

Десятый Международный Уральский Семинар

РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Тезисы докладов

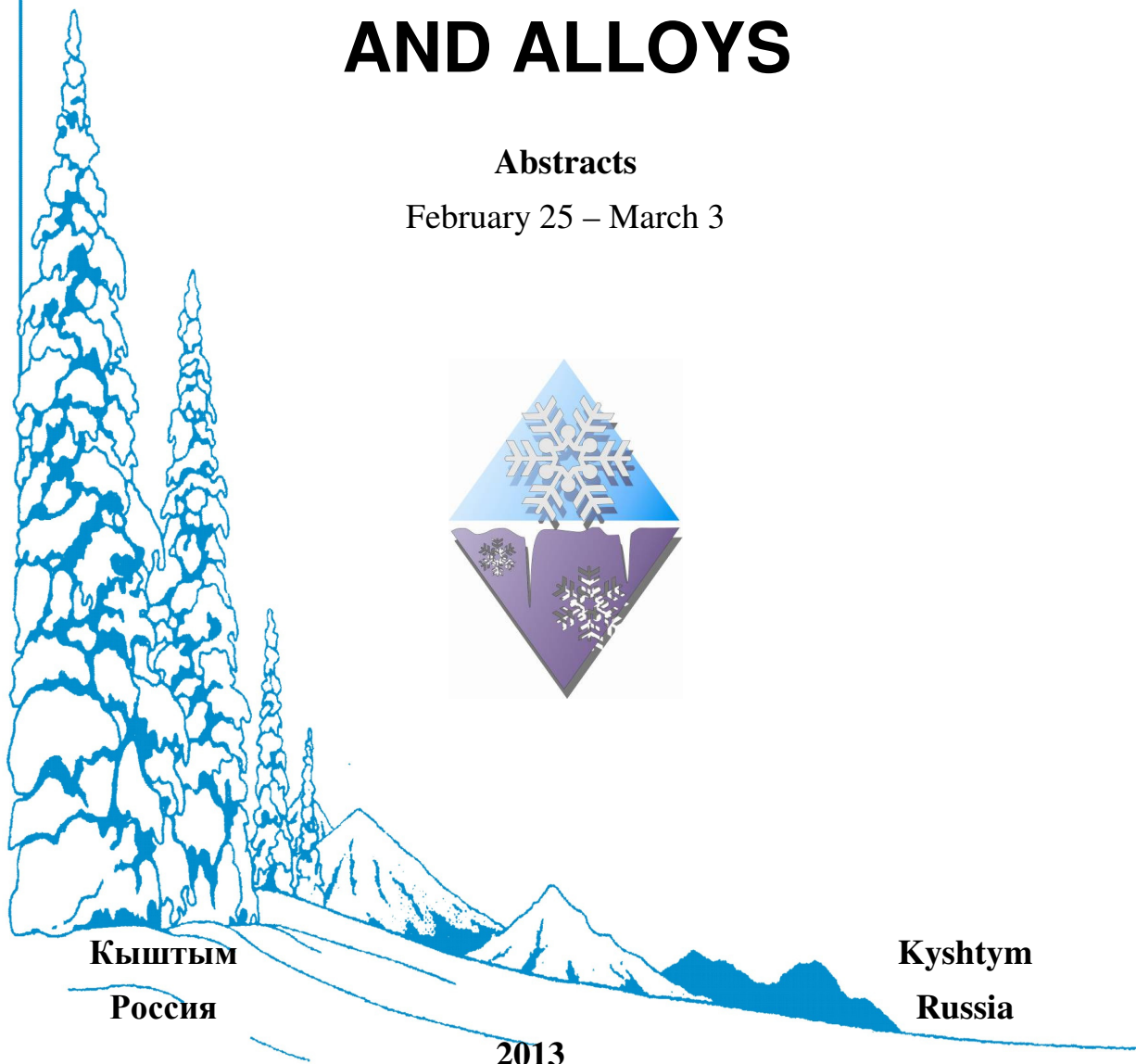
25 февраля – 3 марта

The Tenth International Ural Seminar

RADIATION DAMAGE PHYSICS OF METALS AND ALLOYS

Abstracts

February 25 – March 3



Кыштым
Россия

Kyshtym
Russia

2013

Организационный комитет:

Б.Н. Гощицкий, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Со-
председатель
Е.Н. Аврорин, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Со-
председатель
В.В. Плохой, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Зам.
председателя
В.В. Сагарадзе, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,
Зам. председателя
Л.С. Талантова, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Зам.
председателя
В.Л. Арбузов, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,
Учёный секретарь Семинара
В.Е. Архипов, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
В.И. Бобровский, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
В.В. Дрёмов, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск
А.Г. Залужный, ИТЭФ, Москва
Ю.Н. Зуев, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск
В.С. Кортов, УГТУ-УПИ, Екатеринбург
М.В. Леонтьева-Смирнова, ВНИИИМ, Москва
А.В. Мирмельштейн, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск
А.Ю. Мялицин, Советник председателя УрО РАН,
Екатеринбург
А.Л. Николаев, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург
В.В. Овчинников, ИЭФ УрО РАН, Екатеринбург
В.Ф. Терещенко, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск

Международный консультативный комитет:

П.А. Алексеев, Moscow, Russia
S.L. Dudarev, Culham, UK
F.A. Garner, Richland, USA
S.I. Golubov, Oak Ridge, USA
E.M. Ibragimova, Ulugbek, Uzbekistan
M.A. Kirk, Argonne, USA
Yu.V. Konobeev, Obninsk, Russia
P. Pareige, Rouen, France
A.A. Podlesnyak, Oak Ridge, USA
B.V. Robouch, Rome, Italy
Y.A. Quere, Paris, France
V.N. Voyevodin, Kharkov, Ukraine

Организаторы семинара:

Институт физики металлов УрО РАН
Российский Федеральный Ядерный Центр –
ВНИИТФ
Научный Совет РФТТ РАН

Программный комитет:

В.В. Сагарадзе, ИФМ УрО РАН
A.V. Andreev, Prague, Czech Republic
B.C. Агеев, ВНИИИМ, Москва
В.Е. Архипов, ИФМ УрО РАН
А.Г. Залужный, ИТЭФ, Москва
А.В. Козлов, ИРМ, Заречный
В.С. Кортов, УГТУ-УПИ, Екатеринбург
М.В. Леонтьева-Смирнова, ВНИИИМ, Москва
А.В. Мирмельштейн, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск
А.Л. Николаев, ИФМ УрО РАН
В.В. Овчинников, ИЭФ УрО РАН
М.В. Садовский, ИЭФ УрО РАН

Секретариат:

В.Л. Арбузов, ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Учёный
секретарь Оргкомитета
Д.А. Перминов, ИФМ УрО РАН, Россия, Зам.
Учёного секретаря Оргкомитета
С.Е. Данилов, ИФМ УрО РАН, Россия
В.В. Дрёмов, РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия
Н.М. Клейнерман, ИФМ УрО РАН, Россия
А.В. Литвинов, ИФМ УрО РАН, Россия
Celia M. Elliott, University of Illinois at Urbana-
Champaign, USA

Комиссия по подведению итогов конкурса молодых докладчиков:

В. В. Сагарадзе, Председатель
В. Я. Баянкин
С. Н. Вотинов
Н.Н. Герасименко
А. Г. Залужный
Н. Г. Колин
В. Н. Брудный
В. А. Печёнкин

Наши спонсоры:

Госкорпорация по атомной энергии «Росатом»,
Москва
Международный Научно-технический Центр,
Москва
Российский Фонд Фундаментальных Исследований,
Москва
Администрация г. Снежинск
РФЯЦ – ВНИИТФ, Снежинск
ФГУП ПО «Маяк»
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), Российскому Фонду Фундаментальных Исследований, ФГУП ПО «Маяк» и Администрации г. Снежинск за финансовую поддержку молодых ученых–участников Семинара. Мы надеемся, что наша встреча в Снежинске будет способствовать расширению и укреплению научных контактов.

Составитель сборника
Перминов Д.А.

I. ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ФИЗИКИ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ	1
EFFECT OF Si ATOM CONCENTRATION ON FORMATION OF VACANCY COMPLEXES IN ELECTRON-IRRADIATED Fe-Cr ALLOYS	3
<u>Anatoly P. Druzhkov</u> and Alexander L. Nikolaev	
THEORY OF RADIATION GROWTH OF HCP METALS	3
<u>S.I. Golubov</u> , A.V. Barashev and R.E. Stoller	
INTERACTIONS AND CLUSTERING OF POINT DEFECTS IN METALS	4
<u>P.A. Korzhavyi</u> , A.V. Ruban and V.I. Razumovskiy	
ON SOLUBILITY OF CHROMIUM IN α-IRON AT LOW TEMPERATURES	5
<u>Alexander L. Nikolaev</u>	
DISLOCATION LOOPS IN Fe-BASED ALLOYS: FEATURES LEARNED FROM ATOMISTIC MODELLING	6
<u>D. Terentyev</u> , Yu.N. Osetsky	
РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Ti С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПРИ НЕЙТРОННОМ И ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИЯХ	6
<u>В.Л. Арбузов</u> , Б.Н. Гощицкий, С.Е. Данилов, А.Е. Карькин, В.И. Воронин, В.В. Сагарадзе	
РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В БЕРИЛЛИИ И ЦИРКОНИИ	7
<u>М.Г. Ганченкова</u> , П.В. Владимиров, В.А. Бородин	
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЕ НА ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЕЛЕНИДА ОЛОВА ЛЕГИРОВАННОГО Pr И Er	8
<u>Дж.И. Гусейнов</u> , М.И. Мургузов, Р.Ф. Мамедова, Ш.С. Исмаилов	
РАДИАЦИОННО И ТЕРМИЧЕСКИ ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Si С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ	9
<u>С.Е. Данилов</u> , В.Л. Арбузов	
ВЛИЯНИЕ γ ОБЛУЧЕНИЯ НА ТЕРМОЭДС И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА В СИСТЕМЕ СПЛАВ $Tb_xSn_{1-x}Se$	10
<u>Т.А. Джафаров</u> , А.А. Карибов, Дж.И. Гусейнов, Ш.С. Исмаилов	
ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ОБЛУЧЕННОМ НЕЙТРОНАМИ НИКЕЛЕ	11
<u>А.П. Дружков</u> , Д.А. Перминов, В.Л. Арбузов	
АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИИ ЭЛЕМЕНТОВ ЗАМЕЩЕНИЯ НА ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН	12
<u>А.Р. Кузнецов</u> , Ю.Н. Горностырев, И.Н. Каркин, Л.Е. Карькина	
ОПИСАНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДИФфуЗИИ В МОЛИБДЕНЕ И УРАНЕ НА ОСНОВЕ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	13
<u>А.Ю. Куксин</u> , Д.Е. Смирнова, С.В. Стариков, А.В. Янилкин	
ИЗУЧЕНИЕ НАДАТОМНОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА САВ-1, ОБЛУЧЕННОГО БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ ДО ВЫСОКИХ ФЛЮЕНСОВ, МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ	14
<u>В.М. Лебедев</u> , В.Т. Лебедев, С.П. Орлов, Б.З. Марголин, А.М. Морозов	
АНАЛИЗ ТЕМПЕРАТУРНО-ДОЗОВЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ КРИТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МАРТЕНСИТНОГО $\gamma \rightarrow \alpha$- ПЕРЕХОДА В НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ	15
<u>О.П. Максимкин</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННАЯ ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФфуЗИЯ В ЖЕЛЕЗЕ, ЕГО СПЛАВАХ И КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЯХ	15
<u>А.Н. Новоселов, Е.А. Смирнов</u>	
АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ С ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН В МОЛИБДЕНЕ	17
<u>И.И. Новоселов, А.Ю. Куксин, А.В. Янилкин</u>	
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Li-Mg-Cu-Zr-Mn ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	18
<u>Н.В. Гущина, В.В. Овчинников, Ф.Ф. Махинько, С.М. Можаровский, Л.И. Кайгородова</u>	
ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ РАДИАЦИИ НА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ	19
<u>Б.Л. Оксенгендлер, Ф.Г. Джурабекова, Э.М. Ибрагимова, С.Е. Максимов, Н.Н. Тураева</u>	
ЭВОЛЮЦИЯ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ОБЛУЧЕННОМ НЕЙТРОНАМИ ЧИСТОМ НИКЕЛЕ	19
<u>Д.А. Перминов, А.П. Дружков, В.Л. Арбузов</u>	
ПЕРВИЧНАЯ РАДИАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ РЕАКТОРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ	20
<u>В.А. Печенкин, К.Г. Чернов, Ю.В. Конобеев, В.А. Черный</u>	
МОДЕЛИРОВАНИЕ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОЙ СЕГРЕГАЦИИ В СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ НЕОДНОРОДНОГО ОБЛУЧЕНИЯ	21
<u>В.А. Печенкин, А.Д. Чернова, В.Л. Молодцов, В.А. Рябов, D. Terentyev, F.A. Garner</u>	
НАКОПЛЕНИЕ ИМПЛАНТИРОВАННОГО ДЕЙТЕРИЯ В Fe И СПЛАВАХ Fe-Cr	22
<u>Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов</u>	
МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА ОБОГАЩЕННЫХ ХРОМОМ НАНО-КЛАСТЕРОВ ПОД НЕЙТРОННЫМ ОБЛУЧЕНИЕМ	23
<u>В.В. Светухин, П.Е. Львов, Э. Гаганидзе</u>	
ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТОКОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ И ПРИЛОЖЕННЫХ НАГРУЗКАХ В ОЦК (Fe, V) И ГЦК (Cu) КРИСТАЛЛАХ	24
<u>А.Б. Сивак, П.А. Сивак</u>	
НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ КИНЕТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ РАДИАЦИОННО-УСКОРЕННОЙ ГРАНИЧНОЙ ДИФфуЗИИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ С ПРИМЕСЯМИ	25
<u>Е.А. Смирнов</u>	
МОДЕЛИРОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	26
<u>Н.М. Созонова, А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин, И.Л. Нагорных</u>	
МД МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СЕГРЕГАЦИЙ В СПЛАВЕ Fe-Ni	26
<u>С.А. Стариков, А.Р. Кузнецов, Ю.Н. Горностырев, Л.Е. Карькина, В.В. Сагарадзе</u>	
АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ РЕКОМБИНАЦИИ И КЛАСТЕРИЗАЦИИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ	27
<u>А.В. Янилкин</u>	
<u>II. МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ И ТЕРМОЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ</u>	<u>29</u>
INTERACTIONS BETWEEN VOID SWELLING AND IRRADIATION CREEP IN THICK 304 STAINLESS STEEL REFLECTOR BLOCKS IN RESPONSE TO GRADIENTS IN NEUTRON FLUX-SPECTRA AND IRRADIATION TEMPERATURE	31
<u>F.A. Garner, P. Freyer, D.L. Porter, C. Knight, T. Okita, M. Sagisaka, Y. Isobe, J. Etoh, T. Matsunaga, Y. Huang, J. Wiezorek</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

ION-INDUCED VOID SWELLING OF FERRITIC-MARTENSITIC AND ODS-FERRITIC ALLOYS AT 100-600 dpa AND 400-550°C	32
<u>F.A. Garner, V.N. Voyerodin, V.V. Bryk, O.V. Borodin, V.V. Melnichenko, A.S. Kalchenko, L. Hsiung</u>	
SECOND-ORDER RADIATION PHENOMENA IN AUSTENITIC AND HIGH NICKEL ALLOY INTERNAL COMPONENTS GROWING TO FIRST ORDER IMPORTANCE AT THE HIGHER DAMAGE LEVELS ASSOCIATED WITH PWR PLANT LIFE EXTENSION	32
<u>F. A. Garner, L.R. Greenwood, M. Gusev, O.P. Maksimkin</u>	
SWELLING, CREEP AND EMBRITTLEMENT OF D9 STAINLESS STEEL CLADDING AND DUCT IN FFTF DRIVER ASSEMBLIES AFTER HIGH NEUTRON EXPOSURE	33
<u>F.A. Garner, B.J. Makenas and S.A. Chastain</u>	
FERRITE FORMATION IN AUSTENITIC ALLOYS IRRADIATED IN BOR-60 AND HFIR NUCLEAR REACTORS	34
<u>M.N. Gussev, J.T. Busby, L. Tan, F.A. Garner</u>	
MARTENSITIC INSTABILITY DURING PLASTIC DEFORMATION OF HIGH IRRADIATED AUSTENITIC ALLOYS	34
<u>M.N. Gussev, J.T. Busby</u>	
THE ROLE OF SCALE FACTOR DURING TENSILE TEST OF IRRADIATED METALS AND ALLOYS	35
<u>M.N. Gussev, J.T. Busby, M.A. Sokolov</u>	
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ	36
<u>С.А. Аверин, В.Л. Панченко, В.В. Шушлебин, М.В. Евсеев, Л.П. Синельников</u>	
АТОМНО-ЗОНДОВАЯ ТОМОГРАФИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ ПРИ ВАРИАЦИИ СОДЕРЖАНИЯ ТИТАНА В 13% Cr ДУО СТАЛЯХ	36
<u>А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, А.Г. Залужный, Н.А. Искандаров, А.А. Никитин, Н.Н. Орлов, М.А. Козодаев</u>	
СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В РАЗРАБОТКЕ РАДИАЦИОННО-СТОЙКИХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ (ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И КАРБИД КРЕМНИЯ)	37
<u>Р.А. Андриевский</u>	
МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕРИДИОНАЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА U-1,5% Mo-1% Zr ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ	38
<u>А.С. Александров, Д.А. Беляев, Ю.Н. Зуев, Е.А. Козлов, И.Л. Святлов, Е.А. Шестакова</u>	
ОТКОЛЬНЫЕ И СДВИГОВЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ, ТВЕРДОСТЬ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА U-1,5% Mo ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ	39
<u>Е.А. Козлов, Д.А. Беляев, Ю.Н. Зуев, И.Л. Святлов</u>	
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЭК-181 И ЧС-139 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМООБРАБОТОК (НЕЙТРОНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ)	41
<u>В.И. Воронин, И.Ф. Бергер, Б.Н. Гощицкий, М.В. Леонтьева-Смирнова, В.М. Чернов</u>	
ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЭК-181 И ЧС-139 (НЕЙТРОНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ)	42
<u>В.И. Воронин, И.Ф. Бергер, Б.Н. Гощицкий, М.В. Леонтьева-Смирнова, В.М. Чернов</u>	
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БОРАЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С ФУНКЦИЕЙ НЕЙТРОННОЙ ЗАЩИТЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ	43
<u>С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, И.С. Каманцев, С.В. Смирнова</u>	
ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЧС68 ПРИ ВЫСОКОДОЗНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ И ЕЕ СВЯЗЬ С РАДИАЦИОННЫМ РАСПУХАНИЕМ	44
<u>Н.В. Глушкова, И.А. Портных, Е.А. Кинев, А.В. Козлов</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

КОРРОЗИЯ ОБЛУЧЕННОГО ГРАФИТА ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ ВО ВЛАЖНОЙ КИСЛОРОДСОДЕРЖАЮЩЕЙ И БЕСКИСЛОРОДНОЙ СРЕДЕ	44
<u>О.А. Голосов, М.С. Лютикова, В.В. Бедин, С.В. Старицын</u>	
РАЗУПРОЧНЕНИЕ И ОХРУПЧИВАНИЕ СТАЛИ ЭК164 ПРИ ВЫСОКОДОЗНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	45
<u>М.В. Евсеев, И.А. Портных, А.В. Козлов, С.В. Барсанова</u>	
ВЕРТИКАЛЬНЫЙ ЛИТИЕВЫЙ ЛИМИТЕР ДЛЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ НА ТОКАМАКЕ T11-M	47
<u>М.Ю. Жарков, И.Е. Люблинский, А.В. Вертков</u>	
АКУСТИЧЕСКИ РЕГИСТРИРУЕМАЯ СТРЕСС-КОРРОЗИЯ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ 04X20H6Г11М2АФБ	48
<u>Ю.И. Филиппов, В.А. Завалишин, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, С.Ю. Мушникова, Г.Ю. Калинин</u>	
ОСОБЕННОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК164-ИД х.д., ОБЛУЧЕННЫХ В РЕАКТОРЕ БН-600 ДО МАКСИМАЛЬНЫХ ЗНАЧЕНИЙ ПОВРЕЖДАЮЩЕЙ ДОЗЫ 95 сна И ВЫГОРАНИЯ ТОПЛИВА 13,2% т.а.	49
<u>И.П. Золотов, В.В. Чуев</u>	
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ И ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Fe НА НАНОСТРУКТУРУ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181	49
<u>Н.А. Искандаров, А.А. Алеев, А.Г. Залужный, А.А. Никитин, С.В. Рогожкин</u>	
КОНЦЕПЦИЯ НАЧАЛЬНОГО ВОЗБУЖДЕННОГО СОСТОЯНИЯ КАК ЦЕНТРАЛЬНОЕ ЗВЕНО НОВОЙ ПАРАДИГМЫ ДЛЯ БЫСТРО ПРОТЕКАЮЩИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	50
<u>М.П. Кашенко, В.Г. Чащина</u>	
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ОКИСЛЕНИЯ ДЛЯ МЕХАНОСИНТЕЗА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ОКСИДАМИ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	51
<u>К.А. Козлов, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, А.В. Литвинов</u>	
АТОМНО-МАСШТАБНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВОГО РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА СПЛАВА Fe-22%Cr ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СТАРЕНИИ	52
<u>О.А. Корчуганова, А.А. Алеев, С.В. Рогожкин</u>	
МЕТОДИКА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ГРАФИТА ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОБЛУЧЕНИЯ 500-700°С ДО ФЛЮЕНСА НЕЙТРОНОВ $(1-3) \cdot 10^{22}$ н/см²	53
<u>П.А. Платонов, О.К. Чугунов, Д.А. Кулешов, В.М. Алексеев, Л.Л. Лышов, И.Ф. Новобратская</u>	
МЕХАНИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ДЛЯ РЕАКТОРНОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ МОДЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ ЭЛЕМЕНТАМИ ВНЕДРЕНИЯ (В, N)	53
<u>В.А. Шабашов, А.В. Литвинов, С.В. Борисов, К.А. Ляшков, К.А. Козлов, А.Е. Заматовский, Н.В. Катаева, С.Г. Титова</u>	
ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАЗВИТИЕ ВАКАНСИОННОЙ ПОРИСТОСТИ, РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ И ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛЗУЧЕСТИ В ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ X18H10T	54
<u>Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, С.В. Белозеров, А.В. Обухов</u>	
ФАЗОВОЕ $\gamma \rightarrow \alpha'$-ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПРОЦЕССЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ СТАЛИ 12X18H10T	55
<u>М.С. Мережко, О.П. Максимкин</u>	
АТОМНО-ЗОНДОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ СЕГРЕГАЦИЙ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ EUROFER97, ОБЛУЧЕННОЙ В РЕАКТОРЕ БОР-60 ДО ДОЗЫ 32 сна	56
<u>А.А. Никитин, С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.Б. Германов, А.Г. Залужный</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛИ ODS EUROFER ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ	56
<u>Н.Н. Орлов, С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.Г. Залужный, Р.П. Куйбида, Т.В. Кулевой, А.А. Никитин, Б.Б. Чалых, В.Б. Шишмарев</u>	
НАДАТОМНАЯ СТРУКТУРА ОБРАЗЦОВ СТАЛЕЙ ЧС-139 И ЭК-181, ОБЛУЧЕННЫХ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ	57
<u>В.Д. Пархоменко, С.Г. Богданов, Б.Н. Гощицкий, В.М. Чернов</u>	
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СМЕЩЕНИЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРИСТОСТИ, СФОРМИРОВАВШЕЙСЯ В СТАЛИ ЭК164 ПРИ ВЫСОКОДОЗНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	57
<u>И.А. Портных, А.В. Козлов, В.Л. Панченко</u>	
ТОМОГРАФИЧЕСКИЕ АТОМНО-ЗОНДОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК	58
<u>С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.Г. Залужный, М.А. Козодаев, Н.А. Искандаров, А.А. Никитин, Н.Н. Орлов</u>	
РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ.	59
<u>В.В. Сагарадзе</u>	
МОДЕЛИРОВАНИЕ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНО-НАКЛОННОЙ МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЫ В СПЛАВЕ FeCr	60
<u>А.Б. Муралев, М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин</u>	
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ С ОБОГАЩЕННЫМИ ХРОМОМ ПРЕЦИПИТАТАМИ В СПЛАВЕ Fe-9%Cr: МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	61
<u>М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин</u>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДЕЙТЕРИЯ В РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ ФТОРИДОВ	62
<u>Ю.Н. Долинский, Р.Р. Фазылов</u>	
ОПЫТ И МЕТОДОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕАКТОРНЫХ СБОРОК БН-600	62
<u>В.В. Чувев, В.Ф. Росляков</u>	
РАСПУХАНИЕ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СТАЛИ 304SS(SA), В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОБЛУЧЕНИЯ И ФЛЮЕНСА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНОВ	63
<u>В.В. Чувев</u>	
КОРРОЗИЯ И СТРУКТУРА ИЗДЕЛИЙ ТВС ВВЭР-1000 ИЗ СПЛАВА Э635 ПРИ ВЫГОРАНИИ ДО 72 МВт·сут/kgU	64
<u>В.Н. Шишов, В.А. Маркелов, В.В. Новиков, М.М. Перегуд, А.Ю. Шевяков, И.Н. Волкова, Г.П. Кобылянский, А.Е. Новоселов, А.В.Обухов</u>	
<u>III. ИССЛЕДОВАНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ НЕУПРУГОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ, РЕНТГЕНОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ И ИЗМЕРЕНИЯ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦОВ</u>	67
MAGNETIC EXCITATIONS IN $\text{EuCu}_2(\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x})_2$: BETWEEN VALENCE INSTABILITY AND MAGNETISM	69
<u>Pavel A. Alekseev, Kirill S. Nemkovski, Jean-Michel Mignot, Ross Stewart, Alexey P. Menushenkov, Alexandr V. Gribov⁶</u>	
MAGNETIC RESONANT MODE IN CeB_6	70
<u>D.S. Inosov, G. Friemel, A.V. Dukhnenko, N.Y. Shitsevalova, N.E. Sluchanko, A. Ivanov, V.B. Filipov, and B. Keimer</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

