sup>,  
С.А. Никулин<sup>2</sup>, Л.В. Потанина<sup>1</sup>, С.Г. Сергеев<sup>1</sup>, Д.В. Соколовский<sup>1</sup>  
<sup>1</sup>ВНИИИМ им. А.А. Бочвара, Москва, Россия (parfenov@bochvar.ru),  
<sup>2</sup>ФГОУ ВПО ГТУ «МИСиС», Москва, Россия

Вовлечение реакторов на быстрых нейтронах в топливный цикл ядерной энергетики требует создания твэлов, обладающих соответствующими служебными характеристиками. Ключевой становится проблема создания конструкционного материала (КМ), который должен обладать комплексом механических и технологических свойств, совместимостью с теплоносителем и топливом, а также

стабильностью свойств при нейтронном облучении. Исследованиями последних лет показана перспективность использования в установках с повышенной рабочей температурой и флюенсом нейтронов сплавов на основе ванадия. Эти сплавы имеют более высокую по сравнению со сталями длительную прочность при температуре 750 °С (таблица).

Таблица. Жаропрочные свойства сталей и ванадиевых сплавов

| Материал,<br>содержание элементов  | Длительная прочность $\sigma_{дл/10000}$ , МПа,<br>при температуре, °С |     |            |     |             |          |
|--|--|-----|------------|-----|-------------|----------|
|  | 500  | 550 | 600        | 650 | 700         | 750      |
| ФМ стали:<br>12 % Cr, 1 % Mo, W, V   | 200  | 150 | 60         |     |             |          |
| Аустенитные стали:<br>16 % Cr, 13 % Ni, 0,5 % Nb                             |  | 160 | 110        | 80  | 40          | –        |
| Сплавы системы V-Ti-Cr:<br>90 % V, 4 % Ti, 4 % Cr<br>85 % V, 10 % Ti, 5 % Cr |  | 370 | 230<br>300 | 180 | 130-<br>200 | 100<br>– |

Результаты экспериментов по облучению свидетельствуют о незначительном изменении механических свойств ванадиевых сплавов при температуре 420-600 °С и выше. Облучение при температурах ниже 400 °С приводит к более существенному изменению свойств. Тем не менее, относительное удлинение образцов сплавов типа 4-4, 10-5 после облучения составляет 8-10 %, характер разрушения вязкий. Распухание сплава V-15Ti-10Cr после облучения в реакторе БН-600 при ~ 450 °С и ~ 45 сна не превысило 0,1 %.

Широкому использованию сплавов ванадия препятствует способность растворять элементы внедрения кислород и азот при температурах выше 400 °С. В этой связи исследован способ защиты сплавов V-Ti-Cr коррозионно-стойким материалом. В качестве материала покрытия наиболее интересны хромистые ферритные нержавеющие стали типа X17.

Целью настоящего исследования была разработка способа плакирования полуфабрикатов из сплава ванадия V-4Ti-4Cr коррозионностойкой ферритной сталью типа 12X17.

### Расчетно-экспериментальные исследования расплавносолевых фторидных систем для инновационной ядерной энергетики

В.Г. Субботин<sup>1</sup>, А.Л. Жеребцов<sup>1</sup>, Р.Я. Закиров<sup>1</sup>, А.В. Панов<sup>1</sup>, А.Д. Горопов<sup>1</sup>,

В.В. Игнатъев<sup>2</sup>, А.В. Мерзляков<sup>2</sup>, А.И. Суренков<sup>2</sup>, О.С. Фейнберг<sup>2</sup>,

В.К. Афоничкин<sup>3</sup>, В.А. Хохлов<sup>3</sup>, В.П. Маширев<sup>4</sup>

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

<sup>2</sup>РНЦ-КИ, Москва, Россия

<sup>3</sup>ИВТЭ, Екатеринбург, Россия

<sup>4</sup>ВНИИХТ, Москва, Россия

Ядерно-энергетические системы на основе фторидных расплавов имеют ряд потенциальных преимуществ перед традиционными твердотопливными ядерными системами: хороший нейтронный баланс из-за минимального количества паразитных поглотителей; существенно меньшая загрузка ДМ в АЗ по сравнению с РБН; глубокое выгорание топлива и способность работы реактора с топливами различных нуклидных

составов; высокий КПД; относительная простота регенерации топлива и замыкания топливного цикла. Основы этой технологии были заложены в ORNL (США) и продемонстрированы успешной работой расплавносолевого реактора MSRE (1965-1968).