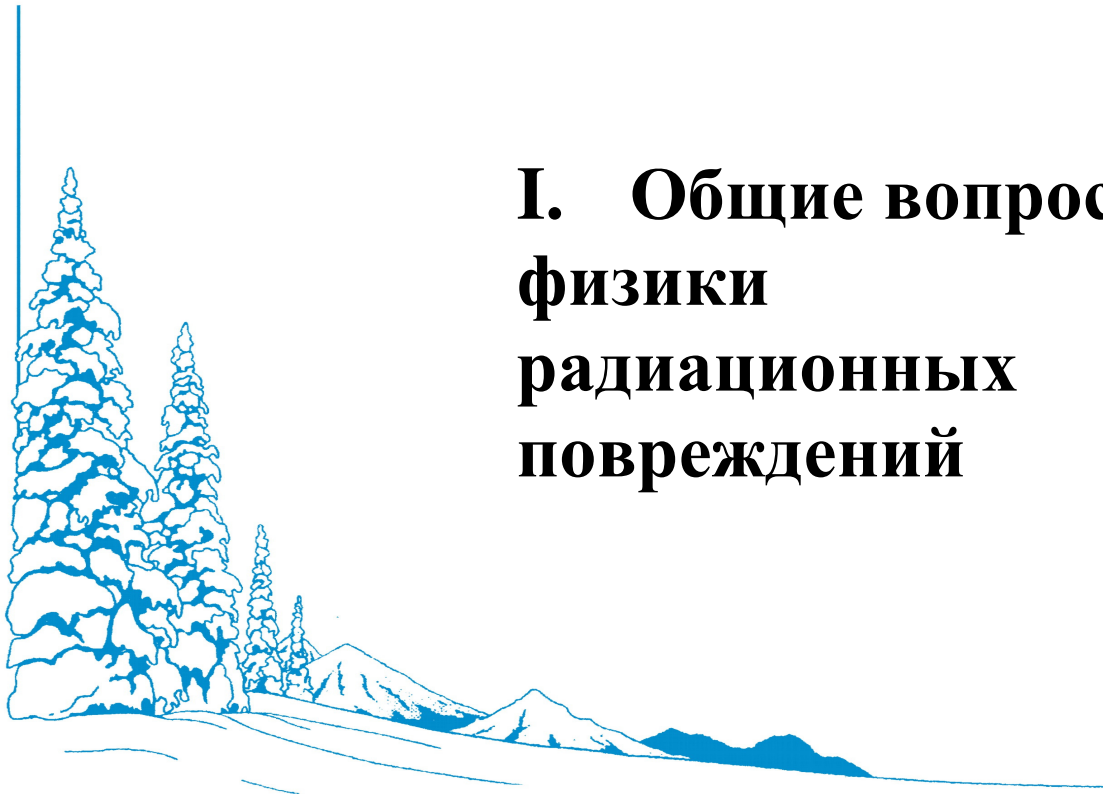
STUDIES OF NEUTRON ELASTIC AND INELASTIC DIFFUSE SCATTERING IN SINGLE CRYSTALS	71
<u>Jiri Kulda</u>	
SPIN DYNAMICS IN GEOMETRICALLY FRUSTRATED MULTIFERROIC $\text{Ni}_3\text{V}_2\text{O}_8$	72
<u>A. Podlesnyak</u> , G. Ehlers, M. Frontzek, R.S. Fishman, O. Zaharko, S. Barilo	
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА U-Nb	73
<u>С.В. Бондарчук</u> , В.В. Сагарадзе, Ю.Н. Зуев, И.Л. Святов, Д.А. Беляев	
МИКРОСКОПИЧЕСКИ ОДНОРОДНАЯ ФАЗА СОСУЩЕСТВОВАНИЯ СВЕРХПРОВОДИМОСТИ И АНТИФЕРРОМАГНЕТИЗМА В CeRhIn_5	74
<u>В.В. Вальков</u> , А.О. Злотников	
СПИН-ЗАВИСИМЫЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ТРАНСПОРТ В ГИБРИДНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ ФЕРРОМАГНИТНЫЙ МЕТАЛЛ/ДИЭЛЕКТРИК/ПОЛУПРОВОДНИК	75
<u>Н.В. Волков</u> , А.С. Тарасов, А.В. Еремин, С.Н. Варнаков, С.Г. Овчинников, А.О. Густайцев, И.А. Бондарев	
КОЛЛАПС 4f-ЭЛЕКТРОННОЙ ОБОЛОЧКИ В CeNi: МЕТАСТАБИЛЬНАЯ ФАЗА И ФАЗА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ)	76
<u>Е.С. Клементьев</u> , А.В. Мирмельштейн, А.В. Цвященко, Ю.Б. Лебедь	
ИССЛЕДОВАНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ В СПЛАВЕ УРАН – 6,3 ВЕС. % НИОБИЯ	77
<u>С.В. Бондарчук</u> , С.А. Коровин, <u>С.А. Лекомцев</u> , С.М. Новгородцев	
СПЕКТР МАГНИТНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ α- И δ- ПЛУТОНИЯ	78
<u>А.В. Мирмельштейн</u> , О.В. Кербель, Е.С. Клементьев	
<u>IV. РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В МАГНЕТИКАХ, СВЕРХПРОВОДНИКАХ, ПОЛУПРОВОДНИКАХ И ИЗОЛЯТОРАХ</u>	<u>81</u>
О ПРИРОДЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ЦЕНТРОВ ОКРАСКИ В ВОЛОКОННЫХ СВЕТОВОДАХ В ПРИМЕСЯХ ОН	83
<u>М.З. Амонов</u>	
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛА $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$	83
<u>Т.И. Арбузова</u> , С.В. Наумов, С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов	
РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СОЕДИНЕНИЯХ III-N (BN, AlN, GaN, InN)	85
<u>В.Н. Брудный</u> , Н.Г. Колин, А.Я. Поляков	
ВЛИЯНИЕ ПОЛОЖИТЕЛЬНОГО И ОТРИЦАТЕЛЬНОГО ДАВЛЕНИЯ НА МАГНИТНЫЕ И РЕШЕТОЧНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНЕТИКА $\text{La}(\text{Fe}_{0.86}\text{Si}_{0.14})_{13}$	86
<u>Э.З. Валиев</u> , И.Ф. Бергер, В.И. Воронин	
ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА n-GaN ОБЛУЧЕННОГО ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ	87
<u>С.С. Веревкин</u> , В.М. Бойко, В.Н. Брудный, В.С. Ермаков, Н.Г. Колин, А.В. Корулин, А.Я. Поляков	
ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО И ГАММА ОБЛУЧЕНИЯ НА GaN НЕМТ-ТРАНЗИСТОРЫ	88
<u>Н.В. Басаргина</u> , И.В. Ворожцова, <u>С.М. Дубровских</u> , О.В. Ткачев, В.П. Шукайло	
ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ GaAs	88
<u>Н.В. Басаргина</u> , И.В. Ворожцова, <u>С.М. Дубровских</u> , О.В. Ткачев, В.П. Шукайло	

СОДЕРЖАНИЕ

СТРУКТУРА, МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛУМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Co_2CrAl, Co_2CrGa, $\text{Co}_2\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x\text{Al}$ И Fe_2NbSn	90
<u>В.В. Марченков</u> , Н.А. Виглин, Н.И. Коуров, К.А. Белозерова, Е.П. Платонов, С.М. Емельянова, Е.Б. Марченкова, Е.И. Патраков, М.А. Миляев, Т.В. Кузнецова, Е.И. Шредер, В.П. Дякина, Н.W. Weber, M. Eisterer	
ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИ- И МОНОКРИСТАЛЛОВ $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ДО И ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ	91
И.В. Медведева, <u>В.В. Марченков</u> , С.В. Наумов, К.А. Белозерова, Е.Б. Марченкова, Т.В. Дьячкова, А.П. Тютюнник, Ю.Г. Зайнулин, С.Р. Yang, S.S. Chen, K. Wagner, Е.П. Платонов, С.М. Емельянова	
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОРАДИАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И МОРФОЛОГИЮ ПРИМЕСНО-ДЕФЕКТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ В ЛЕГИРОВАННОМ КРЕМНИИ	92
Ш. Махкамов, М. Каримов, <u>Н.А. Турсунов</u> , А.Р. Саттиев, М.Н. Эрдонов, Х.М. Холмедов, Ш.А. Муминова	
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ЛЕГИРОВАННОГО КРЕМНИЯ	93
Ш. Махкамов, М. Каримов, <u>Н.А. Турсунов</u> , А.Р. Саттиев, М.Н. Эрдонов, Х.М. Холмедов, Ш.А. Муминова	
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ И ГИСТЕРЕЗИС МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО $(\text{La}_{0.5}\text{Eu}_{0.5})_{0.7}\text{Pb}_{0.3}\text{MnO}_3$	94
<u>К.А. Шайхутдинов</u> , С.И. Попков, Д.А. Балаев, С.В. Семенов, А.А. Дубровский, К.А. Саблина, Н.В. Сапронова, Н.В. Волков	
<u>V. РАДИАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ МАТЕРИАЛОВ</u>	95
ЭРОЗИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МОЩНЫХ ПУЧКОВ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ	97
<u>Г.А. Блейхер</u> , В.П. Кривобоков	
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ МАРГАНЦА С РАЗЛИЧНОЙ ЭНЕРГИЕЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	97
<u>П.В. Быков</u> , В.Л. Воробьев, В.Я. Баянкин	
РАДИАЦИОННО-АМОРИЗОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ (R=Nd, Er)	98
<u>Э.З. Валиев</u> , А.Е. Теплых, Ю.Г. Чукалкин, С.Г. Богданов, Н.В. Кудреватых, А.Н. Пирогов	
ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ДОЗЫ ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ХРОМА	99
<u>В.Л. Воробьев</u> , П.В. Быков, В.Я. Баянкин, О.А. Бурев	
ИОННЫЙ СИНТЕЗ КРЕМНИЕВЫХ НАНОСТРУКТУР	100
<u>Н.Н. Герасименко</u>	
ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ФОЛЬГ $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$	101
<u>А.В. Жихарев</u> , И.Н. Климова, В.Я. Баянкин, Е.В. Харанжевский	
СТРУКТУРА ПЛАКИРОВОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ КОРПУСОВ АТОМНЫХ ЛЕДОКОЛОВ	102
<u>Н.В. Катаева</u> , В.В. Сагарадзе, С.Ю. Мушникова, Г.Ю. Калинин	
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО СПЛАВА 1960 (Al-Zn-Mg-Cu) В ХОДЕ ОБЛУЧЕНИЯ УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ Ar^+	103
Н.В. Гушина, <u>А.А. Клепикова</u> , С.М. Можаровский, В.В. Овчинников, Ф.Ф. Махинько, Л.И. Кайгородова	
ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ В ИССЛЕДОВАНИЯХ ФОЛЬГИ СПЛАВА $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$	104
<u>А.А. Новосёлов</u> , А.А. Шушков, В.Я. Баянкин, А.В. Вахрушев	

СОДЕРЖАНИЕ

МОДИФИКАЦИЯ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ОБЪЕМОВ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД ПРИ ИХ ПОВЕРХНОСТНОМ ОБЛУЧЕНИИ УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ <u>В.В. Овчинников</u>	105
<u>VI. ТЕХНИКА И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА</u>	<u>107</u>
HOW CAN TEM WITH IN SITU ION IRRADIATION OF THIN FOILS PREDICT NEUTRON IRRADIATION DAMAGE IN BULK? <u>М.А. Kirk, М. Li, Р.М. Baldo, D. Xu and B.D. Wirth</u>	109
ИНТЕНСИФИКАЦИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ДООБЛУЧЕНИЕМ <u>Е.А. Красиков, В.А. Николаенко</u>	109
НЕЙТРОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ <u>В.Т. Лебедев</u>	110
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НАБЛЮДЕНИЯ ЭФФЕКТА МЁССБАУЭРА В ХОДЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ <u>И.Ю. Романов, В.А. Семенкин, В.В. Овчинников</u>	111
ОБ ИМПУЛЬСНОМ ДАВЛЕНИИ ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПРОБОЕ В ПЛАВЛЕНОМ КВАРЦЕ <u>А.П. Степовик, В.В. Отставнов, Т.В. Купырина</u>	112
ВОДОРОДНО-ВАКУУМНАЯ ОБРАБОТКА ПОРОШКОВ ПАЛЛАДИЯ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В ПРОИЗВОДСТВЕ МЕТАЛЛОСПЛАВНЫХ КАТОДОВ ДЛЯ МАГНЕТРОНОВ С БЕЗНАКАЛЬНЫМ ЗАПУСКОМ <u>Н.Е. Харитонова, И.П. Ли, А.Д. Силаев, В.С. Поляков, Г.Г. Бондаренко</u>	113
УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ	116



I. Общие вопросы физики радиационных повреждений

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

EFFECT OF Si ATOM CONCENTRATION ON FORMATION OF VACANCY COMPLEXES IN ELECTRON-IRRADIATED Fe-Cr ALLOYS

Anatoly P. Druzhkov and Alexander L. Nikolaev
Institute of Metal Physics, Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

Understanding the effect of solute atoms on microstructural evolution is important for developing nuclear reactor materials. Solute atoms may capture mobile point defects thus affecting their migration, recombination and clustering. Therefore, the binding energy is one of the key parameters, which determines the effect of solute atoms on microstructural evolution.

A traditional simplified approach to accounting for the effect of solutes is the following. The interaction between point defects and solute atoms is investigated in a course of annealing after low temperature irradiation in model systems doped with 100-500 at ppm of solute. The obtained values of binding energy are used then in model calculations of radiation damage in commercial steels, which are doped with solutes at a level of 1 at %. It is assumed by default in this scheme that a value of binding energy obtained at 100-500 at ppm of solute stays the same if a doping level is increased up to ~10000 at ppm (~1 at %). The aim of our study was to understand to what extent this assumption stays valid.

We have investigated the effect of Si addition in the range of 0.2-1.5 at % in Fe-16Cr alloy on accumulation of point defects after irradiation with 5 MeV electrons at room temperature by means of positron annihilation. Basing on the available data it may be expected that Si atoms in a concentration about 500 at ppm have a very weak effect on accumulation of defects because these atoms do not capture defects at room temperature. On the contrary to the assumption above we have found a clear effect of Si concentration on accumulation of defects. The effect of Si addition on accumulation of defects is weak at 0.2 at % Si and very strong at 1.5 at % Si.

Kinetics of post-irradiation annealing of defects of similar samples irradiated to different fluence (high and low) has been also investigated. Annealing curves of Fe-16Cr-0.2Si demonstrate a shift about 150 K when changing fluence by an order of magnitude similar to that observed in the non-doped alloy. This shift is reduced to 25-50 K in Fe-16Cr-0.75Si and Fe-16Cr-1.5Si.

The changes in kinetics of accumulation and post-irradiation annealing of defects indicate that a new type of defect traps appears at Si concentration near 1 at %, which does not manifest itself at low Si concentrations. Thus, a simple extrapolation of data on binding energy obtained at low solute concentrations to a case of high concentrations may be erroneous.

THEORY OF RADIATION GROWTH OF HCP METALS

S.I. Golubov^{1,2}, A.V. Barashev^{1,2} and R.E. Stoller¹

¹*Materials Science and Technology Division, ORNL, Oak Ridge, TN 37831- 6138, USA*

²*Center for Materials Processing, Department of Materials Science and Engineering, University of Tennessee, East Stadium Hall, Knoxville, TN 37996-0750, USA*

Models of radiation growth have developed up to date are all based on the assumption that the primary damage produced via neutron irradiation takes place in the form of single point defects. These models do not account for the most important feature of cascade damage: intra-cascade clustering of self-interstitial atoms (SIAs) and their one-dimensional diffusion. During the last twenty years, a 'Production Bias Model' (PBM) has been developed, which shows that the

damage accumulation in BCC and FCC metals crucially depends on cascade properties. Since the cascade properties in hcp, e.g. zirconium, are found to be similar to those in cubic crystals one may expect that the PBM can provide a realistic framework for the hcp metals as well. An objective for the work is to present such a model in application radiation growth of Zr alloys.

INTERACTIONS AND CLUSTERING OF POINT DEFECTS IN METALS

P.A. Korzhavyi¹, A.V. Ruban¹ and V.I. Razumovskiy^{1,2}

¹*Department of Materials Science and Engineering, KTH Royal Institute of Technology, SE-100 44 Stockholm, Sweden (pavelk@kth.se)*

²*Materials Center Leoben Forschung GmbH, Roseggerstraße 12 8700 Leoben, Austria*

Computational *ab initio* studies provide useful information about the driving forces and atomistic mechanisms of point defect clustering in metallic materials, thereby enabling predictive modeling of structure evolution in materials under irradiation or heat treatment [1,2]. This is exemplified by two case studies of point defect interactions and clustering presented here.

The first study is concerned with the interactions between vacancies and impurities of hydrogen and oxygen in the copper metal, to form embryos of gas-filled pores. Stable and metastable atomic configurations in the ternary Cu-O-H system [3] are of interest in connection with catalytic applications of copper metal and its oxides [4], as well as with the Swedish plan of spent nuclear fuel disposal in a deep geological repository using copper canisters [5]. We have investigated the structures and energies of hydrogen and oxygen impurity interaction with a monovacancy in copper metal using *ab initio* calculations with the Quantum Espresso code [6]. A strong tendency for hydrogen accumulation (up to six H atoms per vacancy) is found [7].

The second study deals with atomic diffusion in refractory ceramic materials TiC and ZrC. Phase separation of a mixed carbide (Ti,Zr)C into TiC-rich and ZrC-rich fractions (via spinodal mechanism) can be used in order to achieve great mechanical hardness of the material. Phase separation is a diffusion-controlled process and, therefore, detailed knowledge about the diffusion of metal atoms is important. It has been studied in this work employing the projector-augmented-wave method [8] as implemented in the Vienna *ab initio* simulation package (VASP) [9]. The mechanism of metal atom self-diffusion in the sub-stoichiometric carbides is shown to involve clusters of one metal vacancy and up to six carbon vacancies [10]. Such vacancy clusters are strongly bound and can propagate through the lattice.

References

1. Fu C.C., Dalla J., Torre F., Willaime F., Bocquet J.L., Barbu A., *Nat. Mater.* **4**, 68 (2005).
2. Gorbatov O.I., Korzhavyi P.A., Ruban A.V., Johansson B., Gornostyrev Yu.N., *J. Nucl. Mater.* **419**, 248 (2011).
3. Korzhavyi P.A., Soroka I.L., Isaev E.I., Lilja C., Johansson B., *Proc. Natl. Acad. Sci. USA* **109**, 686 (2012).
4. Forster M., et al., *Phys. Rev. Lett.* **106**, 046103 (2011).
5. King F., Padovani C., *Corros. Eng. Sci. Technol.* **46**, 82 (2011).
6. Giannozzi P., et al., *J. Phys. Condens. Matter* **21**, 395502 (2009).
7. Korzhavyi P.A., to be published.
8. Blöchl P.E., *Phys. Rev. B* **50**, 17953 (1994).
9. Kresse G., Furthmüller J., *Phys. Rev. B* **54**, 11169 (1996).

10. Razumovskiy V.I., Ruban A.V., Odqvist J., Korzhavyi P.A., to be published.

ON SOLUBILITY OF CHROMIUM IN α -IRON AT LOW TEMPERATURES

Alexander L. Nikolaev

Institute of Metal Physics, Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

The iron-rich Fe-Cr alloys form a basis of the conventional stainless steels, which are widely used in industry due to their excellent mechanical and chemical properties. However, Cr solubility in α -iron is limited. Because of this limitation, high-Cr alloys and steels demonstrate a tendency to the phase separation into Fe-rich (α -phase) and Cr-rich (α' -phase) fractions leading to the embrittlement (found first during ageing at 475 C and named as 475 C embrittlement), which degrades seriously the mechanical properties of the alloys and ferritic steels.

To understand behaviour of the alloys with respect to the phase separation a solubility limit has to be known, at first. However, it is not known exactly being a subject of the intense discussion. A solubility limit at low temperatures where atomic mobility is virtually frozen is of a special interest because it cannot be determined directly by common experimental means.

We pay attention to the fact that nucleation of α' -precipitates may occur only if neighbouring of a Cr atom with other Cr ones is energetically preferable. In terms of the short-range order (SRO), this means that precipitating Fe-Cr alloys should demonstrate a tendency to short-range clustering. On the other hand, an inversion of a type of SRO from short-range ordering to short-range clustering is known to occur near 10 at % Cr above 700 K. Thus, a concentration, at which the inversion of the SRO type takes place, indicates directly the highest Cr concentration, below which a tendency of Cr atoms to neighbouring with Fe and avoiding Cr ones (i.e. short-range ordering) is incompatible with a tendency to nucleation of Cr clusters (precipitates). In other words, a Cr concentration, at which the inversion occurs, is a lower estimate of the solubility limit.

It is known that resistivity recovery (RR) in concentrated alloys irradiated with electrons at low temperatures is affected by the SRO formation enhanced by long-range migration of irradiation-induced defects. Comparison of RR curves of the similar samples irradiated to different initial defect concentrations allows revealing as a fact of the SRO formation as a sign of the SRO-induced contribution to resistivity [1]. It is known that a sign of the SRO-induced contribution to resistivity (i.e. whether the SRO formation increases or decreases residual resistivity of the alloy) is unambiguously related with a type of SRO in Fe-Cr [2].

Therefore, we refer to RR data obtained in five Fe-Cr alloys (4-16 at % Cr) irradiated with 5 MeV electrons at low temperatures. It is found that the lowest temperature, starting which a type of SRO can be determined in all our alloys basing on RR data, is near 300 K.

As a result, a tendency to short-range ordering is observed in alloys with 8.7 at % Cr and below while alloys with a Cr concentration of 10.8 at % Cr and above clearly demonstrate a tendency to short-range clustering. Basing on these data we conclude that a solubility limit near 300 K is positioned between 8.7-10.8 at % Cr. The similar result was obtained earlier for Cr solubility at 773 K [3].

References

[1] Dimitrov C. and Dimitrov O. *J. Phys.F: Met.Phys.* **14**, 793 (1984); Nikolaev A.L. *Phil. Mag.* **89** 1017 (2009)

[2] Mirebeau I, Hennion M. and Parette G. *Phys. Rev. Lett.* **53**, 687 (1984)

[3] Nikolaev A.L. *Abstracts 9th Int. Ural Seminar on Radiation Damage Physics of Metals and Alloys* (Snezhinsk, Russia, February 2011)

DISLOCATION LOOPS IN Fe-BASED ALLOYS: FEATURES LEARNED FROM ATOMISTIC MODELLING

D. Terentyev¹, Yu.N. Osetsky²

¹*Nuclear Materials Science Institute, SCK-CEN, Boeretang 200, B-2400, Mol, Belgium*
(dterenty@sckcen.be)

²*Materials Science and Technology Division, ORNL, Oak Ridge, TN 37831, USA*

Body Centered Cubic (BCC) Fe-based alloys such as ferritic steels are common structural materials for nuclear application, hence the importance of understanding of radiation damage in these materials. The primary defects composing microstructure of neutron irradiated BCC Fe-based alloys are dislocation loops of $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ and $\langle 100 \rangle$ type, depending on temperature and composition of the material as revealed by transmission electron microscopy (TEM). The formation, growth and diffusion of dislocation loops will determine the global evolution of microstructure as well as hardening associated with the retardation of dislocations interacting with the loops.

This presentation gives an overview of the efforts done over last decade dedicated to the understanding of properties of dislocation loops as products of collision cascades, diffusing objects, sinks for point defects, sites for heterogeneous precipitation, interacting objects and obstacles to dislocation motion. The focus is made on the results obtained using atomistic simulations in pure Fe, Fe-C, Fe-Cu-Ni-Mn and Fe-Cr alloys. The latter two alloys exhibit composition of solutes close to the well established commercial reactor pressure vessel (RPV) and high-Cr (i.e. T91, EUROFER, F82H) steels.

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Ti С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПРИ НЕЙТРОННОМ И ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИЯХ

В.Л. Арбузов, Б.Н. Гощицкий, С.Е. Данилов, А.Е. Карькин, В.И. Воронин, В.В. Сагарадзе
Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (arbuzov@imp.uran.ru)

Физика термического и радиационного старения аустенитных нержавеющей сталей и дисперсионно-твердеющих модельных сплавов важна тем, что от выделений второй фазы, зависят многие макроскопические характеристики, в частности механические свойства, радиационное вакансионное распухание и т. д. Сплав Fe-35Ni-3Ti, модельный сплав для аустенитных нержавеющей сталей, в закаленном состоянии является пересыщенным твердым раствором и при старении в нем выделяется упорядоченная γ' -фаза, близкая по составу к Ni₃Ti, которая имеет параметр решетки близкий к матрице и когерентно связана с ней. Это затрудняет ее исследование при помощи стандартных методик на начальных этапах формирования новой фазы, когда размеры выделений не превышают нескольких нанометров.

Представлены результаты исследования радиационно-индуцированных структурно-

фазовых изменений в сплаве Fe-34,7ат.%Ni-2,6ат.%Ti, приготовленном вакуумной индукционной плавкой из чистых компонентов, методом остаточного электросопротивления, электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и сканирующей туннельной микроскопии. Сплавы для исследований были взяты в состоянии закаленном от 1373 К в воду, в пластически деформированном состоянии, в состоянии, содержащем только дислокационные стоки путем отжига при 573 К после деформации а также в состаренном при 923 К после закалки состоянии. Образцы сплава облучались электронами (5МэВ) до флюенса $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ и быстрыми нейтронами ($E > 0.1 \text{ МэВ}$) до флюенса 10^{20} см^{-2} при температурах 300-340 К, а также отжигались в облученном и необлученном состояниях при различных температурах в атмосфере очищенного гелия.

В исследованном сплаве с различной исходной микроструктурой при электронном облучении и при малых флюенсах нейтронного облучения до $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ превалирует образование интерметаллидных выделений типа Ni₃Ti. При более высоких флюенсах нейтронов, до $5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ и выше, дисперсные γ' -частицы Ni₃Ti, растворяются в каскадах смещения, и выделяются как конкурирующие процессы, равновесие между которыми зависит от температуры и интенсивности облучения. При облучении электронами при 300 К как в закаленном, так и в состаренном сплаве происходит образование выделений размером от 2 до 5 нм, с концентрацией на уровне $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. При изохронных отжигах облученных сплавов происходит коалесценция мелких выделений начиная с 500 К. При 1000 К как в закаленных, так и в состаренных сплавах присутствуют только крупные выделения размером 12-15 нм и плотностью около $5 \cdot 10^{16}$. Образование интерметаллидных выделений подтверждается радиационным упрочнением. Обсуждается влияние дислокационной микроструктуры и вакансионных кластеров на радиационно-индуцированные структурно-фазовые процессы

Работа выполнена по плану РАН (тема № 0120106436 «Импульс»), при частичной поддержке РФФИ (грант № 11-03-00018 и грант № 11-02-00224) и Президиума УрО РАН (грант № 12-М-23-2031)."

РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В БЕРИЛЛИИ И ЦИРКОНИИ

М.Г. Ганченкова¹, П.В. Владимиров², В.А. Бородин³

¹НИЯУ МИФИ, Москва, Россия (MGGanchenkova@mephi.ru)

²Технологический институт Карлсруэ, Германия

³«Курчатовский институт», Москва, Россия

В докладе представлены результаты моделирования радиационных дефектов в бериллии и цирконии - двух ГПУ материалах, играющих важную роль как в современных, так и в перспективных ядерных и термоядерных установках. Сочетание первопринципного и молекулярно-динамического моделирования показывает, что поведение межузельных атомов в обоих материалах качественно очень похоже, хотя и различается в деталях. В частности, одинаковы конфигурации основного состояния и качественно похожи механизмы диффузии, с сильно выраженной анизотропией коэффициента диффузии преимущественно вдоль базисных плоскостей. В обоих материалах кроме основного состояния устойчивы и некоторые другие известные для ГПУ решетки конфигурации межузлий, однако их энергетическая предпочтительность и устойчивость в Be и Zr довольно заметно различаются. Сравнение первопринципных результатов с литературными данными (существующими только для циркония) демонстрирует, что многие прежние представления о межузельных атомах в Zr нуждаются в серьезном пересмотре.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЕ НА ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЕЛЕНИДА ОЛОВА ЛЕГИРОВАННОГО Pr И Er

Дж.И. Гусейнов, М.И. Мургузов, Р.Ф. Мамедова, Ш.С. Исмаилов
 Азербайджанского государственного педагогического университета, г.Баку
 (cih_58@mail.ru)

Для изучения влияния облучения на термоэлектрические свойства $SnSe$ легированного Pr и Er-ем в равных концентрациях были получены монокристаллы $Sn_{0,99}Pr_{0,01}Se$; и $Sn_{0,99}Er_{0,01}Se$. Сначала были измерены до облучения термоэлектрические параметры: термо э.д.с. (α); удельное сопротивление (ρ) и теплопроводность (χ). Затем оба образца разрезались вдоль пополам. Одну половину облучали большими интегральными потоками электронов ($E = 1,2$ МЭВ), а другую- γ -квантами с дозой $D = 0,6$ Гр/сек в течение 30 часов ($\varepsilon = 9,0$ кЭВ) и вновь измеряли выше указанные параметры.

Образцы, легированные эрбием с концентрацией 0,01% ($n_{300} - 4,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$) имели n -тип проводимости. При переходе от $SnSe$ к легированным образцам значение термо э.д.с. соответственно уменьшается, а образцы с Er изменяют знак проводимости с p -на n -тип (на рис. 1). Качественные оценки показывают, что при $T = 80K$ термо э.д.с. (α) в $SnSe$ -уменьшается на 4,7%; а в образцах $Sn_{0,99}Pr_{0,01}Se$ -на 23%. В образцах с эрбием, имеющим n -тип проводимости, термо э.д.с. наоборот увеличивается на 50%. С ростом температуры относительное изменение термо э.д.с. уменьшается и при $T = 300K$ становится соответственно равным у 1-го образца- 2,4%; у 2-го образца (Pr) -4% и у 3-го образца-19%.

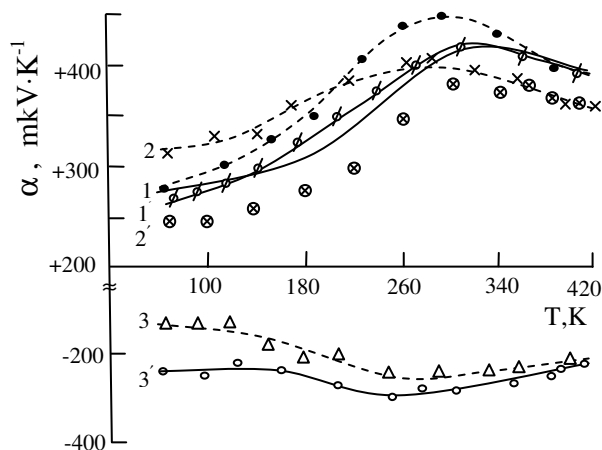


Рис.1. Температурное зависимости термо. э.д.с. 1- $SnSe$, 2- $Sn_{0,99}Pr_{0,01}Se$, 3 - $Sn_{0,99}Er_{0,01}Se$ (сплошные линии после облучения)

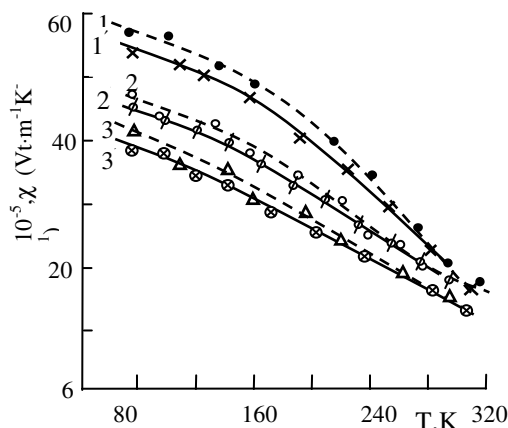


Рис.2. Температурное зависимости теплопроводности образцов: 1- $SnSe$, 2- $Sn_{0,99}Pr_{0,01}Se$, 3 - $Sn_{0,99}Er_{0,01}Se$ (сплошные линии после облучения)

После облучения большими интегральными потоками электронов ($E=1,2$ МЭВ) удельное сопротивление $Sn_{0,99}Er_{0,01}Se$ при $T = 80K$ уменьшилось на 46%. С ростом температуры разность $\Delta\rho$ до и после облучения уменьшается и при $T = 300K$ становится равной 14,6%. Ход изменение проводимости $\sigma(T)$ после облучения заметно отличается от проводимости необлученных образцов $\sigma_0(T)$ и при $T = 95K$ происходит насыщение $\sigma(T)$. С ростом температуры $\sigma(T)$, медленно меняется, что по-видимому связано с уменьшением скорости рекомбинации между радиационным и структурным дефектами. Аналогичные эксперименты проведены и для $Sn_{0,99}Pr_{0,01}Se$. После облучении быстрыми

потоками электронов в этих образцах при $T=80\text{K}$ сопротивление наоборот увеличивается на 37% а при $T=300\text{K}$ - на 13%, что по-видимому связано с компенсацией носителей заряда. После облучения образцов *SnSe* общая теплопроводность уменьшилась на 3,5%, а в образцах с *Pt* -на 4% и с *Er* - на 6% (рис. 2). Уменьшение общей теплопроводности во всех образцах, связано с образованием в подрешетках олова и селена новых междоузельных дефектов.

РАДИАЦИОННО И ТЕРМИЧЕСКИ ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВАХ Fe-Ni-Si С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов

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

Представлены результаты исследования структурно-фазовых изменений методом остаточного электросопротивления при деформации и электронном (5МэВ) облучении в инварных сплавах Fe-34,7ат.%Ni (Fe-Ni), и Fe-32,1ат.%Ni-5,7 ат.%Si (Fe-Ni-Si), приготовленных вакуумным индукционным переплавом из чистых компонентов. Сплавы для исследований были взяты в состоянии закаленном от 1373 К в воду, в пластически деформированном состоянии ($\epsilon \sim 40\%$), в состоянии, содержащем только дислокационные стоки путем отжига при 573 К после деформации а также в состаренном при 723-823 К после закалки состоянии. Поскольку даже закалкой на водоохлаждаемом барабане в этом сплаве не удастся получить состояние с кремнием полностью находящемся в твердом растворе [1], в данной работе имеется в виду, что при всех экспериментах только часть кремния находится в твердом растворе, тогда как другая часть содержится в выделениях второй фазы типа Ni_3Si .

Показано, что при пластической деформации закаленного сплава, происходит спад электросопротивления ниже исходного уровня, связанный с растворением в твердом растворе частиц интерметаллидных выделений, которые остались после закалки. Облучение в районе комнатных температур, наоборот, приводит к росту электросопротивления за счет миграции точечных дефектов, образующихся при облучении и, как следствие, к распаду твердого раствора с образованием и ростом интерметаллидных выделений. Кроме этого, при деформации и при облучении выше 240 К происходит образование вакансионных кластеров. При отжиге в районе 350-500 К, также как и для других инварных сплавов на основе Fe-Ni [2], происходит диссоциация вакансионных кластеров как образованных облучением, так и образованных деформацией, которая приводит к продолжению распада твердого раствора с образованием интерметаллидных выделений.

Наличие дислокационной микроструктуры уменьшает распад твердого раствора за счет уменьшения длины миграции точечных дефектов. Термическая диффузия начинается выше 600 К и обеспечивает дальнейший распад твердого раствора до 700 К, а выше этой температуры происходит обратный процесс - растворение интерметаллидов в соответствии с равновесной фазовой диаграммой.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 0120106436 «Импульс»), при частичной поддержке РФФИ (грант № 11-03-00018) и по гранту Президиума УрО РАН (грант № 12-М-23-2031)."

Литература

1. В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов, Т.М. Лапина, Н.Л. Печеркина, В.П. Пилюгин Низкотемпературное деформационное растворение интерметаллидных фаз $Ni_3Al(Ti, Si, Zr)$ в Fe-Ni сплавах с ГЦК решеткой. *ФММ*, **т.78**, вып.6, с.49-61 (1994)
2. Арбузов В.Л., Данилов С.Е., Дружков А.П., Павлов В.А. Накопление и отжиг радиационных дефектов в Fe-Ni and Fe-Ni-P сплавах облученных электронами. *ФММ*, **т.89**, №4, стр. 56-63 (2000)

ВЛИЯНИЕ γ ОБЛУЧЕНИЯ НА ТЕРМОЭДС И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА В СИСТЕМЕ СПЛАВ $Tb_xSn_{1-x}Se$

Т.А. Джафаров, А.А. Карибов, Дж.И. Гусейнов, Ш.С. Исмаилов

Азербайджанский государственный педагогический университет, г.Баку (tapd75@mail.ru)

Влияние облучения на твердые растворы с участием РЗЭ и, в частности, селенида олова, легированного *Tb*, мало изучено. РЗЭ в *SnSe* приводят к образованию радиационных дефектов, заметно улучшают механизм проводимости и тепловые свойства, а также увеличивают твердость. Поэтому эти твердые растворы можно использовать качестве конструкционных и термоэлектрических материалов в термогенераторах, а также в различных оптических и магнитооптических запоминающихся устройствах. Исследованы монокристаллы твердых растворов $Tb_xSn_{1-x}Se$ полученные методом направленной кристаллизации и влияние γ -излучения на их термо э.д.с и тепловые свойства. Качественные оценки показывают, что после облучения при $T = 80 K$ термо э.д.с. (α) в $Sn_{0,99}Tb_{0,01}Se$ уменьшается на 15%, а в образцах $Sn_{0,95}Tb_{0,05}Se$ наоборот увеличивается на 20% и с ростом температуры относительное изменение термо э.д.с. уменьшается.

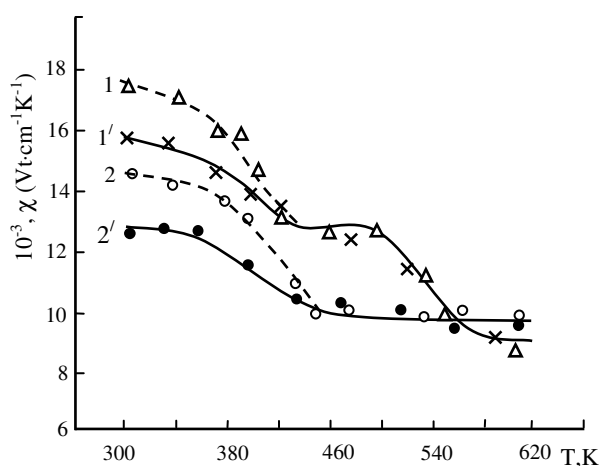


Рис 1. Температурное зависимости теплопроводности: 1- $Sn_{0,99}Tb_{0,01}Se$, 2- $Sn_{0,95}Tb_{0,05}Se$. 1' и 2'-после облучение

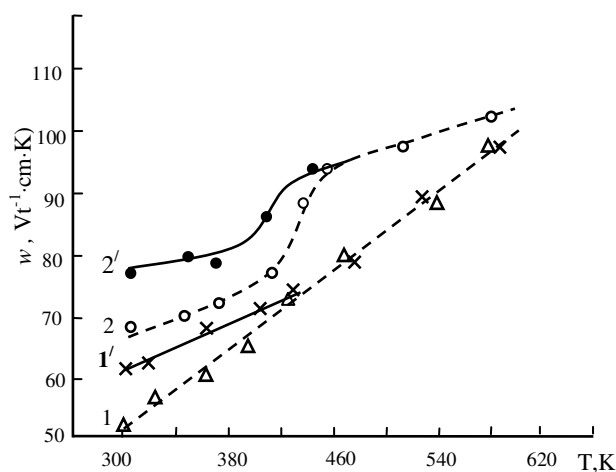


Рис 2. Температурное зависимости термосопротивление: 1- $Sn_{0,99}Tb_{0,01}Se$, 2- $Sn_{0,95}Tb_{0,05}Se$. 1' и 2'-после облучение

На рис. 1 и 2 показано температурное зависимости теплопроводности и термосопротивление до и после облучение в образцах $Sn_{0,99}Tb_{0,01}Se$ и $Sn_{0,95}Tb_{0,05}Se$. С ростом содержание *Tb* в составе образцов теплопроводность уменьшается. Общая теплопроводность после облучения уменьшается. Термосопротивление во всех образцов имеет линейная зависимости от температуры, которые показывают, что термосопротивление в основном образуется за счет фонон-фононного взаимодействия.

После облучения фононная часть теплопроводности уменьшается, а электронная увеличивается. Предполагается, что при облучении образцов атомы тербия располагаются в вакантных местах между узлами кристаллической решетки и локализуясь происходит самокомпенсация с появлением дефекта Френкелю. Это приводит к уменьшению концентрации носителей зарядов, однако энергия активации не меняется, что при большом содержании Tb в SnSe концентрация носителей заряда не очень заметно изменяется. Однако при облучении γ -квантами, появившиеся радиационные дефекты частично компенсируются при взаимодействии со структурными дефектами.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ВНЕДРЕНИЯ НА ЭВОЛЮЦИЮ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ОБЛУЧЕННОМ НЕЙТРОНАМИ НИКЕЛЕ

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

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

Сплавы на основе Ni предлагаются в качестве конструкционных материалов внутриреакторных устройств в реакторах IV поколения. Эти сплавы имеют высокую жаропрочность и коррозионную стойкость. Однако, данные по радиационной повреждаемости этих сплавов ограничены, либо отсутствуют. При нейтронном облучении в металлах повреждения локализованы, в основном, в каскадах смещений [1]. Вакансионные кластеры (ВК) и кластеры собственных межузельных атомов (СМА) формируются непосредственно в каскадах смещений. Остаточные примеси внедрения являются одним из ключевых факторов, которые контролируют образование первичных и вторичных ВК при нейтронном облучении [2].

В настоящей работе исследовано влияние примесей на эволюцию вакансионных дефектов в никеле. Для этой цели образцы высокой (5N) и технической (3N) чистоты были облучены нейтронами при ~ 330 К в реакторе IVV-2М флюенсами в интервале $1 \times 10^{21} - 1 \times 10^{23}$ н/м² ($E > 0.1$ MeV). Что соответствует повреждающим дозам: 0.0001 – 0.01 сна. Образцы Ni разной чистоты были аттестованы как после облучения, так при последующем отжиге методом аннигиляции позитронов. Как известно, позитроны имеют высокую чувствительность к дефектам вакансионного типа. При облучении в каскадах формируются ВК трехмерной конфигурации [3]. Плотность и размер ВК зависит не только от дозы, но также от чистоты никеля. Популяция ВК в техническом никеле ниже чем в Ni высокой чистоты. ВК трансформируются во вторичные кластеры (тетраэдры дефектов упаковки (ТДУ) и вакансионные петли) в процессе изохронного отжига при 350 – 450 К (III стадия в Ni). Сдерживание образования вторичных кластеров в 3N Ni связывается с сильным взаимодействием вакансий с примесными атомами углерода. Это утверждение основывается на высоком значении энергии связи комплекса V-C (0.32 - 0.35 eV). Захват вакансий, освобожденных при коллапсе ВК, примесными атомами внедрений доминирует при малой дозе (10^{-4} сна). Таким образом, мы обнаружили, что примесные атомы углерода оказывают сильное влияние как на первичные процессы дефектообразования, так и на образование вторичных вакансионных кластеров и комплексов.

Эта работа была выполнена в рамках Программы РАН (Проект № 01.2.006 13394), при частичной поддержке РФФИ (Проект № 11-02-00224-а), УрО РАН (Проект № 11-2-21 ЯЦ).

Литература

1. Yu.N. Osetsky, D.J. Bacon, B.N. Singh, B. Wirth. *J. Nucl. Mater.*, **307-311**, 852-861 (2002)
2. S.M. Sorensen, C.W. Chen. *Radiat. Eff.*, **33**, 109-118 (1977)
3. A.P. Druzhkov, D.A. Perminov, V.L. Arbuzov. *J. Nucl. Mater.*, **430**, 279-284 (2012)

**АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИИ ЭЛЕМЕНТОВ
ЗАМЕЩЕНИЯ НА ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН**

А.Р. Кузнецов, Ю.Н. Горностырев, И.Н. Каркин, Л.Е. Карькина
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-механические свойства сплавов. Хотя термодинамические принципы образования сегрегаций известны давно, микроскопический механизм этого явления продолжает оставаться предметом дискуссий. В частности, не ясно, какие факторы определяют повышенную склонность тех или иных элементов к сегрегации на ГЗ, долю сегрегирующей примеси, ширину области сегрегации. Традиционные подходы рассматривают размерное несоответствие ионных радиусов как основную причину взаимодействия растворенного элемента с ГЗ (деформационное взаимодействие). В тоже время важную роль в образовании сегрегаций на ГЗ должно играть химическое взаимодействие, зависящее от электронной структуры примеси.

Для выяснения микроскопического механизма сегрегаций на ГЗ использованы два метода различного масштабного уровня, включающие: 1) расчет полной энергии и структуры кристаллита, содержащего специальную ГЗ и растворенные атомы, методами теории функционала электронной плотности (PAW-VASP); 2) моделирование методом молекулярной динамики больших поликристаллов с различными типами ГЗ и растворенными атомами при конечных температурах (использованы многочастичные межатомные потенциалы, полученные в рамках метода «погруженного» атома). Расчеты проведены для ГЗ в Al с добавлением Mg, Si или Ti.

Первопринципные расчеты показали, что взаимодействие со специальной ГЗ является короткодействующим (сосредоточено в приграничном слое 0.5 nm) и приводит к понижению энергии при помещении на ГЗ как Mg так и Si, однако механизм взаимодействия с границей этих элементов оказался различным. В случае Mg, имеющего меньшее число электронов и больший по сравнению с Al атомный радиус, взаимодействие с ГЗ имеет в основном деформационный характер, в то время как взаимодействие Si с ГЗ (имеющего большее число электронов по сравнению с Al) определяется формированием ковалентной химической связи в центре ГЗ. Атом Ti ведет себя в решетке Al как примесь меньшего радиуса, что является основной причиной повышения энергии при помещении Ti на специальную ГЗ – область с пониженной атомной плотностью. Результаты МД моделирования сегрегаций в поликристалле Al показали, что деформационный механизм доминирует во взаимодействии Mg и Ti с неравновесными ГЗ и ГЗ общего типа. Такие границы, у которых атомная координация нарушена в широкой прилегающей области ~ 2 nm, имеют повышенную склонность к образованию сегрегаций легирующих элементов с ионным радиусом, большим по сравнению с атомами матрицы. Результаты работы выявляют механизм образования сегрегаций и позволяют объяснить наблюдаемые особенности обогащения ГЗ в сплавах, подвергнутых большому пластическим

деформациям.

Работа выполнена при поддержке Президиума УрО РАН (проект 12-П-2-1043) и РФФИ (проекты 10-03-00113 и 11-02-00224).

ОПИСАНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДИФФУЗИИ В МОЛИБДЕНЕ И УРАНЕ НА ОСНОВЕ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

А.Ю. Куксин^{1,2}, Д.Е. Смирнова¹, С.В. Стариков^{1,2}, А.В. Янилкин^{2,3}

¹Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия
(alexey.kuksin@gmail.com)

²Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

³Всероссийский институт автоматики им. Н. Духова, Москва, Россия

Коэффициенты диффузии точечных дефектов являются важными параметрами в кинетических моделях описания поведения облученного топлива и выхода продуктов деления. Однако существует значительная неопределенность в экспериментальных оценках соответствующих величин. Данная работа посвящена оценке подвижности дефектов в чистых Мо и гамма фазе U на основе атомистического моделирования, а именно, молекулярной динамики (МД) с межчастичными потенциалами [1,2], недавно построенными с помощью метода согласования по силам, действующим на атомы, (а также энергиям и напряжениям) с данными расчетов теории функционала электронной плотности (ТФП) для большого набора специально отобранных структур.

Были рассчитаны температурные зависимости коэффициентов диффузии вакансий, межузельных атомов и кластеров из них (включая дислокационные петли) в Мо. Как и в большинстве ОЦК металлов, основной вклад в самодиффузию Мо в равновесных условиях дают вакансии из-за малой энергии образования. Поэтому диффузия межузлий не может быть рассмотрена в эксперименте напрямую. Как классические, так и ТФП МД расчеты демонстрируют наличие длинных сегментов приблизительно одномерного движения Мо межузлий. Энергия активации одномерной диффузии очень мала (~ 0.02 eV) из-за низкого энергетического барьера между конфигурациями гантели и краудина в направлении $\langle 111 \rangle$. Кроме того, детальные расчеты показывают, что ни одна из этих конфигураций не соответствует глобальному минимуму энергии. Проведенные ТФП расчеты показали наличие конфигурации типа гантель с энергией меньше на 0.1 эВ, что хорошо согласуется с оценкой (0.11 eV) из измерений восстановления сопротивления после облучения электронами [3]. Также показано, что энергия миграции межузельных кластеров в Мо близка к величине для отдельных межузлий и практически не зависит от размера кластера.