В последние годы растет интерес к системам ядерной энергетики, использующим технологии расплавленных фторидных солей. Так в рамках Европейского исследовательского проекта MOST потенциал расплавносолевых систем был рассмотрен 14 институтами из 7 стран-участниц проекта. Основным достижением проекта стал выбор критических аспектов жидкосолевых систем (ЖС), которые необходимо разрешить дальнейшими НИР в сферах определения фундаментальных свойств фторидных солевых расплавов и надежности конструкционных материалов. Во Франции (CNRS) последние два года работают по ЖС в рамках программы PACE. Это крупная междисциплинарная программа НИР по фундаментальным свойствам расплавленных солей, которая обращена к наиболее важным научным положениям и проблемам. Недавние расчетные исследования CNRS по ториевой концепции жидкосолевого реактора-размножителя показали устойчивость такой системы с внутренне присущей ей безопасностью и низкоотходностью.

В 2007 году был завершен проект МНТЦ №1606 (ВНИИТФ, РНЦ-КИ, ИВТЭХ, ВНИИХТ), который выполнялся в тесной кооперации с Европейским проектом MOST. Основное внимание проекта было сфокусировано на экспериментальной и расчетной оценке жидкосолевого реактора-сжигателя актинидов (ЖСР-С). Рассматриваемая система загружается только трифторидами плутония и минорных актинидов из отработанного топлива легководных реакторов и имеет достаточно высокую эффективность сжигания актинидов, благодаря возможности работы без дополнительных источников нейтронов. В качестве топливного носителя выбрана тройная система  $\text{LiF-NaF-BeF}_2$ . В ходе выполнения проекта были получены экспериментальные данные о свойствах жидкосолевых фторидных композиций (плотность, теплоемкость, вязкость, теплопроводность, растворимость) и совместимости конструкционных материалов ЖСР-С с расплавленными солями. В настоящем докладе представлены основные результаты работ, выполненных по проекту МНТЦ №1606.