Расчеты с потенциалом [2] и оценки из ТФП показывают, что энергия образования межузельных атомов в гамма-U заметно ниже, чем вакансий. Это означает значительный вклад межузлий в самодиффузию урана в равновесных условиях и, по-видимому, объясняет ее аномальный (необычный для большинства ОЦК металлов) характер, хорошо известный из экспериментов [4,5]. В отличие от Мо одномерная диффузия в гамма-U вряд ли наблюдается, так в расчетах она может проявляться или при температурах ниже 800 К, или сжатию кристалла. Механизмы миграции точечных дефектов в структуре сплавов U-Мо в значительной степени близки к таковым для чистого гамма-U.

Literature

1. Starikov S. et al., *Phys. Rev. B.* **84**, 104109 (2011).

2. Smirnova D., Starikov S., Stegailov V., *J. Phys.: Condens. Matter.* **24**, 015702 (2012).
3. Afman H.B., *Phys. Stat. Sol.* **11**, 705 (1972).
4. Bochvar A.A., Kuznetsova V.G., Sergeev V.S., in *Lectures of Soviet Scientists*, Atomizdat, Moscow, 1959, p.370.
5. Peterson N.L., Rothman S.J., *Phys. Rev.* **136**, A842 (1964).

ИЗУЧЕНИЕ НАДАТОМНОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА САВ-1, ОБЛУЧЕННОГО БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ ДО ВЫСОКИХ ФЛЮЕНСОВ, МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ

В.М. Лебедев¹, В.Т. Лебедев¹, С.П. Орлов¹, Б.З. Марголин², А.М. Морозов²

¹ ФГБУ «ПИАФ им. Б.П.Константинова» НИЦ «Курчатовский институт», Гатчина, Россия (lebedev@pnpi.spb.ru)

² ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия

Современные ядерные технологии являются крайне необходимыми методами для исследования и проверки физико-химических свойств материалов. Неразрушающий метод малоуглового рассеяния нейтронов дает новые возможности для изучения облученных материалов и сплавов, композитов, наноструктур и прочих материалов. Одна из важных проблем – это изучение процессов старения реакторных материалов в сильных нейтронных и гамма полях.

Алюминиевые сплавы САВ-1 широко применяются в атомном машиностроении. В реакторе ВВР-М ПИАФ (НИЦ КИ), эксплуатируемом длительное время, начиная с 1959 года, в качестве конструкционного материала активной зоны применен алюминиевый сплав САВ-1 (Al-Mg-Si). Из него изготовлены экспериментальные каналы и опорная решетка.

Образцы сплава САВ-1 были облучены в реакторе СМ-3 (г. Димитровград, Россия) γ -лучами и быстрыми нейтронами ($E_n > 0.8$ МэВ) максимальными флюенсами $2.78 \cdot 10^{22}$ и $3.48 \cdot 10^{22}$ н/см² при температуре не более 70°C.

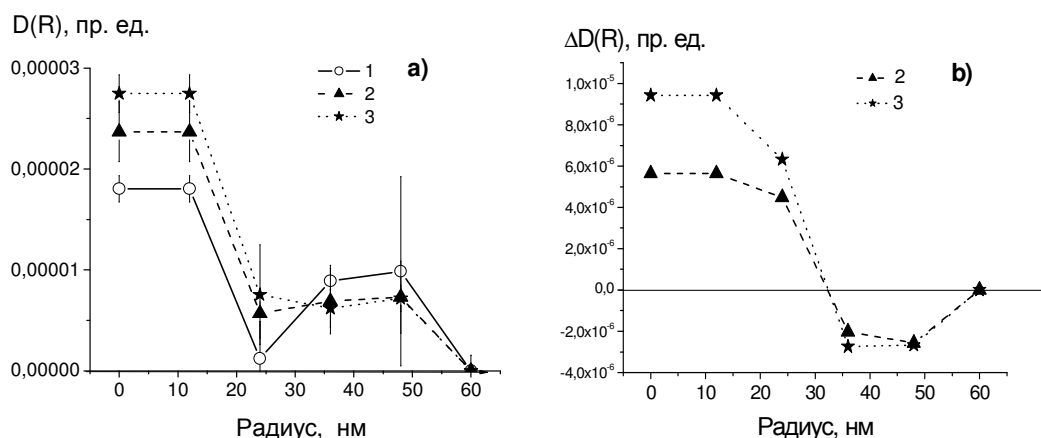


Рис. Объемные доли $D(R)$ рассеивающих структур в исходном и облученными нейтронами образцах сплава САВ-1 (а) и разница объемных долей $\Delta D(R)$ частиц между облученными и исходным образцами (б): 1 – исходный образец, 2 – максимальный флюенс $2.78 \cdot 10^{22}$ н/см², 3 – максимальный флюенс $3.48 \cdot 10^{22}$ н/см².

Надатомная структура исходного и облученных образцов сплавов j(Al-Mg-Si) была изучена методом малоуглового рассеяния нейтронов на дифрактометре «Мембрана-2». В исходном и облученных образцах имеются дефекты, а именно поры, с характерными радиусами менее 20 нм и 40-50 нм (Рис). При облучении уменьшается объемная доля крупных рассеивающих областей с радиусами 40-50 нм и наряду с этим увеличивается доля фракций с радиусами менее 20 нм. Этот эффект может быть обусловлен фрагментацией более крупных образований.

Результаты нейтронных исследований коррелируют с данными механических испытаний облученных сплавов и изменением их элементного состава.

АНАЛИЗ ТЕМПЕРАТУРНО-ДОЗОВЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ КРИТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МАРТЕНСИТНОГО $\gamma \rightarrow \alpha$ - ПЕРЕХОДА В НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ

О.П. Максимкин

Институт ядерной физики НЯЦ РК, г. Алматы (Maksimkin@inp.kz)

В интервале температур испытания 20-100°C определены значения механических, магнитных и энергетических характеристик пластической деформации реакторных сталей 12X18H10T и 08X16H11M3, необлученных и облученных нейтронами. Установлены температурные зависимости «истинных» критических напряжений и деформаций, соответствующих началу образования α -фазы, а также ее количества, накапливаемого к моменту разрушения.

Экспериментально определены значения латентной энергии, необходимой для начала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в аустенизированных стальных образцах при низкотемпературной деформации.

Показано, что механическая работа, необходимая для разрушения стальных образцов, уменьшается с ростом повреждающей дозы облучения в диапазоне 0.001 – 56 сна.

РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННАЯ ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФфуЗИЯ В ЖЕЛЕЗЕ, ЕГО СПЛАВАХ И КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЯХ

А.Н. Новоселов, Е.А. Смирнов

НИЯУ МИФИ, Москва, Россия (A.N.Novoselov@mail.ru)

Представлена методика прогнозирования и результаты радиационно-стимулированной граничной диффузии (РСГД) для прогнозирования в α - и γ -Fe, γ -Fe-Ni сплавах и аустенитных сталях: Fe-17Cr-11Ni-2, 3Mo (SS316), Fe-17Cr-12Ni (SS305), Fe-20Cr-25Ni/Nb. Построена обобщенная температурная зависимость коэффициентов граничной диффузии (ГД) для вышеупомянутых материалов, полученная статистической обработкой более чем сотни наиболее достоверных экспериментальных значений, с учетом толщины границы зерна $\delta=5 \cdot 10^{-8}$ см. В результате температурная зависимость может быть выражена следующим образом:

$$D_{ep} = (20,15 \pm_{3,41}^{4,13}) \exp\left[-\frac{(25,28 \pm 0,99)T_m}{RT}\right], \text{см}^2 / \text{с} \quad (1)$$

Где T_m – приведенная температура фазового перехода.

Для вычисления T_m для железа и сплавов на его основе использованы следующие значения температур фазовых переходов (в K): α -Fe: 1600; γ -Fe: 1800; γ -Fe +40 Ni: 1720; Fe-20Cr-25Ni: 1705; SS305, 316: 1745.

Произведен расчет коэффициентов РСГД с помощью ранее разработанной методики [1]: $D_{РСГД} = R_{гр} \cdot D_{гр}$, где $R_{гр}$ – коэффициент радиационного ускорения диффузии по границе зерна. В докладе полагается, что экспериментальные значения коэффициентов радиационного ускорения объемной и граничной диффузии удовлетворительно согласуются в пределах экспериментальной погрешности [2], Для расчета $D_{РСГД}$ в настоящей работе были использованы значения R для радиационно-стимулированной диффузии в объеме α -Fe, Ni и Fe-Cr-Ni сплавов. Температурная зависимость R , полученные путем статистической обработки экспериментальных данных представлена:

$$D \cong (2,75 \pm_{1,43}^{2,99}) 10^{-8} \exp\left[\frac{(22,89 \pm 0,17)T_m}{RT}\right] \quad (2)$$

Исходя из этого температурную зависимость $D_{РСГД}$ можно представить в следующем виде (и на рисунке 1):

$$D_{РСГД} = (5,48 \pm_{1,41}^{1,90}) 10^{-7} \exp\left[-\frac{(2,49 \pm 0,12)T_m}{RT}\right], \text{см}^2 / \text{с} \quad (3)$$

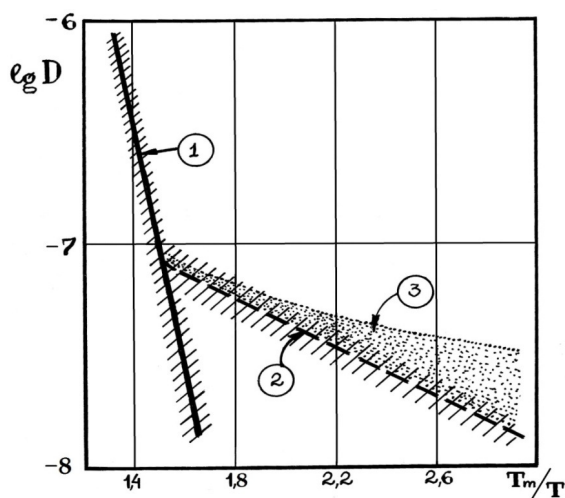


Рисунок 1. Температурные зависимости D_{ep} (1), $D_{РСГД}$ (2) и $D_{РСГД}^{прим}$ (3) для $E_{vl}^b = 0,1 \div 0,3$ эВ и $C_i \cong 10^{-3}$ в сплавах на основе железа и сталей

Приближенная оценка энергии миграции (E_m^d) и образования (E_f^d) для точечных дефектов в границе зерна для α -Fe, γ -Fe проводилась с учетом обобщенной температурной зависимости (3) для $D_{РСГД}$. Полученные результаты сравниваются с данными, полученными ранее для радиационного ускорения диффузии в объеме в α -Fe, Ni и сплавов на основе железа.

Оценки $D_{РСГД}^{прим} \cong R \cdot R_{РСГД}^{прим} \cdot D_{ep} = R_{РСГД}^{прим} \cdot D_{РСГД}$, полученные в виде нелинейных температурных зависимостей для различных предполагаемых значений C_i и E_k^b показаны на рисунке 1. Обсуждаются механизмы граничной диффузии и радиационно-ускоренной граничной диффузии.

Литература

1. Смирнов Е.А. – *настоящий сб. тезисов докладов X Междунар. Уральского Семинара РФМС*
2. Смирнов Е.А., Шмаков А.А., Якунина О.С. *Физика и химия обработки материалов*, 2012, **1**, с. 23-29

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ С ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН В МОЛИБДЕНЕ

И.И. Новоселов, А.Ю. Куксин, А.В. Янилкин

ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им.
Н.Л.Духова", Московский Физико-Технический Институт, Москва, Россия
(novoselov92ivan@gmail.com)

Дефекты, образующиеся при радиационном облучении, оказывают существенное влияние на характеристики металлов: охрупчение сталей, распухание топливных стержней. Поэтому, понимание механизмов диффузии радиационных дефектов способно открыть новые возможности для создания новых радиационно-стойких материалов и более совершенных ядерных топлив. Молибден выбран объектом для исследования, поскольку используется не только как конструкционный материал, но и как один из компонентов ядерных топлив.

В литературе обсуждаются различные варианты управления процессами зарождения и роста скоплений радиационных дефектов, основывающиеся на особенностях поведения примесей на границах зерен [1], поэтому особый интерес представляет исследование диффузионных процессов на межзеренных границах (МЗГ).

В данной работе получена зависимость энергии образования симметричной МЗГ наклона от угла разориентации кристаллитов, на ее основе отобраны структуры, для которых проведено исследование механизмы диффузии дефектов.

Наклонная симметричная МЗГ моделировалась поворотом двух кристаллитов вокруг оси $\langle 001 \rangle$. В расчетной ячейке использовались периодические граничные условия (ПГУ) в направлениях, лежащих в плоскости границы. Чтобы исключить взаимодействие МЗГ через ПГУ, а также эффекты, связанные с миграцией границы, дальние от границы концы кристаллитов были фиксированы. Для описания взаимодействия частиц используется потенциал погруженного атома [2]. МД расчеты проводились на основе пакета LAMMPS.

На подготовительной стадии расчета проводилась релаксация идеального бикристалла к нулевым напряжениям и заданной температуре. Так был создан ряд МЗГ соответствующих различным значениям угла разориентации. Затем проводился расчет энергии образования каждой границы. Полученная зависимость хорошо согласуется с данными по железу[3].

На основании полученных данных были отобраны наиболее характерные устойчивые структуры границ. На каждую из таких границ помещался добавочный атом молибдена, и проводилось подробное исследование механизмов диффузии с помощью метода параллельных реплик. Так, например, было установлено, что при малых углах разориентации преобладает трубчатая диффузия вдоль ядер дислокаций, образующих МЗГ. При увеличении угла становится более активен обменный механизм, позволяющий междуузлию перескакивать между ядрами соседних дислокаций. В упомянутых случаях, в силу специфики механизмов диффузии, идет не только перемещение дефекта, но и перенос вещества в расчетной ячейке. При углах разориентации близких к 90 положение дефекта, как и прежде, активно меняется в ходе эволюции системы, однако перенос вещества практически отсутствует.

Литература

1. Hetherly J. et al, *Journal of Nuclear Materials* **419**, p 201 (2011)

2. Starikov S. V. et al, *Phys. Rev. B.* **84**, 10(2011)
3. Tschopp M.A. et al, *Scripta Materialia* **64**, p 908 (2011)

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Li-Mg-Cu-Zr-Mn ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Н.В. Гущина¹, В.В. Овчинников¹, Ф.Ф. Махинько¹, С.М. Можаровский¹,
Л.И. Кайгородова²

¹Институт электрофизики, УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, (viae05@rambler.ru)

²Институт физики металлов, УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

С использованием просвечивающей электронной микроскопии проанализированы особенности изменений фазового состава холоднодеформированного сплава 1441 системы Al-Li-Mg-Cu-Zr-Mn под воздействием пучков ускоренных ионов.

Облучение образцов непрерывными пучками ионов Ag^+ проводилось на установке для ионно-лучевой имплантации ИЛМ-1, оснащенной ионным источником ПУЛЬСАР-1М на основе тлеющего разряда с холодным полым катодом. Плотность ионного тока составляла 150 мкА/см^2 , энергия ионов – 20 кэВ, доза облучения варьировалась в пределах от $1 \cdot 10^{15}$ до $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. В ходе облучения осуществлялся непрерывный контроль температуры образцов с помощью хромель-алюмелевой термопары. При относительно низких дозах облучения ($D \leq 10^{16} \text{ см}^{-2}$) максимальная температура, до которой нагревались образцы, не превышала $40\text{-}60^\circ\text{C}$, а при более высоких – $260\text{-}370^\circ\text{C}$.

Показано, что при облучении ионами Ag^+ с энергией 20 кэВ наблюдается растворение β' (Al_3Zr) и δ' (Al_3Li) фаз во всем объеме образцов толщиной 1 мм, а также уменьшение размера и частичное растворение интерметаллидов кристаллизационного происхождения Al_8Fe_2Si . Кроме того, под действием облучения в сплаве инициируется распад пересыщенного твердого раствора с образованием дисперсных наноразмерных частиц упрочняющих фаз θ' (Al_2Cu) и S_1 (Al_2LiMg). Степень распада твердого раствора возрастает с увеличением дозы облучения. Следует отметить, что частицы указанных фаз не были обнаружены в этом сплаве после деформации и отжига. Эти частицы образуются вблизи облученной поверхности (на расстоянии 150 мкм от нее) при достижении дозы $5,6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, и во всем объеме образцов толщиной 1 мм при облучении дозой 10^{17} см^{-2} . В ходе облучения сплава 1441 ионами Ag^+ частицы фазы Al_2LiMg размером 50-100 нм выделяется равномерно в объеме зерен, а не по их границам, как это часто бывает при закалке алюминий-литиевых сплавов. Наличием наноразмерных частиц упрочняющих фаз θ' (Al_2Cu) и S_1 (Al_2LiMg) в объеме зерен объясняется значительное упрочнение сплава при сохранении достаточно высокого уровня пластичности, наблюдаемое при облучении холоднодеформированного сплава 1441 высокими дозами.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-П-2-1061.

ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ РАДИАЦИИ НА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ

Б.Л. Оксенгендлер¹, Ф.Г. Джурабекова², Э.М. Ибрагимова³, С.Е. Максимов¹, Н.Н. Тураева⁴

¹Институт ионно-плазменных и лазерных технологий Академии Наук Республики Узбекистан, Ташкент, Узбекистан (oksengendlerbl@yandex.ru)

²Helsinki Institute of Physics and Physics Department, University of Helsinki, Finland

³Институт ядерной физики Академии Наук Республики Узбекистан, Ташкент, Узбекистан;

⁴Webster University, Biological Department, St.Louis, Missouri, USA

Современные тенденции в преобразовании солнечной и тепловой энергии, базирующиеся на твердотельной электронике, демонстрируют смещение в область применения низкоразмерных систем. Это касается как фотопреобразования [1], так и термоэлектричества [2]. Применение этих фото- и термоэлементов в экстремальных условиях радиационного воздействия наталкивается на незнание механизмов радиационной стабильности при их эксплуатации. В этой области особенно отстают исследования по теории микромеханизмов радиационного воздействия на низкоразмерные системы (исключением является, видимо, работа [3]). В этой связи очень актуальными представляются систематические исследования в области радиационной деградации низкоразмерных фото- и термоэлектрических преобразователей. Количество исследований, проводимых в области микроскопических моделей радиационной нанофизики, весьма ограничено и, за исключением углеродных наноструктур, они не носят систематического характера. Целью настоящей работы является выработка систематического подхода к созданию теоретических моделей радиационной нанофизики с учетом основных свойств нанообъектов. Мы выбираем для рассмотрения два базовых явления (образование пар Френкеля и аморфизация), и изменение только одного наносвойства, а именно - наличие границы раздела нанообъект-матрица. Мы разрабатываем математические основы для описания модификации на наноуровне. Из общего выражения для изменения явлений радиации мы находим, что любое радиационное воздействие может быть изменено по крайней мере 48 способами. Это предсказывает очень богатое будущее радиационной нанофизики как в фундаментальном, так и в прикладном аспектах. Развитые теоретические представления применяются для изучения радиационной стабильности фото- и термоэлектрических преобразователей.

Литература

1. A.Nozik, *Physica E* **14**, 115 (2002).
2. А.В.Дмитриев, ИЮП.Звягин, УФН **180** (№8), 821 (2010).
3. Б.Л.Оксенгендлер, Н.Н.Тураева, С.Е.Максимов, Ф.Г.Джурабекова, *ЖЭТФ* **138** (№3), 469 (2010).

ЭВОЛЮЦИЯ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ОБЛУЧЕННОМ НЕЙТРОНАМИ ЧИСТОМ НИКЕЛЕ

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

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (d_perm@rambler.ru)

При облучении в конструкционных материалах происходит интенсивное образование

дефектов (межузельных атомов (МА) и вакансий), что приводит к охрупчиванию и набуханию материалов. Дефекты мигрируют и объединяются в МА или вакансионные кластеры. В зависимости от типа кристаллической решетки, дефекты могут образовывать трехмерные кластеры, либо дислокационные петли.

В гцк металлах вакансионные скопления могут формироваться также в виде тетраэдров дефекта упаковки (ТДУ). Однако, каким образом происходит формирование ТДУ, на сегодняшний день не известно. Так, в [1] утверждается, что образующиеся при облучении нанопоры схлопываются в петли Франка (вакансионный диск в плоскости $\{1\ 1\ 1\}$), которые затем диссоциируют с образованием ТДУ. С другой стороны, в [2] показано, что нанопоры могут трансформироваться в ТДУ напрямую без образования петель Франка.

В данной работе изучено накопление и последующий отжиг вакансионных дефектов в чистом никеле в зависимости от дозы облучения. Для этого, образцы никеля высокой чистоты были облучены в реакторе ИВВ-2М при температуре 330 К до флюенсов 1×10^{21} н/м², 1×10^{22} н/м² и 1×10^{23} н/м², которые соответствуют дозам 0.0001, 0.001 и 0.01 сна ($E > 0.1$ МэВ). Облученные образцы затем были изохронно отожжены до температуры 900 К. Облученные и отожженные образцы Ni исследовались с помощью позитронной аннигиляционной спектроскопии.

Результаты работы показывают [3], что в процессе нейтронного облучения в никеле образуются вакансионные кластеры трехмерной конфигурации (ВК), концентрация которых растет с ростом дозы облучения. В процессе отжига при температурах 350 – 450 К ВК трансформируются в ТДУ и вакансионные петли. При этом доля ТДУ, а также их термическая стабильность увеличиваются с ростом дозы предварительного облучения. Увеличение термической стабильности ТДУ обусловлено увеличением их среднего размера.

Работа выполнена в рамках Программы РАН (Проект № 01.2.006 13394), при частичной поддержке РФФИ (Проект №№ 11-02-00224-а и 13-02-00321-а), УрО РАН (Проект № 11-2-21 ЯЦ), а также Министерства образования и науки РФ (контракт № 14.518.11.7020).

Литература

1. B.D. Wirth, V. Bulatov, T. Diaz de la Rubia, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 773-777 (2000)
2. B.P. Uberuaga, R.G. Hoagland, A.F. Voter, S.M. Valone, *Phys. Rev. Lett.* **99**, 135501 (2007)
3. A.P. Druzhkov, V.L. Arbutov, D.A. Perminov. *J. Nucl. Matter.*, **421**, 58-63 (2012)

ПЕРВИЧНАЯ РАДИАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ РЕАКТОРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

В.А. Печенкин, К.Г. Чернов, Ю.В. Конобеев, В.А. Черный

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

Удобным корреляционным параметром для анализа и прогнозирования радиационных явлений в конструкционных реакторных материалах можно рассматривать число смещений на атом (сна). Он позволяет сравнивать результаты облучения материалов в различных нейтронных спектрах, а также различными повреждающими 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 «стандартных» и «эффективных» сна для ряда металлов и конструкционных материалов в активной зоне российских реакторов на тепловых (ВВЭР-440 и -1000) и быстрых (БН-600, -800 и -1200) нейтронах, а также исследовательских (БР-10, БОР-60, МБИР) реакторов. Для металлов во всех реакторах рассчитаны также спектры и средние энергии ПВА. 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.

Проведен анализ приближений и неопределенностей в существующих методиках расчета «стандартных» сна. Представлена инициатива МАГАТЭ по разработке улучшенных корреляционных параметров радиационного повреждения материалов в различных условиях облучения, включая реакторы деления и синтеза, ускорители и ускорительно-управляемые системы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №12-02-97526- р_центр_а).

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОЙ СЕГРЕГАЦИИ В СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ НЕОДНОРОДНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

В.А. Печенкин¹, А.Д. Чернова¹, В.Л. Молодцов¹, В.А. Рябов¹, D. Terentyev², F.A. Garner³
¹ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского, Обнинск, Российская Федерация (vap@ippe.ru)

²SCK-CEN, Nuclear Materials Science Institute, Mol, Belgium

³Radiation Effects Consulting, Richland, WA 99354, USA

В условиях однородного облучения радиационно-индуцированная сегрегация (РИС) приводит к существенному изменению состава сплавов возле основных объектов микроструктуры (стоков точечных дефектов): границ зерен и образца, дислокаций, некогерентных выделений, пор и оказывает сильное влияние на радиационные явления в сплавах. Кроме того, РИС должна проявляться в областях сильной неоднородности скорости генерации точечных дефектов (ТД), подобных областям в конце проективного пробега ионов при ускорительном облучении.

В работе развиты методы моделирования нестационарной РИС вдоль проективного пробега тяжелых металлических ионов с учетом неоднородности скорости генерации ТД и накопления имплантированного элемента. Проведено моделирование РИС в Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Si сплавах при облучении 7 МэВ ионами никеля и 1.8 МэВ ионами хрома.

Основную трудность при моделировании РИС в сложных сплавах представляет слабое знание диффузионных характеристик (диффузионные подвижности, корреляционные факторы) компонентов сплава и ТД, а также их зависимости от состава. Поэтому ряд упрощений обычно используется при проведении расчетов, например, пренебрежение корреляционными эффектами или предположение о независимости энергий миграции от локального состава сплава.