## Указатель авторов

- А**  
Аверин С.А. 49  
Агеев В.С. 38  
Акшенцев Ю. 55  
Алеев А.А. 35, 50, 97  
Алексеев О.А. 122  
Алексеев П.А. 62  
Андреев А.В. 57  
Арбузов В.Л. 3,8, 17, 22, 23, 67, 68  
Арбузова Т.И. 67, 68  
Афанасьев В.Н. 112  
Афоничкин В.К. 123
- Б**  
Балакирев В.Ф. 29  
Барыбин А.В. 85  
Баянкин В.Я. 83, 86, 93, 96, 113  
Баянов Б.Ф. 108  
Бедин С.А. 100, 115  
Белов В.П. 108  
Белозеров С.В. 39  
Бергер И.Ф. 36, 55, 69, 71  
Блинов В.С. 87, 103  
Бобровский В.И. 60, 119  
Бове А.Л. 95  
Богданов Н.Ю. 110  
Борисов С.В. 114  
Брудный В.Н. 74  
Брытков Д.А. 21  
Буневич Ю.В. 115  
Быков П.В. 86  
Бычков В.Б. 112
- В**  
Валиев Э.З. 69  
Вебер Х.В. 78  
Вильданова Н.Ф. 18, 91, 114  
Воеводин В.Н. 44, 46  
Волков Н.В. 63  
Воробьев В.Л. 86  
Воронин В.И. 36, 55, 60, 69, 71, 114  
Воронина Н.А. 120  
Вотинов С.Н. 4,17, 122  
Вохминцев В. 84
- Г**  
Ганина С.А. 21  
Гарнер Ф.А. 26, 27, 47, 48, 49  
Геранин А.С. 88  
Герасименко Н.Н. 72  
Гильмутдинов Ф.З. 96  
Гинкин В.П. 21  
Глушкова Н.В. 40, 41, 41  
Голосов О.А. 49  
Горелова Е. 84  
Горностырев Ю.Н. 10
- Гощицкий Б. Н.** 17, 36, 69, 71, 72  
Графутин В.И. 99  
Громов В.Т. 70  
Губернаторов В. В. 90  
Губин К.В. 114  
Губкин И.Н. 122  
Гусев М.Н. 26, 27, 107  
Гущина Н.В. 91, 94
- Д**  
Данилов С.Е. 3,17, 67  
Демчишин А.Б. 92  
Долинский Ю.Н. 121  
Доронина Т.А. 29, 42  
Дремов В.В. 120  
Дроздов А.Ю. 93  
Дружков А.П. 3,8  
Дубинин С.Ф. 20  
Дубровских С.М. 70  
Дьяков А.А. 85
- Е**  
Евсеев М.В. 41  
Еремин Е.В. 63
- Ж**  
Жеребцов А.Л. 123  
Жихарев А.В. 113  
Жмуриков Е.И. 114
- З**  
Загорский Д.Л. 100  
Закиров Р.Я. 123  
Залужный А.Г. 35, 50, 78, 97  
Заматовский А.Е. 114  
Зуев Ю.Н. 17, 111,121
- И**  
Ибрагимова Э.М. 73, 77, 120  
Иванов А.С. 63  
Иванов А.Ф. 70  
Ивченко В.А. 90, 107  
Игнатъев В.В. 123  
Иноземцев В. 14  
Искандаров Н.А. 50
- К**  
Казанцев В.А. 60, 71  
Кайгородова Л.И. 94  
Каланов М.У. 73, 77, 120  
Калачиков В.Е. 41  
Караваев А.В. 120  
Карасев Ю.В. 122  
Карбышева С.В. 29  
Карькин А.Е. 17, 69, 71  
Катаева Н.В. 38  
Ким П.Д. 63
- Кирк М.** 4  
Клементьев Е.С. 55, 56  