В данной работе на основе метода молекулярной динамики предложен самосогласованный подход для расчета необходимых диффузионных характеристик по

междоузельному и вакансионному механизмам в многокомпонентных сплавах. В качестве примера исследован междоузельный механизм РИС в Fe-Cr сплавах. Проведены расчеты коэффициентов диффузии междоузельных атомов, атомов Fe и Cr, а также соответствующих корреляционных факторов в сплавах Fe – (5 – 25) Cr в интервале температур от 600 до 1000 К. На их основе проведен анализ экспериментальных данных о РИС в Fe-Cr сплавах и ферритно-мартенситных сталях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №12-02-97526- р_центр_а).

НАКОПЛЕНИЕ ИМПЛАНТИРОВАННОГО ДЕЙТЕРИЯ В Fe И СПЛАВАХ Fe-Cr

Г.А. Распопова, В.Л. Арбузов

Институт физики металлов, Екатеринбург, Российская Федерация

(raspopova@imp.uran.ru)

Ферритные нержавеющие стали обладают комплексом свойств, необходимых для материалов тепловыделяющих элементов реакторов на быстрых нейтронах. Модельными материалами для изучения поведения таких сталей под облучением являются ОЦК - сплавы Fe-Cr. Интерес представляет поведение водорода в этих сплавах в условиях их радиационного повреждения.

Для изучения выбраны сплавы железа с 0, 8, 10.8 и 16 масс. % Cr. Сплавы были изготовлены из порошкового карбонильного железа и электролитического хрома. В железе основными примесями являлись (в вес. ppm): С ~ 170, N ~ 70, Ni ~ 100 и Cr ~ 2, а в хrome - С ~ 200, N ~ 200, Al ~ 80, Fe ~ 60.

Подобно общепринятой практике для феррито-мартенситных сталей, модельные сплавы обрабатывали в два этапа. Сначала сплавы нагревали до 1070 К (в ферритной области) и выдерживали при этой температуре в течение 4 часов в вакууме 10^{-4} Па. После чего проводили отжиг при 730 К (выдержка при этой температуре в течение 4 часов) с последующим охлаждением на воздухе. Размер зерна в образцах составлял 100-200 мкм.

Методом ядерных реакций (реакция D(d,p)T, энергия дейтронов 700 кэВ) изучен захват дейтерия в зависимости от дозы имплантации и состава образцов. Диаметр имплантирующего – (измеряющего) пучка ионов дейтерия составлял 1 мм, а температура имплантации – измерения 300 К.

В ходе эксперимента измерена средняя концентрация имплантированного дейтерия в облученном объеме изучаемых образцов. Установлено, что захват дейтерия в облученном железе существенно выше, чем в Fe-Cr сплавах. Самый малый захват соответствует сплаву с 8 масс. % Cr. Захваты дейтерия в сплавах Fe с 10.8 и 16 масс. % Cr практически совпадают в интервале доз имплантации $(1-18) \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

Полученные результаты обсуждены с учетом ранее полученных в работах [1-3 и др.] результатов по структуре сплавов Fe-Cr до и после облучения.

Работа выполнена по плану РАН (тема «Импульс» № г.р. 0120106436), плану Президиума УрО РАН (ОФИ-М №12-М-23-2031) при частичной поддержке проекта РФФИ (грант № 11-02-00224).

Литература

1. Matijasevic M., Almazouzi A., *J. Nucl. Matter.*, **377**, 147-154 (2008)

2. Heintze C., Bergner F., Ulbricht A., Eckerlebe H., J. Nucl. Matter., 409, 106–111 (2011)
 3. Nikolaev A. L. J. Phys.: Condens. Matter., 11, 8633–8644 (1999)

МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА ОБОГАЩЕННЫХ ХРОМОМ НАНО-КЛАСТЕРОВ ПОД НЕЙТРОННЫМ ОБЛУЧЕНИЕМ

В.В. Светухин¹, П.Е. Львов¹, Э. Гаганидзе²

¹Ульяновский государственный университет, г.Ульяновск, Россия (slava@sv.uven.ru)

²Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Materialforschung II, Karlsruhe, Germany

В работе проводится моделирование образования наноразмерных кластеров в сплавах на основе системы железо-хром в условиях нейтронного облучения при температуре $T=300\text{C}$. При построении модели образования кластеров приняты следующие предположения: 1) кластеры состоят из атомов хрома и железа, а состав определяется их размером и температурой [1]; 2) коэффициент диффузии атомов хрома в условиях облучения прямопропорционален концентрации вакансий.

Кинетика роста кластеров рассматривалась с помощью модели роста кластеров разработанной в [1]. Основными параметрами образования кластеров в системе являются коэффициент радиационно-ускоренной диффузии и скорость зародышеобразования в условиях облучения. Данные параметры подбирались таким образом, чтобы удовлетворить экспериментальным данным для сплава Fe-12at%Cr при $T=300\text{C}$ для дозы 0.6dpa [2] (см. рис.). Коэффициент радиационно-ускоренной диффузии, найденный при расчетах, оказался равным $1.4 \times 10^{-19} \text{ cm}^2 / \text{s}$, что на семь порядков выше соответствующего термического значения при $T=300\text{C}$ ($2.2 \times 10^{-26} \text{ cm}^2 / \text{s}$ [4]) и примерно соответствует коэффициенту диффузии при $T=500\text{C}$ ($7.0 \times 10^{-19} \text{ cm}^2 / \text{s}$ [4]). Расчет коэффициента диффузии атомов хрома на основе анализа процессов генерации и рекомбинации радиационных дефектов под облучением приводит к аналогичной оценке степени ускорения диффузии под облучением.

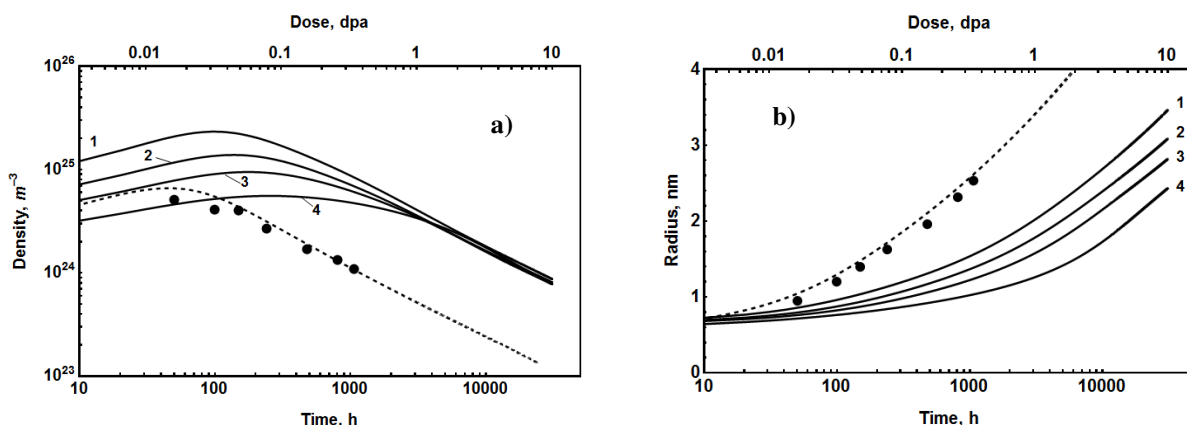


Рис. Зависимость концентрации (а) и среднего радиуса (б) кластеров от времени отжига или повреждающей дозы. Пунктирные линии (моделирование) и точки (эксперимент [3]) для Fe-20Cr при термическом отжиге ($T=500\text{C}$). Сплошные линии - результат моделирования для случая облучения (скорость смещений $0.9 \cdot 10^{-7} \text{ dpa/s}$) при $T=300\text{C}$ для различных составов сплава: 1 - 20at%Cr, 2 - 16at%Cr, 3 - 14at%Cr, 4 - 12at%Cr.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №12-02-97033-р_поволжье_a и ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг."

Литература

1. Svetukhin V., L'vov P., Tikonchev M., Gaganidze E., Detloff C., *J. Nucl. Mater.* **415**, 205 (2011)
2. Kuksenko V., Pareige C., Genevois C., Cuvilly F., Roussel F., Pareige P., *J. Nucl. Mater.* **415**, 61 (2011)
3. Novy S., Pareige P., Pareige C., *J. Nucl. Mater.* **384**, 96 (2009)
4. Lee C.-C., Iijima Y., Hiratani T., Hirano K., *Mater. Trans., JIM.* **31**, 255 (1990)

ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТОКОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ И ПРИЛОЖЕННЫХ НАГРУЗКАХ В ОЦК (Fe, V) И ГЦК (Cu) КРИСТАЛЛАХ

А.Б. Сивак, П.А. Сивак

НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия (sivak_ab@nfi.kiae.ru)

Методом кинетического Монте-Карло проведено моделирование диффузии собственных точечных дефектов (СТД) в упругих полях дислокаций в различных системах скольжения при различных типах приложенных нагрузок при $T = 293 - 1000$ К для ОЦК (Fe, V) и ГЦК (Cu) кристаллов. Упругое взаимодействие СТД (вакансии и собственные межузельные атомы в стабильных и седловых конфигурациях), рассматриваемых как упругие диполи [1, 2], с дислокационными и внешними полями напряжений рассчитывалось в рамках анизотропной теории упругости.

Рассчитаны зависимости эффективности дислокационных и линейных (без взаимодействия) стоков от величины (до 200 МПа) внешних нагружений различных типов для ОЦК (Fe, V) и ГЦК (Cu) кристаллов. Проведено сравнение полученных зависимостей с приближенным аналитическим решением Саралидзе для линейных стоков [3]. Решение Саралидзе описывает эффективность линейных стоков СТД с точностью до 1% при $|\sigma/T| \leq 0,34$ МПа/К, где σ – максимальная по величине компонента тензора внешних напряжений. Решение Саралидзе для линейных стоков описывает расчётные данные для эффективностей дислокационных стоков, нормированных на значение эффективности дислокационных стоков в отсутствие напряжений, с точностью до 1% при $|\sigma/T| \leq 0,27$ МПа/К.

ОЦК симметрия кристаллической решетки приводит к тому, что: (1) диагональные компоненты тензора напряжений в кристаллографической системе координат не влияют на эффективности дислокационных стоков; (2) эффективность дислокационных стоков ориентированных вдоль $\langle 100 \rangle$ кристаллографических направлений не зависит от нагружений любого типа.

Полученные результаты позволяют оценивать скорость переползания краевых дислокаций и, как следствие, скорости формоизменения кристаллов (ползучесть, распухание, пр.) при совместном воздействии облучения, внешних нагрузок и температуры. Рассмотрены некоторые частные случаи в ОЦК (Fe, V) и ГЦК (Cu) кристаллах.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (контракт № 14.740.11.0162). Результаты работы были получены с использованием вычислительных ресурсов МВК НИЦ «Курчатовский институт» (<http://computing.kiae.ru/>).

Литература

1. Sivak A.B., Chernov V.M., Dubasova N.A., Romanov V.A., *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 316 (2007)
2. Sivak A.B., Chernov V.M., Romanov V.A., Sivak P.A., *J. Nucl. Mater.* **417**, 1067 (2011)
3. Саралидзе З.К., *Атомная энергия* **45**, 41 (1978)

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ КИНЕТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ РАДИАЦИОННО-УСКОРЕННОЙ ГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ С ПРИМЕСЯМИ

Е.А. Смирнов

НИЯУ МИФИ, Москва, Россия (ESmirnov36@mail.ru)

Проведен систематический анализ возможности описания процесса отжига радиационных дефектов (РД) в системах с границами зерен с учетом влияния вакансионных и междоузельных примесных комплексов в границе на ускорение радиационно-стимулированной граничной диффузии (РСГД). Показана несостоятельность представлений о преимущественно вакансионном характере зернограничной диффузии (ЗГД) и приведены доказательства, свидетельствующие о возможности "междоузельно-узельном" механизме [1]. В частности, проведенный анализ компенсационного эффекта кинетики процессов ЗГД и РСГД позволяет предположить возможность реализации в указанных процессах коллективных или "эстафетных" механизмов, аналогичных механизмам диффузионных процессов в разупорядоченных системах [1]. В рассматриваемой модели РСГД предполагается, что как вакансии, так и междоузельные атомы подвижны. Подтверждена возможность сведения обобщенной системы кинетических уравнений отжига радиационных дефектов к простейшим классическим уравнениям для чистых металлов путем введения эффективного значения константы скорости рекомбинации [2, 3]. Представлены решения и анализ систем кинетических уравнений отжига указанных систем для квазистационарных процессов. Получены выражения для концентраций РД и их комплексов, для коэффициентов РСГД с учетом влияния примесных комплексов и для коэффициентов примесного ускорения РСГД. Показана возможность получения упрощенного выражения для коэффициента примесного ускорения $R_{РСГД}^{прим}$ для условно близких значений энергий связи произвольных комплексов вида:

$$R_{РСГД}^{прим} \cong \sqrt{1 + zC_I \exp \frac{E_k^b}{kT}},$$

где z – координационное число, C_I – концентрация примеси и E_k^b – энергия связи примесного комплекса. Представленные результаты использованы для оценки коэффициентов РСГД в железе, его сплавах и сталях [4].

Литература

1. Мерер Х., *Диффузия в твердых телах*, «Интеллект», 2011
2. Ахиезер И.А., Давыдов Л.Н., *Введение в теоретическую физику металлов и сплавов*, «Наукова Думка», Киев, 1985
3. Смирнов Е.А., Шмаков А.А., Якунина О.С. *Физика и химия обработки материалов*,

2012, **1**, с. 23-29

4.Новоселов А.Н., Смирнов Е.А. – *настоящий сб. тезисов докладов X Междунар. Уральского Семинара РФМС*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Н.М. Созонова¹, А.Ю. Дроздов¹, В.Я. Баянкин¹, И.Л. Нагорных²

¹ФГБУН Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

²ФГБУН Институт механики УрО РАН, Ижевск, Россия

Аморфные материалы привлекают внимание исследователей в связи с быстро расширяющимся практическим использованием. Аморфное состояние поверхностного слоя характеризуется высокой твердостью, коррозионной стойкостью и другими специфическими свойствами материала. Целенаправленное воздействие на поверхность материала для получения требуемого комплекса свойств является одной из приоритетных задач современной науки.

В данной работе изучалось поведение аморфного сплава Fe₈₀B₂₀ при облучении его поверхности пикосекундным лазерным импульсом.

Несмотря на отсутствие теоретической модели процесса кристаллизации аморфных сплавов после импульсного лазерного облучения, в некоторых физических исследованиях имеются предположения о возникновении сверхзвуковой волны при поглощении поверхностью аморфного сплава потока фотонов. Однако механизм возникновения таких волн учеными до настоящего времени является не до конца изученным, а выдвинутые гипотезы, как правило, проверялись лишь на качественном уровне.

С помощью программного пакета LAMMPS было получено аморфное состояние Fe₈₀B₂₀ путем разогрева и резкого охлаждения модельного кристаллита. При помощи программного пакета MDOMP было проведено моделирование ударных волн, возникающих в процессе облучения полученного аморфного сплава лазерным импульсом. Проанализированы механизмы возникновения ударных волн в моделируемой системе за счет градиентов температур и внутренних напряжений. Оценена скорость распространения ударной волны в аморфном образце. Выявлено влияние ударной волны на перераспределение компонентов аморфного сплава. Обсуждаются закономерности изменения структуры и элементного состава поверхностных слоев после облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН №12-П-2-1040 и гранта РФФИ №11-08-00559.

МД МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СЕГРЕГАЦИЙ В СПЛАВЕ Fe-Ni

С.А. Стариков, А.Р. Кузнецов, Ю.Н. Горностырев, Л.Е. Карькина, В.В. Сагарадзе
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (starikov@imp.uran.ru)

Сегрегации легирующих элементов на границах зерен (ГЗ) оказывают существенное влияние на структурную и фазовую стабильность, механические свойства

поликристаллических сплавов. В условиях интенсивного внешнего воздействия (интенсивная деформация, облучение), наряду с термодинамическими факторами (выигрыш энергии), существенную роль также играют кинетические механизмы образования сегрегаций, обусловленные потоком неравновесных точечных дефектов на ГЗ.

С целью определить термодинамические стимулы в образование сегрегаций на ГЗ в сплавах на основе железа мы провели моделирование методом молекулярной динамики поликристалла ГЦК сплава $Fe_{0.7}Ni_{0.3}$. При этом использовались ЕАМ-потенциалы [1], хорошо апробированные для описания когезионных характеристик и полиморфного превращения в системе Fe-Ni. Моделирование проводилось для достаточно большого поликристалла, содержащего несколько зерен с границами наклона различного типа: малоугловая ГЗ, несимметричная граница $\Sigma 5$ (ось разориентации [001], угол разориентации $\Theta = 53,13^\circ$) и граница общего типа (ось [001], $\Theta = 41^\circ$). Поскольку в сплаве энергия легирующего элемента зависит от локального окружения, энергия его взаимодействия с границей вычислялась путем усреднения по набору конфигураций, в которых центральный атом Ni находился на заданном расстоянии от границы.

Результаты моделирования показали, что атомы Ni слабо взаимодействуют с ГЗ рассмотренных типов (энергия сегрегации менее 0.1 eV), поскольку имеют ионный радиус и электронную структуру близкие к атомам матрицы. Таким образом, атомы никеля в сплаве $Fe_{0.7}Ni_{0.3}$ не имеют собственных стимулов для сегрегации на стоки точечных дефектов, в качестве которых выступают ГЗ. Поэтому основной причиной образования сегрегации в сплаве на основе Fe-Ni следует считать неравновесные потоки точечных дефектов на ГЗ (см., например, [2]), возникающие под действием облучения или интенсивной пластической деформации.

Работа выполнена при поддержке Президиума УрО РАН (проект 12-П-2-1043) и РФФИ (проекты 10-03-00113 и 11-02-00224).

Литература

1. R. Meyer, P. Entel, *Phys. Rev. B* **57**, 5140 (1998)
2. Стариков С.А., Кузнецов А.Р., Сагарадзе В.В. и др., *ФММ* **102**, 147 (2006)

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ РЕКОМБИНАЦИИ И КЛАСТЕРИЗАЦИИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

А.В. Янилкин

¹ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л.Духова", Москва, Россия (aleyanilkin@gmail.com)

Для прогнозирования накопления дефектов и поврежденности материала используют кинетическую теорию [1], которая включает в себя описания таких процессов, как рекомбинация и кластеризация точечных дефектов, образования полостей и пузырей, образование скоплений дислокаций и т.д.

В данной работе рассматривается рекомбинация и кластеризация междоузельных атомов и вакансий на основе молекулярно-динамического моделирования. В качестве материала рассматривается молибден и диоксид урана. Взаимодействие атомов Mo описывается с помощью потенциала межатомного взаимодействия [2], построенного на

основе метода погруженного атома. Для описания межзонного взаимодействия в UO_2 используется потенциал [3]. В качестве молекулярно-динамических моделей рассмотрены кристаллические решетки только с междоузельными атомами и как с междоузельными атомами и вакансиями [4]. В первом случае происходит кластеризация междоузельных атомов за счет их диффузии и слияния. Во втором за счет повышенной концентрации вакансий преобладает рекомбинация точечных дефектов. Для упрощения последующего анализа дефекты создавались на начальный момент, в последующие моменты концентрация изменялась только за счет взаимодействия их друг с другом.

Получены зависимости концентраций междоузлий и вакансий от времени. Проведено сопоставление полученных зависимостей с аналитическим выражением для зависимости концентраций из кинетической теории. Сравнение показывает, что как в случае рекомбинации, так и кластеризации реакции имеют второй порядок. Определены константы скорости рекомбинаций и кластеризации. Получена их температурная зависимость. Проведено сопоставление полученных результатов с теоретическим выражением для константы скорости в случае диффузионно-контролируемых реакций.

Литература

1. Rest J., *J. Nucl. Mater.* **277**, 231 (2000)
2. Starikov S.V., Insepov Z., Rest J., Kuksin A.Yu., Norman G.E., Stegailov V.V., Yanilkin A.V., *Phys. Rev. B.* **84**, 104109 (2011)
3. Potashnikov S.I., Boyarchenkov A.S., Nekrasov K.A., Kupryazhkin A.Ya., *J. Nucl. Mater.* **419**, 217 (2011)
4. Insepov Z., Rest J., Yacout A., Kuksin A. Yu., Norman G. E., Stegailov V. V., Starikov S. V., Yanilkin A. V., *J. Nucl. Mater.* **425**, 41 (2012)



II. Материалы для ядерной и термоядерной энергетики

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

INTERACTIONS BETWEEN VOID SWELLING AND IRRADIATION CREEP IN THICK 304 STAINLESS STEEL REFLECTOR BLOCKS IN RESPONSE TO GRADIENTS IN NEUTRON FLUX-SPECTRA AND IRRADIATION TEMPERATURE

F.A. Garner¹, P. Freyer², D.L. Porter³, C. Knight³, T. Okita⁴, M. Sagisaka⁵, Y. Isobe⁵, J. Etoh⁵,
T. Matsunaga⁵, Y. Huang⁶, J. Wieszorek⁷

¹*Radiation Effects Consulting, Richland WA, USA*

²*Westinghouse Electric Company, Pittsburg PA, USA*

³*Idaho National Laboratory, Idaho Falls ID, USA*

⁴*University of Tokyo, Tokyo, Japan*

⁵*Nuclear Fuel Industries, Ltd. Osaka, Japan*

⁶*University of Wisconsin, Madison WI, USA*

⁷*University of Pittsburgh, Pittsburgh PA, USA*

Void swelling and irradiation creep are life-limiting phenomena for components of fast and light-water reactors, requiring predictive equations to forecast limits of operation. It is not generally recognized, however, that such equations were developed from limited numbers of specimens, generally of thickness 0.3-1mm. In such configuration there are no significant variations in temperature, stress or neutron flux-spectra across the thickness. In actual reactor components, however, thicknesses can be larger with gradients not only in environmental variables but in the resulting distribution of stresses and strains. There are currently no benchmark data fields that allow confident incorporation of such "thin" equations in design codes for "thick" and complex shapes, especially since swelling-creep interactions determine the local stress field and feed back into swelling and creep strains.

A series of five hexagonal cross-section reflector blocks (annealed 304SS, 50mm flat-to-flat, ~250mm length) were vertically stacked in a thin-wall hexagonal 304SS can in Row 8 of EBR-II in flowing sodium. During their residence they accumulated 0.5-33 dpa depending on axial position. Over the stack there were significant axial and radial gradients in both dose and temperature with gamma heating leading to significant internal temperature increases, producing a complex spatial distribution of swelling and creep strains.

Four of these blocks have been subjected to non-destructive examination, and two of these to extensive destructive examination thereafter. Measurements involved profilometry, ultrasonic exam, density change and electron microscopy. It was found that the complex internal distribution of microscopic strains arising from void swelling and carbide densification can be related to the macroscopic deformation of the blocks, producing slight bulging and twisting. The strains of the blocks could also be correlated with the strains of the hexagonal can that housed them.

ION-INDUCED VOID SWELLING OF FERRITIC-MARTENSITIC AND ODS-FERRITIC ALLOYS AT 100-600 dpa AND 400-550°C

F.A. Garner¹, V.N. Voyevodin², V.V. Bryk², O.V. Borodin², V.V. Melnichenko²,
A.S. Kalchenko², L. Hsiung³

¹*Radiation Effects Consulting, Richland WA, USA*

²*Kharkov Institute of Physics and Technology, Kharkov, Ukraine*

³*Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore CA, USA*

Austenitic steels have traditionally served as fuel cladding for fast reactors but their tendency to exhibit high void swelling at doses of ≤ 150 does not allow fuel burn-ups greater than $\sim 12\%$. From the viewpoint of fuel economy $\sim 30\%$ burn-up would be optimum. However, that requires a cladding material that could reach higher doses without significant swelling. Two classes of material might serve to reach this goal. The first are ferritic-martensitic (FM) alloys and the second is oxide-dispersion-strengthened (ODS) ferritic alloys.

Unfortunately available test reactors cannot reach 200 dpa in 10-20 years, which is the minimum dose required to assess the swelling resistance of new alloys. Although charged particle simulation can reach such doses in much shorter time, there is insufficient understanding of the differences involved to allow confident prediction of neutron-induced swelling, but self-ion irradiation can forecast the relative swelling resistance of various alloys and can identify the eventual steady-state swelling rate.

An extensive series of ion irradiations using 1.8 MeV Cr^+ ions has been conducted at 1×10^{-2} dpa/sec on HT9, EP-450 and MA957 (ODS) alloys. After determining the optimum irradiation temperature at 100 -200 dpa, then irradiations are conducted to much higher doses, usually terminating the experiment if swelling exceeds 20%. The results indicate that the eventual steady-state swelling rate of FM alloys is $\sim 0.2\%/dpa$, one fifth that of austenitic alloys. The duration of the transient regime is rather variable, however. Ferritic alloys generally enter the higher swelling rate regime at ~ 150 dpa, but tempered martensite alloys wait until 300-400 dpa. ODS alloys usually have a ferrite matrix and the swelling resistance of this class is critically dependent on how well distributed are the oxide dispersoids. In cases where the dispersion is highly variable the swelling in individual grains can vary from 0 to 50% at 400 dpa.

SECOND-ORDER RADIATION PHENOMENA IN AUSTENITIC AND HIGH NICKEL ALLOY INTERNAL COMPONENTS GROWING TO FIRST ORDER IMPORTANCE AT THE HIGHER DAMAGE LEVELS ASSOCIATED WITH PWR PLANT LIFE EXTENSION

F. A. Garner¹, L.R. Greenwood², M. Gusev³, O.P. Maksimkin³

¹*Radiation Effects Consulting, Richland WA USA*

²*Pacific Northwest National Laboratory, Richland WA USA*

³*Institute of Nuclear Physics, Almaty Kazakhstan*

Austenitic stainless steels, especially AISI 304 and 316, form the core internals that frame and support the cores of pressurized water reactors. In some reactors alloys such as Inconel 600 or 718 were also used for selected in-core applications such as guide tubes and springs. The near-core portion of the baffle-former assembly receives relatively high neutron exposures (40-100 dpa) over a 40 year life-time. Extending the lifetime of these components to 60 or 80 years will lead to correspondingly higher damage exposures.

Within the 40 year licensing period a number of issues of first-order importance have been addressed, especially embrittlement, IASCC and irradiation creep. A number of second-order issues have been recognized but not considered to be life-limiting or deleterious. However, the non-linear nature of a number of second-order processes gives cause to worry that they might become first-order with extension of PWR life-times.

The first of these second-order process is the void swelling phenomenon which is clearly a non-linear and non-saturable process. The second of these second-order processes is the progressive promotion of the five naturally occurring isotopes of nickel to higher atomic weight via transmutation. One product of this transmutation sequence is the production of Ni-59, a non-naturally occurring isotope that continues to increase in concentration until a thermal neutron fluence of about 4×10^{22} n/cm² has been reached. The consequences of the Ni-59 production are a very high and continuously accelerating production of helium and hydrogen, concurrent with a generally unrecognized increasing rate of atomic displacement and increased nuclear heating, the latter two consequences arising from the highly exothermic nature of the Ni-59 (n, α) and (n, p) reactions. These processes become increasingly important for higher nickel alloys such as Inconel 600 and 718.

The third process is the now well-known tendency of hydrogen to be stored in helium-nucleated bubbles and voids, and for the increasing storage to promote formation of very high densities of bubbles not only in the matrix but also on grain boundaries. Cracks moving along grain boundaries or through the matrix will constantly be intersecting cavities filled with hydrogen with possible consequences on accelerated cracking.

The fourth process is the generally unrecognized but progressive radiation-induced movement of 300 series steels toward stress-induced martensitic instability, especially at very high damage levels.

These four processes will be shown in this paper to have already begun to reveal their growing presence. Based on the known parametric dependencies of these four processes it is expected that they will most likely interact in a very synergistic manner. These processes should be studied proactively before they become truly first-order in importance.

SWELLING, CREEP AND EMBRITTEMENT OF D9 STAINLESS STEEL CLADDING AND DUCT IN FFTF DRIVER ASSEMBLIES AFTER HIGH NEUTRON EXPOSURE

F.A. Garner¹, B.J. Makenas² and S.A. Chastain²

¹*Pacific Northwest National Laboratory, Richland WA USA*

²*Fluor Hanford, Richland WA USA*

This report focuses on the swelling, creep and embrittlement behavior of 20% cold-worked D9 cladding and duct used in two mixed-oxide driver subassemblies designated D9-2 and D9-4. These assemblies were irradiated in the FFTF fast reactor to maximum exposures of 25.3 and 21.4×10^{22} n/cm² (E>0.1 MeV). The D9-2 subassembly operated at somewhat lower temperatures compared to those of D9-4, leading to different swelling behavior. Since the D9-4 duct operated at lower temperatures than the cladding, the swelling of the duct was relatively low, peaking at 6-7%. The fuel pin cladding reached swelling values of 21-28% in D9-4 and 37-38% in D9-2, with much of the pin having attained the terminal swelling rate of ~1%/dpa.

Void swelling was observed to vary with dpa rate, irradiation temperature and small heat-to-heat differences in composition, especially phosphorus. While no significant pin failures were observed during in-reactor operation, failure arising from severe void-induced embrittlement

occurred in D9-2 fuel pins and duct during post-irradiation handling.

FERRITE FORMATION IN AUSTENITIC ALLOYS IRRADIATED IN BOR-60 AND HFIR NUCLEAR REACTORS

M.N. Gussev¹, J.T. Busby¹, L. Tan¹, F.A. Garner²

¹*Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, USA (gussevmn@ornl.gov)*

²*Radiation Effects Consulting, Richland, USA.*

Austenitic stainless steels are important structural materials common to various fusion and fission reactor systems. Usually these steels are nonmagnetic, but high-energy particle irradiation (e.g., neutrons and ions) can lead to the formation of magnetic phases, principally ferrite. Radiation-induced formation of magnetic phases may impact the material's performance, and this could be especially important for fusion reactor systems which use high-strength magnetic fields. Also, the corrosion behavior of material with radiation-induced magnetic phase might be different from that of the base steel.

In the present work, the formation and accumulation of magnetic phases has been studied for a set of industrial austenitic steels and model austenitic alloys. These included AISI 304 and 316 steels and high-purity model alloys based on AISI 304 and AISI 316 compositions. The investigated alloys were irradiated in the Russian BOR-60 fast reactor at 5–47 dpa at 593K and in HFIR reactor at 0.7 dpa at 363-563K.

To measure the amount of magnetic phase in both nonirradiated and irradiated samples, a Fisher FMP-30 ferroprobe unit was employed. The device was calibrated using a regular set of etalon samples with delta-ferrite. The microstructure of the radiation-induced magnetic phase was characterized using scanning and transmission electron microscopy, and also electron backscatter diffraction. It was found that the magnetic phase was present in all irradiated alloys. The amount of magnetic phases increases with increasing damage dose in the range of 0–10 dpa, approximately following a linear relationship. Further increase of damage dose did not change the amount of magnetic phase significantly.

The results were analyzed using thermodynamic parameters associated with the ternary Fe-Cr-Ni phase diagram. A mathematical model was developed that relates the amount of magnetic phase with alloy parameters (element composition, grain size, cold work level). It was established that silicon and manganese additions strongly increase the rate of ferrite accumulation, but molybdenum and carbon additions tend to resist ferrite accumulation.

MARTENSITIC INSTABILITY DURING PLASTIC DEFORMATION OF HIGH IRRADIATED AUSTENITIC ALLOYS

M.N. Gussev, J.T. Busby

Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN, USA (gussevmn@ornl.gov)

Austenitic stainless steels are prone to martensite formation during deformation, with increasing tendency as the nickel-equivalent decreases and temperature decreases. However, the question of how irradiation impacts the steel's stability is not well-defined. Some recent papers show that neutron irradiation tends to accelerate martensite instability, and it could be an issue during long term operation of nuclear power plants.

In the present work, martensitic transformation during plastic deformation has been studied for a set of commercial purity austenitic steels and model austenitic alloys. These included AISI 304 and 316 steels and high-purity model alloys based on AISI 304 and AISI 316 compositions. The investigated alloys were irradiated in the Russian BOR-60 fast reactor at 5–47 dpa at 593K.

To evaluate phase and structure transformations (twinning, α - and ε - martensite) electron backscattering diffraction (EBSD-OIM) has been employed. Also, magnetometry has been used to measure the amount of martensite in small deformed regions of miniature specimens. Finite element analysis (commercial COMSOL v.4.3. FEA software) has been employed to evaluate stress and strain distribution in the deformed samples.

For nonirradiated and irradiated alloys critical stresses and critical strains required to produce martensite are studied as a function of damage dose and material starting condition. , Kinetic of martensite accumulation are investigated for nonirradiated and irradiated alloys; special attention has been paid to possibility of martensite formation below yield stress limit (“stress” or “elastic” martensite).

Morphology of martensite as function of irradiation, stress and strain are analyzed and discussed. Using OIM data, nucleation sites for α - and ε - martensite formation were analyzed in details.

THE ROLE OF SCALE FACTOR DURING TENSILE TEST OF IRRADIATED METALS AND ALLOYS

M.N. Gussev, J.T. Busby, M.A. Sokolov

Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, USA (gussevmn@ornl.gov)

Miniature specimens are widely used to investigate the tensile behavior of irradiated metals and alloys, nanostructured materials, and different composites. At the same time, it is well known that dimensions and geometry of the sample can influence test results, and geometry and scale factor are one of the reasons lead to data scatter (a potential problem in analytical studies).

The main objective of the present study was to compare mechanical properties obtained using four different widely used tensile specimens which were machined from the same heats of materials. A comparison of the tensile properties determined with miniature specimens types was made by testing cold-worked and solution-annealed wrought 316L and modified cast austenitic stainless steels, and F82H and A522B ferritic steels. Samples of SS-1, SS-2, SS-3, and SS-J3 types, which are widely used in radiation material science, were tensile tested at room temperature at strain rate 0.00109 s^{-1} with use of optic extensometry method. The results (engineering mechanical properties and ‘true stress – true strain’ curves) were compared with standard ASTM sub-size type specimens.

An additional specimen type, SS-mini, was offered and evaluated. This specimen can be useful for special purpose experiments, for example, evaluation of welds.

Influence of geometry parameters (thickness to width and length to width ratios) and thickness to grain size ratio on mechanical test result was analysed in details for small specimen types listed above. Influence of sample geometry on tensile test results, peculiarities of neck formation and deformation localization development were discussed details using optic extensometry and full-field strain measurement data.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ

С.А. Аверин, В.Л. Панченко, В.В. Шушлебин, М.В. Евсеев, Л.П. Синельников
ОАО «ИРМ», г. Заречный, Россия (irm@irmatom.ru)

Сплавы на основе молибдена, который является тугоплавким металлом, способны выдержать достаточно большие механические нагрузки при повышенных температурах. Поэтому они являются перспективными материалами для использования в ядерной технике. Однако, данных по влиянию нейтронного облучения при температурах выше 1000°C на структуру и свойства молибденовых сплавов практически нет.

Исследовались три молибденовых сплава. Один – технически чистый молибден, второй – легированный цирконием (0,2 масс.%), третий – легированный титаном (0,4 масс.%). Облучение образцов проводилось в исследовательском реакторе ИВВ-2М в интервале температур 1000 – 1250°C до флюенса нейтронов $5 \cdot 10^{20}$ нейтр./см².

На образцах в исходном состоянии и после облучения проведены сравнительные структурные исследования с применением металлографии и просвечивающей электронной микроскопии, измерения микротвердости. Исследованы закономерности деформации и разрушения после механических испытаний на разрыв при температурах до 1200°C. Выявлен ряд закономерностей.

АТОМНО-ЗОНДОВАЯ ТОМОГРАФИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ ПРИ ВАРИАЦИИ СОДЕРЖАНИЯ ТИТАНА В 13% Cr ДУО СТАЛЯХ

А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, А.Г. Залужный, Н.А. Искандаров, А.А. Никитин, Н.Н. Орлов,
М.А. Козодаев

Государственный Научный Центр Российской Федерации - Институт Теоретической и Экспериментальной Физики, Москва, Россия (Andrey.Aleev@itep.ru)

Конструкционные материалы ядерных и термоядерных энергетических установок нового поколения должны выдерживать более высокие уровни радиационных повреждений при высоких температурах (~700°C). Одними из возможных материалов для этих применений являются дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО) ферритно-мартенситные стали. Ожидается, что такие материалы смогут работать до повреждающих доз более 140 сна (смещений на атом). Особенностью ДУО сталей является наличие большого числа оксидных включений нанометрового размера, которые играют существенную роль в упрочнении материала – являясь точками пиннинга дислокаций и выступая в роли стоков для точечных дефектов.

В настоящее время активно ведутся разработки по созданию дисперсно-упрочненных сталей следующего поколения. Существенным отличием является увеличенное содержание хрома (более 12%), а также повышенные требования к тонкой структуре. Подобные требования определяются с одной стороны необходимостью повышения коррозионной стойкости, что достигается повышением содержания хрома в матричной стали. С другой стороны, эти материалы должны иметь средние размеры дисперсных включений ~ нескольких (1-3) нанометров при фиксированной общей доле внедренных оксидов. Для достижения таких параметров применяется дополнительное легирование

стали титаном, который способствует процессу измельчения внедряемых при механическом сплавлении оксидов. Оптимальные механические свойства дисперсно-упрочненных оксидами иттрия сталей достигаются при содержании титана в диапазоне 0 – 0,5%. В настоящей работе исследовалось влияние концентрации титана на наномасштабное состояние 13,5%Cr ДУО стали методами томографической атомно-зондовой микроскопии.

СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В РАЗРАБОТКЕ РАДИАЦИОННО-СТОЙКИХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ (ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И КАРБИД КРЕМНИЯ)

Р.А. Андриевский

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка (ara@icp.ac.ru)

В современном материаловедении все большее распространение получает наноструктурный подход. При таком подходе используются возможности различных нанотехнологий для создания наноструктуры, характеризующейся малыми размерами (от 1-2 до ~100 нм) основных структурных составляющих (зерен, фазовых включений, слоев и пор). Наноструктурный подход, обеспечивая получение разнообразных конструкционных и функциональных материалов с высоким уровнем физико-химических и физико-механических характеристик, привлекает к себе значительное внимание ученых и инженеров [1]. Применительно к созданию новых радиационно-стойких материалов наличие значительного количества поверхностей раздела (типа границ зерен и тройных стыков), функционирующих как стоки для удаления радиационных дефектов, может привести к повышению радиационной стабильности наноматериалов по сравнению с таковой для обычных крупнозернистых аналогов. Поэтому проблема радиационной стабильности наноматериалов вызывает большой интерес. Сведения о природе радиационных процессов в нанобъектах, по сравнению с информацией для обычных крупнокристаллических материалов, пока ограничены и свойства радиационных дефектов в наноматериалах лишь начинают изучаться [1-3].

В докладе детально изложены современные достижения в разработке наноматериалов на основе легированных сталей и карбида кремния; проанализировано влияние облучения на ускорителях высокоэнергетическими ионами, а также в условиях воздействия нейтронами в реакторных экспериментах. Описаны также результаты микроскопических подходов и моделирования методами молекулярной динамики. Обращено внимание на проявление аномального роста зерен, который нивелирует возможные преимущества наноматериалов как радиационно-стойких объектов.

Литература

1. Р.А. Андриевский. *Основы наноструктурного материаловедения. Возможности и проблемы*. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2012. – 252 с.
2. Андриевский Р.А. *Физика металлов и металловедение*, **110**, 243-254 (2010).
3. Андриевский Р.А. *Российские нанотехнологии*, **6**, №5-6 (2011).

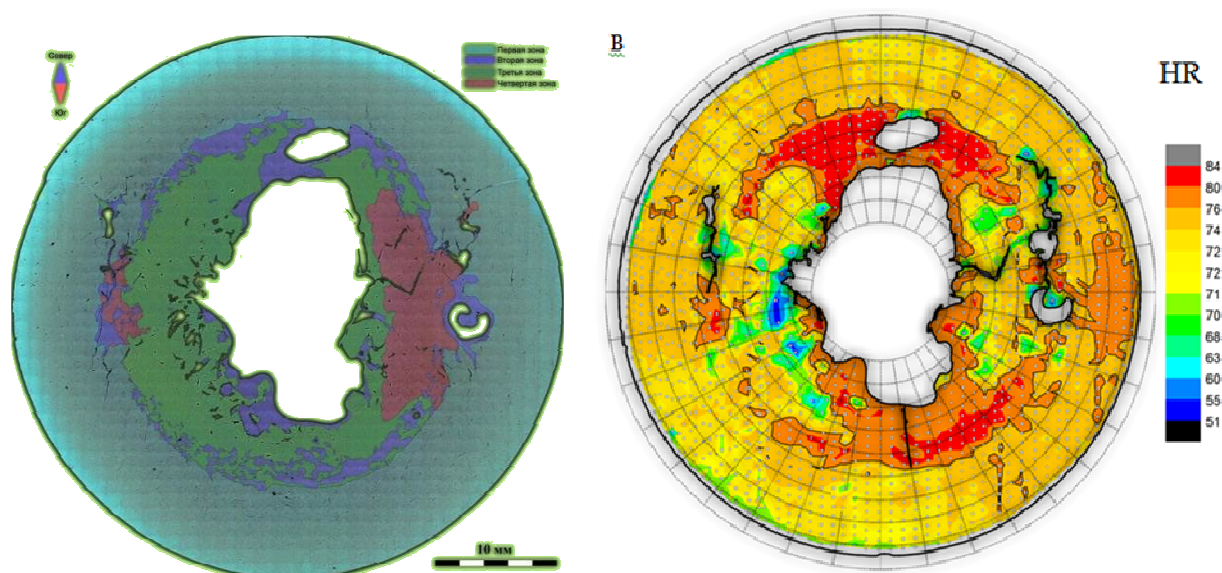
МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕРИДИОНАЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА U-1,5% Mo-1% Zr ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

А.С. Александров, Д.А. Беляев, Ю.Н. Зуев, Е.А. Козлов, И.Л. Святлов, Е.А. Шестакова
ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», г. Снежинск

Исследование физических свойств материала, подвернутого высокоскоростной интенсивной нагрузке представляет значительный интерес, поскольку в нем, помимо быстрого сжатия вещества до высоких давлений и его адиабатического разогрева, с чрезвычайно высокой скоростью протекают процессы упруго-пластической деформации, разрушения, полиморфных и фазовых превращений, химические реакции, явления электрической поляризации, ионизации и другие физические и химические явления. Тем самым создается уникальная возможность исследований фундаментальных свойств вещества и неравновесных процессов в экстремальных условиях. Кратковременное достижение высоких давлений и температуры наиболее просто и эффективно получается при использовании всестороннего сферического взрывного нагружения.

В настоящей работе изложены результаты, полученные при металлографическом изучении сохраненной после ударно-волнового нагружения (УВН) высокого уровня толстостенной сферической оболочки из сплава урана с молибденом и цирконием. Исследование выполнялось методами световой микроскопии и твердометрии в меридиональном сечении оболочки.

Выявлено четыре приблизительно концентрично расположенные зоны, имеющие разные структурные состояния, уровни микротвердости, степени поврежденности; концентрации, средние размеры и объемные доли неметаллических включений.



Меридиональное сечение оболочки с подсвеченными структурными зонами (слева) и карта распределения твердости в меридиональном сечении (справа)

Обработка и представление экспериментальных данных, несущих информацию об объемном распределении исследованных физических величин выполнялись с применением метода цветового картирования.

На основании анализа полученной экспериментальной информации сделаны некоторые выводы о деталях протекавших во время нагружения физических процессов, приведших к

локальным структурным изменениям и локализации поврежденности и, связанных с ними, структурно чувствительных параметрах материала: твердости, микротвердости, распределении металлургических включений.

Литература

1. «Ударно-волновые явления в конденсированных средах». Г.И. Канель, С.В. Разоренов, Л.В. Уткин, В.Е. Фортов. М.: «Янус-К», 1996.
2. «Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках». Монография под общей редакцией д.ф.-м.н. М.В. Жерноклетова, Саров, 2003.
3. «Spall and shear damages of a shell of U — 1.5% Mo alloy under explosive loading». E. A. Kozlov, D.A. Belyaev, Yu.N. Zuyev, I.L. Svyatov. *XI Russian — US Workshop Fundamental Properties of Plutonium*, Snezhinsk, September 12 — 16, 2011.
4. «Уран и его сплавы», Ю.Н. Сокурский., Я.М. Стерлин., В.А. Федорченко. М.: Атомиздат, 1971.
5. «Металлографические исследования урановых оболочек после ударно-волнового нагружения с применением метода цветового картирования». Ю.Н. Зуев, Е.А. Козлов, И.В. Подгорнова, И.Л. Святков. *Доклад на IX Международном Уральском семинаре «Физика радиационных повреждений»*. Кыштым, 20 — 26 февраля, 2011.
6. «Распределения твердости и повреждений в оболочке из сплава УСМ после взрывного нагружения». Ю.Н. Зуев, И.В. Подгорнова, И.Л. Святков. *Доклад на восьмой научно-технической конференции «Молодежь в науке»*, 10 — 12 ноября 2009, г. Саров.
7. «Откольные и сдвиговые разрушения в сферически сходящихся оболочках из железа и сталей. Измерение энергии и остаточных деформаций». Е.А. Козлов и др. *Деформация и разрушение материалов*, № 11, 2008.
8. «Динамическое разрушение твердых тел», В.С. Никифоровский, Е.И. Шемякин. Новосибирск, «Наука», 1979.
9. «Взрывные технологии», В.В. Селиванов, И.Ф. Кобылкин, С.А. Новиков, М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008.
10. «Основы сварки давлением», А.С. Гельман. М.: «Машиностроение», 1970.
11. «Применение взрыва в сварочной технике», В.Г. Петушков. Киев, «Наукова думка», 2005.

ОТКОЛЬНЫЕ И СДВИГОВЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ, ТВЕРДОСТЬ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА U–1,5% Mo ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Е.А. Козлов, Д.А. Беляев, Ю.Н. Зуев, И.Л. Святков
 ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», г. Снежинск

Для разработки и проверки кинетических многоуровневых прочностных моделей нового поколения, обладающих повышенными прогностическими возможностями, необходимы систематические экспериментальные данные по кинетике зарождения, развития и залечивания откольных и сдвиговых микро-, мезо- и макроповреждений. Необходима информация, получаемая как при взрывном нагружении образцов и деталей, так и при их последующем изучении методами металлографии и фрактографии.

Целью данной работы является изложение одного из подходов к аттестации материала с повреждениями, а также — способа представления результатов статистического анализа полноты и характера откольных и сдвиговых повреждений, выявленных на меридиональном сечении толстостенной сферической оболочки из сплава U–1,5% Mo, претерпевшей всестороннее, квазисимметричное взрывное нагружение.

Измерения распределений микро- и макротвердости, а также геометрических характеристик повреждений, проведены на поверхности шлифа меридионального сечения претерпевшей взрывное нагружение оболочки. Информация о повреждениях получена в процессе математической обработки больших цифровых панорам меридионального сечения.

Предложенный метод обработки получаемых количественных данных о поврежденности в соответствии с определенными критериальными параметрами позволил разделить все выявленные повреждения на мезо-, микро- и макроповреждения, а также уточнить их положение и ориентацию в меридиональном сечении.

Наряду со статистической обработкой для более удобного и продуктивного совместного анализа разнородных пространственно распределенных данных был предложен специально адаптированный метод цветового картирования физических величин.

При анализе изучались и сравнивались карты распределения поврежденности по ориентации, концентрации и размерам с картой распределения твердости в меридиональном сечении. Обнаружена корреляция полученных распределений и сделаны выводы об их особенностях, обусловленных процессами, протекавших во время кратковременного высокоинтенсивного взрывного нагружения.

Литература

1. L.Seaman, D.R.Curran, D.A. Shockey Computational models for ductile and brittle fracture. *J. Appl. Phys.* 1976. **V. 47**, № 1. P.4814-4826.
2. T.Antoun, L.Seaman, D.R.Curran, G.I.Kanel, S.V.Razorenov, A.V.Utkin, Spall Fracture, Springer-Verlag New York, Inc. 2003, 404p.
3. П.В.Макаров Подход физической мезомеханики к моделированию процессов деформации и разрушения. *Физическая мезомеханика*, 1998, **т. 1**, № 1, с.61-81.
4. Е.А. Козлов, В.И. Таржанов, И.В. Теличко, Д.М. Горбачев, Д.Г. Панкратов. Релаксация напряжений на упругом предвестнике в нелегированном уране и некоторых сплавах на его основе. *ДАН*, 2006, **том 408**, № 3, с.328-332 [*Doklady Physics (Engl. transl.)*, 2006, Vol.51, No. 5, pp.252-256].
5. Е.А. Козлов, Д.Г.Панкратов, В.И.Таржанов, Е.В.Какшина, Ю.С.Морева Зарождающиеся и развитые откольные повреждения клиновых образцов из сплава U–1,5% Mo при их нагружении скользящей и нормальной детонацией зарядов ВВ различной мощности и толщины, *ДАН*, 2009, **Т.425**, № 1, с.34-39 [*Doklady Physics (Engl. transl.)*, 2009, Vol. 54, No. 3, pp.121-125].
6. Е.А.Козлов, Д.Г.Панкратов, В.И.Таржанов, Е.В.Какшина, Ю.С.Морева, Характеристики откольной прочности сплава U–1,5% Mo при взрывном нагружении различной интенсивности. *Деформация и разрушение материалов*, 2009, № 10, с.10-18.
7. E.A.Kozlov, S.A.Brichikov, V.G.Vildanov, D.M.Gorbachev, D.T.Yusupov, Spall and shear fractures in the spherically converging shells of iron and steels. Measurements of energy and residual strains, *Proceedings for the Joint U.S. Russia Conference on Advances in Materials Science*, August 31 to September 4, 2009, Prague, Czech Republic, pp.IV 6-11.

8. Е.А. Козлов, И.Г. Бродова, С.А. Бричков, Д.М. Горбачев, Т.И. Яблонских, Структура и откольные разрушения оболочек из армко-железа при различных режимах взрывного нагружения, *Деформация и разрушение материалов*, 2008, № 11, стр. 11-18.

9. Е. А. Козлов, И. Г. Бродова, С. А. Бричков, Д. М. Горбачев, Т. И. Яблонских, Откольные и сдвиговые разрушения, структурные и фазовые превращения в оболочках из стали 30ХГСА при двух режимах взрывного нагружения, *Деформация и разрушение материалов*, 2010, № 1, с.17-25.