Клепикова А.А. 94  
Климова И.Н. 113  
Козленко Д. 55  
Козлов А.В. 19, 37, 40, 41, 41, 85  
Козлов К.А. 18, 38  
Коллин Н.Г. 74  
Колосков В.М. 24  
Колотушкин В.П. 4, 122  
Комаров А.О. 44  
Конов Ю.В. 11  
Конов В.И. 71  
Кононенко В.Ю. 87  
Кормилицын А.И. 87, 115  
Королев А.В. 78  
Кортов В. С. 84  
Костромитина Н.В. 68  
Кот Н.Х. 114  
Коуров Н.И. 78  
Коянбаев Е. Т. 42  
Краевский С. В. 78  
Красиков Е.А. 37  
Кривобоков В.П. 9  
Крымский В.В. 29  
Кузнецов А.Р. 10, 25  
Кучин А.Г. 69
- Л**  
Лазуков В.Н. 62  
Лекомцев С.А. 111  
Литвинов А.В. 18, 24, 38, 114  
Логачев П.В. 114  
Лютикова М.С. 49  
Лясота И.А. 121
- М**  
Макаров А.Н. 108  
Макаров Е.И. 39  
Максимкин О.П. 26, 27, 29, 42, 107  
Малышкин Г. Н. 108  
Манеску А. 106  
Марми, Пьер 28  
Марченков В.В. 78  
Марченкова Е.Б. 78  
Маширев В.П. 123  
Медведева Е.В. 107  
Медетов Н.А. 72  
Мерзляков А.В. 123  
Минин П.В. 85  
Мирмельштейн А.В. 55, 56, 60  
Можаровский С.М. 91, 94  
Моисеев А.В. 11  
Мосин А.М. 19, 41  
Москаленко В.В. 31  
Москаленко Л.В. 31  
Мушников Н. 60
- Н**  
Наумов С.В. 67, 68  
Неклюдов И.М. 44
- Немковский К.С.** 62  
Неустроев В.С. 39  
Никитин А.А. 35, 50, 97  
Никифоров С. 84  
Николаев А.Л. 5, 7  
Николаева Е.В. 95  
Никулин С.А. 4, 122  
Новоселов А.А. 96  
Новоселов А.Е. 43
- О**  
Овчинников В.В. 91, 94, 100, 121  
Ожигов Л.С. 44  
Осетский Ю.Н. 13, 14  
Островский З.Е. 39  
Отставнов В.В. 103
- П**  
Панов А.В. 123  
Панферов П.П. 115  
Панченко В.Л. 19, 41, 41, 49  
Паранин С.Н. 38  
Парфенов А.А. 4  
Пархоменко В.Д. 20, 24  
Пацелов А.М. 21, 104  
Перминов Д.А. 3,8  
Петров Э.Е. 11  
Печенкин В.А. 11, 21, 25  
Пилипенко Н.Н. 44  
Пилогин В.П. 21, 38, 104  
Плаксин О.А. 76  
Плохой В.В. 120  
Подгорнова И.В. 111  
Подлесняк А. 58, 60  
Половинкина Ю.В. 78  
Помякушина Е. 58  
Поносов Ю. С. 71  
Портных И.А. 37, 40, 41  
Потанина Л.В. 122  
Прокопьев Е.П. 98, 99  
Проскурнина Н. 60  
Пушин В.Г. 78  
Пышин И.В. 11
- Р**  
Ральченко В.Г. 71  
Распопова Г.А. 22, 23  
Рогожкин С. В. 35, 50, 78, 97  
Рустамова В.М. 73  
Рустикелли Ф. 106  
Рыбалко О.Г. 100  
Рыбина А.В. 62