10. А.А.Лебедев, Н.Р.Музыка, Н.Л.Волчек Метод диагностики состояния материала по параметрам рассеяния характеристик твердости. *Заводская лаборатория*, 2003, № 12.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЭК-181 И ЧС-139 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМООБРАБОТОК (НЕЙТРОНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ)

В.И. Воронин¹, И.Ф. Бергер^{1,2}, Б.Н. Гощицкий¹, М.В. Леонтьева-Смирнова³, В.М. Чернов³

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

²Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А.Бочвара», Москва

Физико-химическая природа низкотемпературного радиационного охрупчивания (НТРО), как типичного явления для металлов с ОЦК кристаллическими решетками, в настоящее время ещё мало исследована (по сравнению с жаропрочностью), но показана важная роль в явлении НТРО как исходных структурно-фазовых состояний сталей, формируемых исходными композиционными составами и режимами ТМО, так и изменениями таких состояний при нейтронном облучении [1].

Примерами высокохромистых ферритно-мартенситных сталей, создаваемых в ОАО «ВНИИНМ» для перспективных ядерных и термоядерных энергетических реакторов являются 12%-ые хромистые стали ЭК-181 (малоактивируемая) и ЧС-139 [2-4]. Исследования структурно-фазовых состояний этих сталей и их изменений в зависимости от низкотемпературного нейтронного облучения после различных режимов термомеханических обработок (ТМО) представляет важным и необходимым при дальнейшем улучшении функциональных свойств разрабатываемых сталей.

В данной работе представлены результаты исследования влияния низкотемпературного нейтронного облучения на микроструктуру и фазовый состав сталей ЭК-181 и ЧС-139 после различных режимов ТМО нейтронографическим методом. Нейтронографический метод позволяет получить важную информацию о реальном структурном состоянии массивных образцов сталей (микроструктура, фазовый состав, наличие мелкодисперсных выделений, микронапряжения в объеме) и его особенностях при различных режимах ТМО и нейтронном облучении.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394, шифр «Импульс») при частичной поддержке программ фундаментальных исследований Президиума РАН (Проект № 12-2-032-БЯ УрО РАН) и Госконтракта № 14.518.11.7020.

Литература

1. Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. *ASTM Stock Number: MON03*, 2001. 221 p.

2. Solonin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A. et. al. // *J. of Nucl. Mater.* 2000. N 283-287. P. 1468-1472.

3. Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M. et. al. // *Nuclear Fusion.* 2007. N. 47. P. 1-10.

4. Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-EK-181) // *Перспективные материалы.* 2006. V. 6. P. 40-52.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЭК-181 И ЧС-139 (НЕЙТРОНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ)

В.И. Воронин¹, И.Ф. Бергер^{1,2}, Б.Н. Гощицкий¹, М.В. Леонтьева-Смирнова³, В.М. Чернов³

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (voronin@imp.uran.ru)*

²*Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

³*ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика А.А.Бочвара», Москва*

Высокохромистые ферритно-мартенситные стали, включая их малоактивируемые (с быстрым спадом активности) модификации, разрабатываются как перспективные конструкционные материалы для ядерных и термоядерных энергетических реакторов [1-4]. Стали этого класса характеризуются хорошими функциональными физико-механическими свойствами, но требуются существенное их улучшение для применения в энергетических реакторах нового поколения. Улучшения необходимы как для высокотемпературных (жаропрочность), так и низкотемпературных (НТРО - низкотемпературное радиационное охрупчивание при температурах нейтронного облучения до 400 °С) свойств сталей этого класса (ОЦК кристаллическая решетка). Трудности создания сталей этого класса с улучшенными радиационными функциональными свойствами определяются тем, что способы улучшения жаропрочности и ослабления тенденции к НТРО являются альтернативными. Такая альтернативность вынуждает разработчиков перспективных сталей оптимизировать методы их создания (прежде всего композиционные составы и режимы ТМО - термо-механических обработок), чтобы получаемые структурно-фазовые состояния сталей и их свойства одновременно удовлетворяли требованиям как по жаропрочности, так и по НТРО.

В работе представлены результаты нейтронографических исследований сталей ЭК-181 и ЧС-139 после различного типа термообработок. Показано, что в зависимости от условий ТО в образцах образуются твердые растворы с выпадением карбидных фаз, что приводит к возникновению напряженного структурного состояния.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394, шифр «Импульс») при частичной поддержке программ фундаментальных исследований Президиума РАН (Проект № 12-2-032-БЯ УрО РАН) и Госконтракта № 14.518.11.7020.

Литература

1. Klueh R.L., Harries D.R. High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications. *ASTM Stock Number: MON03*, 2001. 221 p.

2. Solonin M.I., Chernov V.M., Gorokhov V.A. et. al. // *J. of Nucl. Mater.* 2000. **283-287**. P. 1468-1472.

3. Chernov V.M., Leonteva-Smirnova M.V., Potapenko M.M. et. al. // *Nuclear Fusion*. 2007. N. 47. P. 1-10.

4. Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н. и др. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-ЕК-181) // *Перспективные материалы*. 2006. **V. 6**. P. 40-52.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БОРАЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С ФУНКЦИЕЙ НЕЙТРОННОЙ ЗАЩИТЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

С.В. Гладковский, Т.А. Трунина, Е.А. Коковихин, И.С. Каманцев, С.В. Смирнова
ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН (gsv@imach.uran.ru)

В атомной энергетике существует большая потребность в специальном функциональном материале для изготовления транспортных упаковочных контейнеров (ТУК), применяемых для транспортировки отработанного облученного ядерного топлива.

В качестве таких материалов широко применяются полученные различными методами алюмоматричные композиты, армированные частицами карбида бора (борали). Использование алюминия или его сплавов в качестве основы композиционного материала эффективно снижает массу и способствует отводу тепла, а наполнение материала частицами карбида бора обеспечивает радиационную защищенность изделий.

В работе изучены возможности получения сравнительно простым методом горячей прокатки неразъемных композиционных материалов и определены условия компактирования порошковой смеси с микро- и наноразмерными частицами карбида бора, обеспечивающими функцию нейтронной защиты. Исследовано влияние состава порошковой смеси, дисперсности частиц карбида бора и режимов горячей прокатки на физико-механические свойства и особенности разрушения слоистых композитов из алюминия и его сплавов с порошковой прослойкой.

Показано, что полученные методом горячей прокатки боралюминиевые композиты обладают повышенным комплексом механических характеристик по сравнению с металлом основы - алюминиевыми сплавами АВ и АМгЗ. Наиболее высокие прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 236$ МПа; $\sigma_B = 273$ МПа) при удовлетворительной пластичности достигаются в композитах, содержащих наноразмерные порошковые прослойки карбида бора. На предложенный по результатам работы способ получения листового боралюминиевого композита по патентной заявке на изобретение №2011123237 дано положительное решение от 08.06.2011 г.

Разработаны также технологические основы получения монолитных боралюминиевых композитов путем горячей прокатки смеси порошков алюминия и карбида бора, помещенных в замкнутую металлическую оболочку.

Перспективные возможности повышения прочности и вязкости разрушения боралей могут быть реализованы за счет использования внешних листовых оболочек из алюминиевых сплавов повышенной прочности, диспергирования структуры слоев из алюминиевых сплавов методами интенсивной пластической деформации и дополнительного введения в состав порошковых смесей прослойки армирующих дисперсных волокон.

ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЧС68 ПРИ ВЫСОКОДОЗНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ И ЕЕ СВЯЗЬ С РАДИАЦИОННЫМ РАСПУХАНИЕМ

Н.В. Глушкова, И.А. Портных, Е.А. Кинев, А.В. Козлов
ОАО «ИРМ», Заречный, Россия (irm@irmatom.ru)

Действие нейтронного облучения на аустенитные стали, используемые в качестве оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах, вызывает комплексные структурные изменения: обрадуются дислокационные петли и вакансионные поры, происходят сегрегационные процессы, приводящие к изменению состава кристаллической матрицы и образованию вторичных фаз. Все это неблагоприятно сказывается на изменении размеров и физико-механических свойствах твэлов.

Определение характеристик тонкой структуры стали в исходном состоянии и после эксплуатации позволяет получить информацию о процессах, которые происходят при облучении, необходимую для прогнозирования физико-механических свойств оболочек твэлов. С другой стороны, исходное структурное состояние влияет на размер неблагоприятных изменений (распухание, охрупчивание и т.п.), происходящих при облучении. Целью исследований являлось изучение эволюции микроструктуры аустенитной стали ЧС68 – материала оболочек твэлов реактора БН-600, методами рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализа в зависимости, от температуры и дозы нейтронного облучения, выявление ее связи со склонностью к радиационному распуханию и влияния на физико-механические свойства стали.

В работе представлены результаты рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследований стали ЧС68 после нейтронного облучения в температурном диапазоне от 370 до 580°C и дозах до 80 сна. Показано, что в области температур 370-430°C с ростом дозы наблюдается увеличение параметра кристаллической решетки и микронапряжений, степень которых значительно различается для разных оболочек. Изменение параметра решетки и микронапряжений является результатом образования радиационных дефектов и изменения состава кристаллической матрицы. В области более высоких температур 550...580°C наблюдается уменьшение параметра решетки, связанное, в основном, с уходом из твердого раствора примесей внедрения в образующиеся карбиды. Отмечена обратная корреляция параметра решетки в необлученном состоянии со склонностью материала к радиационному распуханию.

КОРРОЗИЯ ОБЛУЧЕННОГО ГРАФИТА ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ ВО ВЛАЖНОЙ КИСЛОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ И БЕСКИСЛОРОДНОЙ СРЕДЕ

О.А. Голосов, М.С. Лютикова, В.В. Бедин, С.В. Старицын
ОАО «Институт реакторных материалов», г. Заречный, Россия (irm@irmatom.ru)

Все ОЯТ реакторов АМБ-100 и АМБ-200 первой очереди Белоярской АЭС выгружено из реакторов и хранится в двух приреакторных бассейнах выдержки (БВ-1 и БВ-2) в кассетах, изготовленных из нержавеющей стали 12Х18Н10Т и углеродистой стали Ст.3, и содержащих от 17 до 35 ОТВС. ~36 % всех ОТВС хранится в кассетах К-17у из углеродистой стали Ст.3, которая имеет низкую коррозионную стойкость в воде и подвержена как равномерной, так и язвенной коррозии. Ресурс мокрого хранения

чехловых труб кассет К-17у, определенный по данным изменения активности воды в БВ, равен ~14,5 лет. В результате длительного от 25 до 45 лет хранения кассет К-17у в воде БВ, значительно превышающего их ресурс «мокрого» хранения, произошло нарушение герметичности чехловых труб всех кассет К-17у и твэлы ОТВС, загруженные в эти кассеты, оказались в контакте с водой БВ.

С целью исключения такого явления в настоящее время все кассеты К-17у, содержащие ОТВС, перегружены из воды БВ на «сухое» хранение в чехлы РТ5015.02 из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. При проведении операций перегрузки не производилось ни осушения кассет, ни слива воды из ее чехловых труб. Возможное количество воды, определенное по разности масс кассет с ОТВС до загрузки и после выгрузки из воды БВ, может составлять не менее 350 л. В таких условиях в чехлах РТ5015.02 будут продолжаться коррозионные процессы с участием компонентов, входящих в состав ОТВС и кассет К-17у. Одним из таких компонентов является облученный графит графитовых втулок, расположенных в области активного столба ОТВС, масса и площадь поверхности которых может составлять до ~55 кг и ~6,3 м² соответственно. В зависимости от состава газовой среды продуктами коррозии графитовых втулок могут быть СО, СО₂ и СН₄, содержащие радионуклид ¹⁴С.

Решением ГК «Росатом» № 1-2.5/6819 от 04.08.2010 г. заключительной стадией обращения с ОЯТ АМБ Белоярской АЭС определена его радиохимическая переработка на заводе РТ-1 «ПО «Маяк». Однако, в настоящее время на заводе РТ-1 отсутствует техническая возможность приема ОЯТ АМБ и его переработки, поэтому в течение неопределенного времени ОЯТ АМБ будет храниться на площадке Белоярской АЭС. Для обоснования и обеспечения безопасности хранения ОЯТ АМБ в чехлах РТ5015.02 и его последующей транспортировки в ТУК-84/1 на «ПО «Маяк» необходимы данные по кинетике изменения параметров газовой среды (таких как давление, состав, температура, влажность) в течение длительного периода времени, включающего все стадии транспортно-технологических операций с ОЯТ АМБ. В обеспечение получения этих данных были проведены натурные испытания длительностью 247 суток в герметичном чехле РТ5015.02 неосушенной кассеты К-17у № 137 с шестнадцатью ОТВС, находившейся в воде БВ-2 в течение 42,6 лет. По результатам этих испытаний определены скорости коррозии графитовых втулок при комнатной температуре, равные:

- $1,26 \cdot 10^{-2}$ г-моль/(м²·сут) и $1,44 \cdot 10^{-3}$ г-моль/(кг·сут) в воздушной среде с образованием углекислого газа,

- $1,04 \cdot 10^{-4}$ г-моль/(м²·сут) и $1,18 \cdot 10^{-5}$ г-моль/(кг·сут) в бескислородной среде с образованием метана.

Литература

1. Голосов О.А. и др. 8-я Международная научно-техническая конференция «Безопасность, эффективность, и экономика атомной энергетики (МНТК-2012): Тезисы докладов, 2012, С. 236-237.

РАЗУПРОЧНЕНИЕ И ОХРУПЧИВАНИЕ СТАЛИ ЭК164 ПРИ ВЫСОКОДОЗНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

М.В. Евсеев, И.А. Портных, А.В. Козлов, С.В. Барсанова
ОАО «ИРМ», Заречный, Россия (irm@irmatom.ru)

Сталь ЭК164 рассматривается как перспективный материал оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах. Имеющиеся экспериментальные результаты показывают, что ее

стойкость к радиационному распуханию выше, чем у стали ЧС68, используемой в настоящее время в качестве штатного материала оболочек твэлов реактора БН-600. Как установлено ранее при исследовании облученных оболочек твэлов из стали ЧС68, охрупчивание и снижение прочности оболочек после эксплуатации в значительной

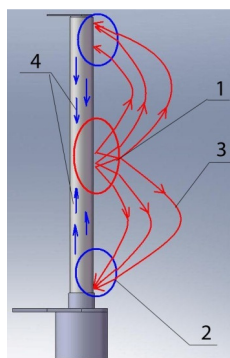


Рис. 1. Потoki лития в литиевом приёмном элементе: 1 – горячая зона лимитера (эмиттер лития), 2 – холодная зона лимитера (коллектор лития), 3 – потоки лития в плазме, 4 – потоки лития в КПС

степени связано с большим распуханием [1]. Поэтому можно ожидать, что оболочки из стали ЭК164 будут подвержены радиационному разупрочнению и охрупчиванию в значительно меньшей степени, чем оболочки из стали ЧС68. Цель работы заключалась в выявлении влияния условий облучения оболочек твэлов из стали ЭК164 на ее разупрочнение и охрупчивание.

В работе приведены результаты определения механических свойств оболочек твэлов из стали ЭК164 после эксплуатации в реакторе БН-600 до различных повреждающих доз, вплоть до 77 сна. Образцы для механических испытаний из оболочек различных твэлов выбирались таким образом, чтобы температуры их облучения были близки, а повреждающие дозы при этом несколько различались. Это позволяет накапливать данные для построения дозовых зависимостей механических свойств стали ЭК164 для различных температур облучения.

Механические свойства определялись по результатам двух видов испытаний: одноосного растяжения кольцевых образцов, изготовленных из оболочек твэлов, и испытаний трубчатых образцов внутренним давлением пластичного заполнителя [2]. Испытания кольцевых образцов дают консервативную оценку механических свойств, не позволяющую адекватно оценить остаточную работоспособность оболочек, но дают сравнительные значения характеристик прочности и пластичности образцов, облученных в различных условиях, с достаточно представительной статистикой. Результаты испытаний трубчатых образцов в большей степени характеризуют механические свойства в реальных условиях нагружения оболочек твэлов, но они менее статистичны, поскольку требуют большего размера образцов.

В результате исследований установлено, что при испытании кольцевых образцов, вырезанных из зон с распуханием более 3%, при 20°C относительное удлинение равно нулю или принимает близкие к нулю значения. При этом предел прочности принимает значения ~600 МПа и выше. При высоких температурах испытаний 500...600°C относительное удлинение кольцевых образцов, облученных при температурах выше 480°C, становится нулевым, не зависимо от величины распухания. Предел прочности при этом снижается до 50...200 МПа, что свидетельствует о высокотемпературном охрупчивании.

На трубчатых образцах это проявляется в снижении равномерного относительного удлинения при температуре испытаний 600°C, при этом общее относительное удлинение

(больше 4%) и предел прочности (больше 600 МПа) остаются на уровне, свидетельствующем о достаточной работоспособности оболочек твэлов из стали ЭК164 при назначенном ресурсе эксплуатации.

Литература

1. Портных И.А., Козлов А.В., Брюшкова С.В., Кинев Е.А. Влияние вакансионной пористости на прочностные характеристики аустенитной стали ЧС-68// *Физика металлов и металловедение*.- 2003.- **том 95**.- № 4.- С. 87-97.
2. Брюшкова С.В., Ковалев И.Н., Кузнецов Ю.Г. Устройство для испытаний трубчатых образцов// *Свидетельство на полезную модель №26129*.- *Зарегистрирован в Государственном реестре ползых моделей Российской Федерации*.- Москва.- 2000.

ВЕРТИКАЛЬНЫЙ ЛИТИЕВЫЙ ЛИМИТЕР ДЛЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ НА ТОКАМАКЕ Т11-М

М.Ю. Жарков^{1,2}, И.Е. Люблинский¹, А.В. Вертков¹
¹ОАО «Красная звезда», Москва, Россия (mg-dist@yandex.ru)
²МИЭМ НИУ ВШЭ, Москва, Россия

Уникальные свойства лития, являются основой возможности его использования как элемента, контактирующего с плазмой токамака. Ранее свойства лития изучались для использования в качестве эффективного теплоносителя ядерных энергетических установок [1]. Литий имеет максимальное значение величины поверхностного натяжения: 406 мН/м [2]. Это в сочетании с низкой плотностью определяет уникальные капиллярные свойства лития.

Основной принцип работы литиевого лимитера на основе капиллярно-пористой системы (КПС) заключается в том, что над поверхностью лимитера образуется плазменный слой лития и его естественных примесей, поглощающий энергию приходящего потока плазмы.

В рамках исследовательской программы на токамаке Т11-М был сконструирован лимитер, реализующий концепцию литиевого эмиттера-коллектора. Концепция литиевого эмиттера-коллектора предполагает наличие литиевого эмиттера, расположенного в горячей области контакта горячей плазмы с лимитером, и литиевого коллектора, расположенного преимущественно в более холодной области, но в то же время в области, где собирается эмитированный литий. Эмиттер и коллектор должны быть соединены системой транспортировки лития для поддержания циркуляции лития в такой системе (рис.1).

Для реализации концепции эмиттера-коллектора литиевый приёмный элемент выполнен максимально возможной длины. Литиевый приёмный элемент контактирует с плазмой в локальной зоне, из которой в плазму поступает литий. Концы приёмного элемента являются коллекторами лития, так как будучи «холодными» и удалёнными от точки контакта с плазмой улавливают литий. В таком исполнении КПС исполняет роль транспортной системы лития, в которой литий перемещается за счёт капиллярных сил от коллекторов лития (концы элемента) к эмиттеру лития (зона контакта с плазмой).

Созданный макет стационарного литиевого лимитера вертикального исполнения испытан на токамаке Т-11М. На конец 2011 года произведено более 500 разрядов.

Литература

1. *Материаловедение жидкометаллических систем термоядерных реакторов* / Г.М.Грязнов, В.А.Евтихин, И.Е.Люблинский и др. М.: Энергоатомиздат, 1989.
2. *Жидкометаллические теплоносители* / В.М.Боришанский, С.С.Кутателадзе, И.И.Новиков, О.С.Федынский М.: Атомиздат. 1976.

АКУСТИЧЕСКИ РЕГИСТРИРУЕМАЯ СТРЕСС-КОРРОЗИЯ АЗОТИСТОЙ СТАЛИ 04X20H6Г11M2АФБ

Ю.И. Филиппов¹, В.А. Завалишин¹, В.В. Сагарадзе¹, Н.В. Катаева¹, С.Ю. Мушникова²,
Г.Ю. Калинин²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

²ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург

Проведено исследование коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) азотсодержащей аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ в 3% водном растворе NaCl при консольном изгибе образцов с заранее выращенной усталостной трещиной и с фиксацией сигналов акустической эмиссии (АЭ).

АЭ регистрировалась установкой, состоящей из пьезопреобразователя, предусилителя, частотного фильтра и регистратора числа импульсов за заданный период регистрации (2 сек) с записью на аналоговый самописец и цифровой печатью суммы сигналов за установленный период печати (10 мин) электроуправляемой пишущей машинкой. Деформация прогиба рычага регистрировалась с помощью оптического катетометра с погрешностью 0.01 мм. Для каждого образца измерения проводились в течение 40 суток - в дневное время непрерывно в течение 8 часов.

Испытуемые образцы изготавливали из горячекатаного листа, подвергали ВТМО и закалке от 1200°C. Закаленные образцы с трещиной из аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ имели высокую пластичность. Они не разрушались в коррозионной среде даже при напряжениях $0,95\sigma_{0,2}$, а только со временем демонстрировали незначительный рост трещины и увеличение угла прогиба. Была отмечена связь между интенсивностью АЭ (числом импульсов в сек), продвижением трещины и изгибной деформацией. В процессе нагружения в коррозионной среде сначала фиксировалась небольшая интенсивность сигналов, затем через некоторое время интенсивность АЭ заметно возрастала и в следующий период времени она опять спадала. Такая цикличность интенсивности АЭ свидетельствует о прерывистом характере развития коррозионно-механических повреждений в азотистой стали 04X20H6Г11M2АФБ.

Работа выполнена по теме «Структура» с частичной финансовой поддержкой по проектам УрО РАН 12-2-2-006-Арктика и 12-2-018-ПРО.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК164-ИД х.д., ОБЛУЧЁННЫХ В РЕАКТОРЕ БН-600 ДО МАКСИМАЛЬНЫХ ЗНАЧЕНИЙ ПОВРЕЖДАЮЩЕЙ ДОЗЫ 95 сна И ВЫГОРАНИЯ ТОПЛИВА 13,2% т.а.

И.П. Золотов, В.В. Чуев

Филиал ОАО «Концерн Росэнергоатом» «Белоярская атомная станция»

Работа выполнена по результатам изучения особенностей формоизменения оболочек твэлов, изготовленных из аустенитной стали нового поколения ЭК164-ИД х.д. и облучённых в составе четырёх экспериментальных сборок реактора БН-600. Представлена методика и установка для получения параметров распухания материалов оболочек твэлов из высокоточного измерения их геометрических размеров. Полученные результаты показаны в сопоставлении с данными профилометрии твэлов, оболочки которых изготовлены из промышленных сталей марок, применявшихся ранее в качестве штатных материалов.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ И ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Fe НА НАНОСТРУКТУРУ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181

Н.А. Искандаров, А.А. Алеев, А.Г. Залужный, А.А. Никитин, С.В. Рогожкин
Государственный научный центр Российской Федерации Институт теоретической и экспериментальной физики, Москва (iskandarov@itep.ru)

Жаропрочные малоактивируемые ферритно-мартенситные стали являются перспективными материалами ядерных и термоядерных реакторов нового поколения. Повышенные механические свойства этих материалов при высоких температурах в основном связывают с присутствием в матрице высокодисперсных стабильных включений (карбидов, их предвыделений, кластеров и др.), которые являются как точками пиннинга для дислокаций, так и стоками для точечных дефектов. В России особое внимание уделяется 12%-ной хромистой дисперсионно-твердеющей ферритно-мартенситной стали ЭК-181, обладающей повышенной жаропрочностью [1-2].

Деградация эксплуатационных свойств конструкционных материалов активной зоны обусловлена воздействием облучения и высоких температур. Поскольку дисперсные частицы играют важную роль в изменении механических свойств [3], необходима информация о поведении микроструктуры этих материалов под воздействием высоких температур и облучения. Целью настоящей работы является изучение изменения наномасштабного состояния стали ЭК-181 методом томографической атомно-зондовой микроскопии при термическом старении и облучении. В работе использовалось облучение ионами железа, которое позволяет моделировать влияние каскадного рождения дефектов при реакторном облучении на тонкую структуру исследуемого материала.

Литература

1. Леонтьева-Смирнова М. В., Иолтуховский А. Г., Чернов В. М., Колобов Ю. Р., Козлов Э. Н., *ВАНТ, Материаловедение и новые материалы*, **2(63)**, с. 142-155 (2004).
2. Леонтьева-Смирнова М. В., Агафонов А. Н., Ермолаев Г.Н. и др., *Перспективные*

материалы, **6**, с. 40-52 (2006).

3. Рогожкин С.В., Искандаров Н.А., Алеев А.А., Залужный А.Г., Никитин А.А., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., *Перспективные материалы*, **5**, 29-36 (2011).