## Указатель авторов

- |  |   |  |  |
|--|---|--|--|
| <p><b>С</b><br/>Сагарадзе В.В. 17, 18, 24, 25, 36, 38, 91, 120, 121<br/>Садовский М.В. 55<br/>Самарин С.И. 120<br/>Сандалов В.Н. 73, 120<br/>Сапожников Ф.А. 120<br/>Сапрыкин И.В. 121<br/>Святов И.Л. 111<br/>Селищев П.А. 31, 92<br/>Сергеев С.Г. 122<br/>Смирнов Д.И. 72<br/>Соколовский Д.В. 122<br/>Солодова И.Л. 104<br/>Стариков С.А. 25<br/>Старков В.А. 43<br/>Степанов В.А. 12, 76<br/>Степанов И.А. 21, 25<br/>Степовик А.П. 87, 103<br/>Стриженов М.Н. 43<br/>Субботин В.Г. 123</p>              | <p>Суренков А.И. 123<br/>Сычева Т. С. 90<br/>Сюткин Н.Н. 101</p> <p><b>Т</b><br/>Таскаев С.Ю. 108<br/>Теплоухов С.Г. 20<br/>Терентьев Д. 13, 14<br/>Тимошенков С.П. 99<br/>Титов А.Т. 114<br/>Титоров Д. Б. 94<br/>Титорова Н. В. 94<br/>Ткачев О.В. 70<br/>Токтогулова Д.А. 26, 27<br/>Торопов А.Д. 123<br/>Торопов И.В. 111<br/>Турубарова Л.Г. 29, 42</p> <p><b>Ф</b><br/>Федосеев В.Е. 43<br/>Фейнберг О.С. 123<br/>Филатова М.Д. 106<br/>Филиппов Ю.И. 38<br/>Филлипов А.В. 94<br/>Фоменко Ю.Э. 46</p> | <p>Фунтиков Ю.В. 99</p> <p><b>Х</b><br/>Хмелевская В.С. 105, 110<br/>Хмелевский Н.О. 99<br/>Хомский Д.И. 58<br/>Хомяков Ю.С. 11<br/>Хоромский В.А. 11<br/>Хохлов В.А. 123<br/>Худяков А.А. 43</p> <p><b>Ц</b><br/>Цыбуля С.В. 114<br/>Цыганов И.А. 106<br/>Цыгвинцев А.В. 41<br/>Цыгвинцев В.А. 49<br/>Цыкалов В.С. 63<br/>Цыканов В.А. 43</p> <p><b>Ч</b><br/>Чернецов М.В. 85<br/>Чернышёв Е.Г. 21, 104<br/>Чернышов Д. 55<br/>Чечеткина З.И. 43</p>                     | <p>Чукалкин Ю.Г. 19, 41, 72</p> <p><b>Ш</b><br/>Шабашов В.А. 18, 24, 38, 114<br/>Шабурова Н.А. 29<br/>Шамаев Е.Ю. 70<br/>Шемякин В.Н. 41<br/>Шестаков А. Е. 111<br/>Шиляев Б.А. 44, 46<br/>Шихалев В.С. 19<br/>Шишин В.Ю. 43<br/>Шишов В.Н. 51<br/>Шукайло В.П. 70</p> <p><b>Щ</b><br/>Щербаков Е.Н. 19, 41</p> <p><b>Я</b><br/>Яговитин П.И. 19<br/>Яковлев В.В. 43<br/>Янин С.Н. 9<br/>Яровчук А.В. 29, 42</p>   |
| <p><b>А</b><br/>Ahmad, Niaz 111<br/>Akshentsev, Yu. 55<br/>Alekseev, P.A. 62<br/>Almeida, M. 59<br/>Andreev, A.V. 57<br/>Ashraf, E. M. M. 61</p> <p><b>В</b><br/>Bacon, D.J. 13,14<br/>Berger, I. F. 36, 55, 69, 71<br/>Bobrovskii, V.I. 60б<br/>119<br/>Bruemmer, S. M. 49<br/>Butcher, F. J. 48</p> <p><b>С</b><br/>Chastain, S. A. 47<br/>Chau, N. 63<br/>Chernyshov, D. 55<br/>Clementyev, E.S. 55, 56<br/>Conder, K. 58</p> <p><b>Д</b><br/>Dubinin, S. F. 20</p> <p><b>Е</b><br/>Edwards, D. J. 49</p> | <p>Efsing, Pål 49<br/>Eremin, E.V. 63</p> <p><b>F</b><br/>Furrer, A. 58</p> <p><b>G</b><br/>Ganguly, C.<br/>Garner, F.A. 26, 27, 47, 48, 49<br/>Ghuri, I. M. 28<br/>Gonçalves, A.P. 59<br/>Gouder, T.<br/>Greenwood, L. R. 48<br/>Griffiths, M. 48</p> <p><b>H</b><br/>Havela, L. 59<br/>Henriques, M.S. 59<br/>Hussain, Rafaqat 111<br/>Hussain, Syed T. 111</p> <p><b>I</b><br/>Ibragimova, E.M. 73, 77, 120<br/>Inozemtsev, V. 14</p> <p><b>K</b><br/>Kalanov, M.U. 73, 77, 120</p>                      | <p>Kazantsev, V.A. 60, 71<br/>Kerbel, O. 55<br/>Khomskii, D. I. 58<br/>Khusro, Syed N. 111<br/>Killeen, J.<br/>Kim, Dong-Hyun 63<br/>Kim, P.D. 63<br/>Kirk, M. 4<br/>Kozlenko, D. 55</p> <p><b>L</b><br/>Lazukov, V.N. 62</p> <p><b>M</b><br/>Makenas, B. J. 47<br/>Marmy, Pierre 28<br/>Mignot, J.-M. 62<br/>Mirmelstein, A.V. 55, 56, 60<br/>Mushnikov, N. 60</p> <p><b>N</b><br/>Nemkovski, K.S. 62<br/>Nikolaev, A.L. 5,7</p> <p><b>O</b><br/>Osetsky, Yu.N. 13,14</p> | <p><b>P</b><br/>Parkhomenko, V.D. 20, 24<br/>Podlesnyak, A. 58, 60<br/>Pomjakushina, E. 58<br/>Proskurnina, N. 60</p> <p><b>R</b><br/>Russina, M. 58<br/>Rybina, A.V. 62</p> <p><b>S</b><br/>Sandalov, V.N. 73б<br/>120<br/>Shick, A. 60<br/>Strässle, Th. 58</p> <p><b>T</b><br/>Tecchio, Luigi 114<br/>Teploukhov, S. G. 20<br/>Terentyev, D. 13,14<br/>Tsikalov, V.S. 63</p> <p><b>V</b><br/>Volkov, N.V. 63<br/>Voronin, V.I. 36, 55, 60, 69, 71, 114</p> <p><b>Y</b><br/>Yu, Seong-Cho 63</p> |