КОНЦЕПЦИЯ НАЧАЛЬНОГО ВОЗБУЖДЕННОГО СОСТОЯНИЯ КАК ЦЕНТРАЛЬНОЕ ЗВЕНО НОВОЙ ПАРАДИГМЫ ДЛЯ БЫСТРО ПРОТЕКАЮЩИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

М.П. Кащенко¹, В.Г. Чашина^{1,2}

*1*Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия
(mpk46@mail.ru)

*2*Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

Для мартенситных превращений (МП) в сплавах на основе переходных металлов, обладающих ярко выраженными признаками переходов I рода, характерны значительные отклонения от температуры равновесия фаз. Типичным примером таких МП служит γ - α МП в сплавах железа.

Имеющиеся экспериментальные данные указывают на сверхзвуковую (по отношению к продольным волнам) скорость роста отдельных кристаллов мартенсита. По существу этот факт долгое время игнорировался, поскольку не мог быть объяснен в рамках существовавших теоретических представлений. Действительно, для перехода I рода, в стесненных условиях твердого тела, традиционно предполагалось наличие или возникновение (на стадии гетерогенного зарождения) квазиравновесного зародыша, представляющего локализованную область с отличающейся симметрией решетки, обособленную от исходной фазы (аустенита) некоторой границей дислокационной природы. Тогда рост кристалла с необходимостью должен сводиться к анализу перемещений границы. Но можно показать [1], что перемещение дислокаций со сверхзвуковой скоростью требует приложения напряжений, превышающих теоретический предел прочности, то есть физически не реализуется для спонтанных МП. Решение указанной проблемы и связанного с нею целого комплекса задач стало возможным после понимания того, что традиционная картина роста кристаллов не является единственно возможной.

Иной сценарий, приводящий к адекватному описанию всех наблюдаемых особенностей МП, опирается на концепцию начального возбужденного (колебательного) состояния, запускающего режим сверхзвукового роста кристаллов мартенсита [1, 2]. Специфика гетерогенного зарождения в упругих полях прямолинейных сегментов отдельных дислокаций отражается на форме возбужденного состояния - вытянутый прямоугольный параллелепипед (построенный на собственных векторах тензора упругих деформаций дефекта), типе пороговой деформации (как правило, деформация со слабоискаженной плоскостью) и характерных пространственных масштабах (поперечный размер возбужденного состояния составляет порядка сотой части от размера свободного от дефектов объема). Дополнительный учет механизма генерации упругих волн неравновесными электронами и включение в состав управляющего волнового процесса, наряду с парами волновых пучков, задающих формирование габитусов, более коротких волн позволяют решить такие фундаментальные проблемы как существование критического размера зерна для протекания МП (а также получить его важные следствия) и описание сверхзвукового формирования тонкой структуры двойников превращения.

Литература

1. Кащенко М.П., Чащина В.Г., *УФН*, **181**, № 4, 341 (2011).
2. Кащенко М.П., Чащина В.Г., *Письма о материалах*, **1**, № 1, 7 (2011).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ОКИСЛЕНИЯ ДЛЯ МЕХАНОСИНТЕЗА ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ОКСИДАМИ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

К.А. Козлов, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, А.В. Литвинов

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

Создание новых высокопрочных сталей и сплавов, в том числе реакторных материалов, обладающих высокими характеристиками ползучести и длительной прочности, является актуальной задачей металловедения. Обычно упрочнение сталей реализуется при выделении частиц (карбидов, нитридов, интерметаллидов), препятствующих перемещению дислокаций. Наряду с перечисленными типами упрочняющих частиц, значительный интерес представляет использование дисперсных оксидов.

Создание дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) иттрия и титана сталей и сплавов обеспечивает высокую стойкость этих материалов к воздействию таких внешних факторов как высокие температуры и нейтронное облучение. Это связано, с одной стороны, с высокой термической стойкостью оксидов, а с другой стороны – повышением сопротивления вакансионному набуханию при наличии большого количества стоков точечных дефектов в виде границ нанооксидов. Отметим, что простое измельчение исходных высокопрочных оксидов иттрия до 2-4 нм при длительном помоле порошка в шаровых мельницах не происходит.

Ранее нами был предложен новый подход к созданию реакторных ДУО сталей и сплавов, заключающийся в использовании в качестве носителя кислорода при механическом легировании малоустойчивых оксидов железа, которые при деформации растворяются в металлических матрицах существенно легче, чем труднорастворимые оксиды иттрия (титана) с высокой энергией межатомной связи. Было показано, что применение оксидов железа в качестве исходной фазы существенно ускоряет процесс формирования твердых растворов кислорода в сталях при механоактивации, что обеспечивает выделение дисперсных оксидов Y и Ti размером 2-4 нм при последующем высокотемпературном отжиге, если сталь была предварительно легирована этими элементами.

Наряду с созданием реакторных материалов, упрочняемых оксидами иттрия и титана, значительный интерес представляет получение высокопрочных материалов без этих дорогостоящих элементов. Нами был проведен цикл работ по упрочнению чистого железа оксидами железа. В качестве исходного материала брался порошок чистого железа, который подвергался поверхностному окислению путем нагрева на воздухе. При этом происходило образование оксидной пленки на поверхности частиц порошка. Последующая обработка порошка в шаровой мельнице приводит к растворению оксидной пленки вследствие ее дробления при деформации и развитию процесса низкотемпературной диффузии атомов кислорода в объем материала. Это сопровождается формированием твердых растворов кислорода в железе и последующим выделением вторичных оксидных частиц при отжиге.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 10-03-001130) и президиума РАН

(проект 12-П-2-1043).

АТОМНО-МАСШТАБНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ФАЗОВОГО РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА СПЛАВА Fe-22% Cr ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СТАРЕНИИ

О.А. Корчуганова, А.А. Алеев, С.В. Рогожкин
ФГБУ ГНЦ РФ ИТЭФ, Москва, Россия (olesya.korchuganova@itep.ru)

Понимание механизмов протекания процессов в конденсированных средах на нано- и атомно-масштабном уровне, исследование взаимосвязи изменений на этих масштабах с макроскопическими свойствами является ключевой задачей современного материаловедения. Существенные усилия сконцентрированы на бинарных системах на основе железа, как базовых для индустрии конструкционных материалов, в частности, на сплаве Fe-Cr. Этот бинарный сплав отличается особенностями формирования и поведения дефектной структуры. Подобное поведение пытаются объяснить с помощью расчетов из первых принципов, где была показана ключевая роль магнетизма во взаимодействии атомов в решетке. Этот результат требует пересмотра теоретических представлений и расчетов свойств дефектной структуры. Для верификации разрабатываемых моделей требуются экспериментальные данные о наномасштабном состоянии этих сплавов, причем, под воздействием различных факторов, таких как температура, облучение и др.

Повышение содержания хрома в составе сплава обеспечивает повышение коррозионной стойкости, однако при превышении ~ 10% концентрации Cr происходит распад твердого раствора и выделение α и α' фаз (обогащенных железом и хромом, соответственно). Ранее основными методиками экспериментального исследования этих формирующихся фаз являлись: измерение микротвердости и магнитосопротивления, Мёссбауэрская спектроскопия, малоугловое рассеяние нейтронов, просвечивающая электронная микроскопия и автоионная микроскопия. Однако все эти методики предоставляют только лишь частичные данные. Поэтому в последнее время получила широкое распространение атомно-зондовая томография, позволяющая реконструировать трехмерную картину распределения атомов в исследуемом образце с разрешением порядка 3Å и одновременным определением химической природы каждого зарегистрированного атома, тем самым предоставляя наиболее полную информацию о поведении сплава при фазовом распаде.

Данная работа посвящена количественному исследованию на наноструктурном уровне фазового разделения при термическом старении бинарного модельного сплава Fe-22ат.%Cr с использованием данной методики. Показано, что поведение твердого пересыщенного раствора с течением времени не подчиняется классическому – теории Лифшица-Слезова. Рассмотрены стадии зарождения и роста выделений, коалесценции, количественно описаны их параметры.

МЕТОДИКА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ГРАФИТА ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОБЛУЧЕНИЯ 500-700°C ДО ФЛЮЕНСА НЕЙТРОНОВ (1-3)·10²² н/см²

П.А. Платонов, О.К. Чугунов, Д.А. Кулешов, В.М. Алексеев, Л.Л. Лышов,
И.Ф. Новобратская
НИЦ «Курчатовский Институт», Москва, Россия (kuleshov@irtm.kiae.ru)

Настоящая работа посвящена созданию методики прогнозирования свойств графита при температуре облучения 500-700°C до флюенса нейтронов (1-3)·10²² н/см², которая необходима для надёжного обоснования остаточного ресурса кладок реакторов РБМК-1000.

Необходимость данной работы вызвана тем, что максимально достигнутый флюенс нейтронов в исследовательских реакторах, для исследованных образцов графита, составляет величину 24·10²¹ н/см², причем такой флюенс был достигнут только для диапазона температур облучения 500-600°C, тогда как для остального интервала температуры облучения максимально достигнутый флюенс не превышал 10·10²¹ н/см².

В работе рассмотрены основные механизмы деградации свойств графита под облучением в температурном интервале 500-700°C. Приведены теоретические основы старения графита кладки реакторов при облучении (деградация свойств графита). Приведены данные измерений физико-механических свойств и проведена их статистическая обработка для графита кладок реакторов РБМК-1000 1-го энергоблока Ленинградской АЭС и 1-го и 2-го энергоблоков Курской АЭС. Выявлены тенденции изменения свойств для областей критических и за критических флюенсов нейтронного облучения. Также, в настоящей работе приведена корреляционная зависимость прочности образцов графита от их плотности для различных энергоблоков. Анализ полученных зависимостей и тенденций позволил спрогнозировать изменение физико-механических свойств в краткосрочной (1-3 года) перспективе.

Основной вывод сводится к тому, что с повышением температуры облучения скорость деградации всех физико-механических свойств графита резко увеличивается, при этом для прогнозирования остаточного ресурса энергоблоков с реакторами РБМК-1000 необходимо подходить строго индивидуально, учитывая особенности и историю эксплуатации каждого энергоблока.

МЕХАНИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ДЛЯ РЕАКТОРНОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ МОДЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ ЭЛЕМЕНТАМИ ВНЕДРЕНИЯ (В, N)

В.А. Шабашов¹, А.В. Литвинов¹, С.В. Борисов², К.А. Ляшков¹, К.А. Козлов¹,
А.Е. Заматовский¹, Н.В. Катаева¹, С.Г. Титова³

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

²Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург

³Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург

В работе представлены результаты исследований модельных сплавов железа с элементами внедрения, созданных интенсивной пластической деформацией сдвигом под высоким давлением и механоактивацией в шаровых мельницах. Методами

мёссбауэровской спектроскопии, рентгенофазового анализа, магнитной восприимчивости и трансмиссионной электронной микроскопии установлено, что деформационно-индуцированные процессы в сформированных образцах протекают с образованием насыщенных азотом и бором твердых растворов с количественным составом элементов внедрения, не достижимом при обычных, принятых в физическом металловедении, способах обработки. Полученные в ходе наноструктурных фазовых превращений с участием дисперсных боридов и нитридов данные представляют практический интерес для конструирования устойчивых к внешним воздействиям (в частности, к облучению) материалов, перспективных реакторном машиностроении [1-2].

Анализ проведенных экспериментов свидетельствует о формировании пересыщенного кристаллического твердого раствора внедрения в ГЦК матрице Fe-Ni сплава с концентрацией 1...3 ат.% бора. Пересыщенный твердый раствор нестабилен и сосуществует с метастабильными боридами типа $(\text{FeNi})_3\text{B}$.

Деформация азотированной плазменным напылением нержавеющей стали сопровождается обратным фазовым переходом $\alpha \rightarrow \gamma$, растворением нитридов, образованием пересыщенных азотом твердых растворов и вторичных нанонитридов.

Работа выполнена по теме «Структура», поддержана УрО РАН (проекты № 11-2-9-ПРО и 12-У-2-1020), и грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а и 12-03-00929-а).

Литература:

1. V.A. Shabashov, A.V. Litvinov, K.A. Lyashkov, N.V. Kataeva, S.I. Novikov, S.G. Titova, *High Pressure Research*, **31**, 4 (2011)
2. В.А. Шабашов, С.В. Борисов, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе, А.Е. Заматовский, К.А. Ляшков, Н.Ф. Вильданова, *ФММ*, **113**, 5 (2012)

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАЗВИТИЕ ВАКАНСИОННОЙ ПОРИСТОСТИ, РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ И ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛЗУЧЕСТИ В ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ X18N10T

Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, С.В. Белозеров, А.В. Обухов

ОАО «Государственный научный центр научно-исследовательский институт атомных реакторов», г. Димитровград-10, Россия (Evgeny_m86@inbox.ru)

Работы по обоснованию возможностей продления ресурса внутрикорпусных устройств (ВКУ) действующих реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 и работоспособности материалов ВКУ новых реакторов ВВЭР на срок службы в 60 лет в настоящее время наиболее актуальны.

В настоящей работе рассмотрено влияние напряжений разного знака на развитие вакансионной пористости, радиационное распухание и деформацию ползучести в сталях X18N10T. Газонаполненные образцы двух типов (стандартные и коаксиальные), изготовленные из стали X18N10T, были облучены в реакторе БОР-60 при температурах до 350 и 400-420°C в диапазоне повреждающих доз от 5 до 70 смещений на атом. В оболочках облученных образцов одновременно создавались сжимающие, растягивающие напряжения и одновременно облучались образцы, в которых эти напряжения практически отсутствовали [1].

Для получения достоверных результатов влияния напряжений на распухание и

ползучесть использовались методики исследования физико-механических свойств сталей и изменения линейных размеров газонаполненных образцов, металлографии, микротвердости, определения плотности, трансмиссионной электронной микроскопии.

Проведено сравнение влияния сжимающих, растягивающих и «нулевых» напряжений на набухание, параметры вакансионной пористости и ползучесть стали 08X18H10T. Результаты можно использовать для проверки моделей влияния напряжений разного типа на радиационные набухание и ползучесть.

Литература:

1. V.S. Neustroev, S.V. Belozerov, Ye.I. Makarov, Z.Ye. Ostrovsky. *The Physics of Metals and Metallography*. **Vol. 110** (2010), №4, p. 412-416.

ФАЗОВОЕ $\gamma \rightarrow \alpha'$ -ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПРОЦЕССЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ОБЛУЧЕННОЙ НЕЙТРОНАМИ СТАЛИ 12X18H10T

М.С. Мережко, О.П. Максимкин
Институт Ядерной Физики, Алматы, Казахстан

В современном реакторном материаловедении все большее внимание уделяется изучению влияния нейтронного облучения на прямое мартенситное превращение, протекающее в процессе деформации облученных нержавеющей аустенитных сталей. При этом особенно важным является изучение влияния локализации деформации на $\gamma \rightarrow \alpha'$ -переход.

Стальные образцы цилиндрической формы аустенизировали (1050°C, 30 минут), а затем облучали в активной зоне исследовательского реактора ВВР-К при температуре ~80°C до максимального флюенса нейтронов $1,3 \cdot 10^{20}$ н/см². Механические испытания на растяжение проводили со скоростью 0,5 мм/мин при комнатной температуре с одновременной регистрацией количества мартенситной α' -фазы, индуцируемой в образце, и его геометрических размеров.

В результате экспериментов были построены диаграммы растяжения в координатах «истинные» напряжения – локальные «истинные» деформации», а также кривые деформационной зависимости мартенситной α' -фазы. Определены «истинные» характеристики прочности (σ) и пластичности (ϵ), а также параметры характеризующие кинетику мартенситного превращения.

Вводится понятие интенсивности мартенситного превращения как функция $\langle dM_f/d\sigma \rangle$. Анализируется изменение величины интенсивности мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -перехода в ходе пластической деформации. В ходе анализа обнаружены максимумы на кривой $\langle dM_f/d\sigma \rangle$, расположенные в окрестности 800-1200 МПа.

На основании полученных результатов сделаны выводы о стадийности локализации пластической деформации.

АТОМНО-ЗОНДОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ СЕГРЕГАЦИЙ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ EUROFER97, ОБЛУЧЕННОЙ В РЕАКТОРЕ БОР-60 ДО ДОЗЫ 32 сна

А.А. Никитин, С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.Б. Германов, А.Г. Залужный
Федеральное государственное бюджетное учреждение «Государственный научный центр Российской Федерации – Институт теоретической и экспериментальной физики», Москва, Россия (Aleksandr.Nikitin@gmail.com)

В работе методом атомно-зондовой микроскопии проведены исследования наномасштабного состояния 9% хромистой малоактивируемой ферритно-мартенситной стали Eurofer97 (9Cr1W0.2VТa0.1С) после облучения нейтронами в реакторе БОР-60 до дозы 32 сна при температуре 332°С. В материале обнаружена высокая концентрация (10^{24} м⁻³) кластеров, обогащенных атомами хрома, марганца и кремния. Размеры обнаруженных кластеров лежат в пределах 3÷5 нм. Анализ перераспределения химических элементов в материале показал обеднение матрицы стали по хрому до 6 ат. %.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛИ ODS EUROFER ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ

Н.Н. Орлов, С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.Г. Залужный, Р.П. Куйбида, Т.В. Кулевой,
А.А. Никитин, Б.Б. Чалых, В.Б. Шишмарев
Федеральное государственное бюджетное учреждение «Государственный научный центр Российской Федерации – Институт теоретической и экспериментальной физики», Москва, Россия (Nikolay.Orlov@itep.ru)

Настоящая работа посвящена изучению процессов эволюции наноструктуры ферритно-мартенситной дисперсно-упрочненной оксидами иттрия стали ODS Eurofer (9%-CrWVТa+0.5%Y₂O₃) при облучении тяжелыми ионами для моделирования нейтронных повреждений. Проведены эксперименты по облучению образцов перспективной стали ядерных и термоядерных реакторов ODS Eurofer ионами Fe с энергией 75 кэВ на заряд до различных повреждающих доз (≤ 32 сна). Облучение проводилось на линейном ускорителе ТИПр-1 (ИТЭФ). Анализ распределения различных химических элементов в исследованных объемах выявил изменение состава наноразмерных (2–4 нм) кластеров, в большом объеме содержащиеся в исходном состоянии этого материала [1]. Сравнение полученных результатов с данными для стали ODS EUROFER, облученной в реакторе БОР-60 до дозы 32 сна [2], показывает соответствие наномасштабных изменений в дисперсно-упрочненных оксидами сталях при тяжелоионном и нейтронном облучении.

Литература

1. Aleev A.A., Iskandarov N.A., Klimenkov M., Lindau R., Möslang A., Nikitin A.A., Rogozhkin S.V., Vladimirov P., Zaluzhnyi A.G., *Journal of Nuclear Materials* **409** (2011) 65-71.
2. Rogozhkin S.V., Aleev A.A., Zaluzhnyi A.G., Nikitin A.A., Iskandarov N.A., Vladimirov P., Lindau R., Möslang A., *Journal of Nuclear Materials* **409** (2011) 94-99.

НАДАТОМНАЯ СТРУКТУРА ОБРАЗЦОВ СТАЛЕЙ ЧС-139 И ЭК-181, ОБЛУЧЕННЫХ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ

В.Д. Пархоменко¹, С.Г. Богданов¹, Б.Н. Гощицкий¹, В.М. Чернов²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
(parkhomenko@imp.uran.ru)

²ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

Экономическая целесообразность развития атомной энергетики на быстрых нейтронах диктует необходимость создания реакторов, позволяющих увеличить длительность кампании тепловыделяющих сборок и повысить выгорание топлива до 15-20%. Это, в свою очередь, требует разработки и создания новых конструкционных материалов сохраняющих технологические характеристики при облучении повреждающей дозой до 150-200 сна.

Перспективными материалами оболочек твэлов являются малоактивируемые 12%-ные хромистые ферритно-мартенситные стали ЭК-181 и ЧС-139, обладающие повышенной жаропрочностью. Мартенситная фаза в них стабилизирована наноразмерными кластерами, обогащенными различными элементами, что достигается применением специальных термообработок. Эти стали характеризуются высокой стойкостью против радиационного набухания и высокотемпературного радиационного охрупчивания, но проявляют склонность к низкотемпературному радиационному охрупчиванию. Актуальной задачей на данном этапе является поиск путей к преодолению этого недостатка.

В работе исследована надатомная структура образцов сталей ЭК-181 и ЧС-139, облученных в атомном реакторе ИВВ-2М, температура облучения 340К, флюенс быстрых нейтронов ($E > 0,1$ Мэв) – 1×10^{18} , 1×10^{19} и 5×10^{19} н/см². Использовались образцы в исходном состоянии (заводская термообработка) и подвергнутые специальной термообработке по схеме: закалка при 1100°C + отпуск при 720°C и закалка + отпуск + термоциклирование при разных температурах. Проанализировано влияние термообработки и облучения быстрыми нейтронами на размер выделений. Установлено, что типичным является наличие в образцах наночастиц размером 1-2 нм, а также второй моды, описываемой степенным распределением по размерам со средней величиной 6-12 нм.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394, шифр “Импульс”), при частичной поддержке Минобрнауки (Госконтракт №16.518.11.7032), Программы фундаментальных исследований Президиума РАН “Квантовые мезоскопические и неупорядоченные структуры” (Проект № 12-П-2-1019 УрО РАН) и Программы фундаментальных исследований ОФН РАН “Нейтронные исследования структуры вещества и фундаментальных свойств материи” (Проект № 12-Т-2-1006 УрО РАН).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СМЕЩЕНИЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРИСТОСТИ, СФОРМИРОВАВШЕЙСЯ В СТАЛИ ЭК164 ПРИ ВЫСОКОДОЗНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

И.А. Портных, А.В. Козлов, В.Л. Панченко
ОАО «ИРМ», Заречный, Россия (irm@irmatom.ru)

В настоящее время в качестве перспективной стали для достижения большого

выгорания топлива рассматривается аустенитная сталь ЭК164-ИД х.д. (далее ЭК164), более стойкая к радиационному распуханию, чем используемая в настоящее время в качестве штатного материала оболочек твэлов реактора БН-600 сталь ЧС68-ИД х.д. (далее ЧС68). На базе повреждающих доз 75...78 сна ее распухание меньше, чем у стали ЧС68 в полтора-два раза [1]. Образовавшиеся в ней поры мельче, чем в стали ЧС68, но концентрация их несколько выше. Распухание - процесс нелинейный от дозы, и для его прогнозирования необходимо знать динамику роста пор, в зависимости от характеристик нейтронного облучения. Цель работы заключалась в выявлении зависимости характеристик радиационной пористости, сформировавшейся в стали ЭК164 при высокодозном нейтронном облучении, от скорости смещений.

В работе приведены результаты исследований оболочек из стали ЭК164 твэлов после эксплуатации в составе двух тепловыделяющих сборок (ТВС) в зонах малого и большого обогащения реактора БН-600, различающихся по условиям воздействия нейтронного облучения на оболочку скоростью смещений. Образцы оболочек выбирались таким образом, чтобы в одинаковых температурных диапазонах и одинаковом времени облучения скорость смещений в них была разной. По полученным электронно-микроскопическим изображениям строились гистограммы распределения пор по размерам, по которым рассчитывались, в частности, концентрация пор и распухание. Последнее определялось также методом гидростатического взвешивания. Сопоставление характеристик радиационной пористости исследованных образцов позволило установить, что при одинаковой температуре облучения с увеличением скорости смещений размер пор растет, а концентрация их имеет тенденцию к уменьшению. Как было отмечено в ранее проведенных исследованиях облученных аустенитных сталей, аналогичный характер изменений вызывает увеличение температуры облучения [2].

Литература

1. Портных И. А., Козлов А. В., Панченко В. Л. и др. Характеристики радиационной пористости, сформировавшейся при облучении в реакторе БН-600 в материале оболочек из стали ЭК164 (06X16H20M2Г2БТФР)-ИД х.д. // *ФММ*. 2012. **Т. 113**. № 5. С. 549-560.

2. Портных И. А., Козлов А. В. Сравнительные исследования пористости, сформировавшейся в материале оболочек твэлов из стали ЧС68, изготовленных по технологии ПНТЗ и усовершенствованной технологии МСЗ после эксплуатации в реакторе БН-600 // *Известия ВУЗов. Ядерная Энергетика*, 2011. № 1. С. 231-239.

ТОМОГРАФИЧЕСКИЕ АТОМНО-ЗОНДОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

С.В. Рогожкин, А.А. Алеев, А.Г. Залужный, М.А. Козодаев, Н.А. Искандаров,
А.А. Никитин, Н.Н. Орлов

*Государственный научный центр Российской Федерации – Институт Теоретической и
Экспериментальной Физики, Москва, Россия (Sergey.Rogozhkin@itep.ru)*

В современных исследованиях материалов ядерной техники значительное внимание уделяется изучению особенностей микроструктуры. Необходимая информация лежит в области нано- и даже атомных масштабов, и должна отражать как структурные изменения, так и перераспределение химических элементов. Эти явления определяют не только этапы зарождения радиационных повреждений, но в ряде случаев возникающие структурные

наноразмерные особенности вызывают изменение макроскопических свойств (например, набухание, охрупчивание и др.). С другой стороны, при разработке перспективных конструкционных материалов активной зоны реакторов также уделяется особое внимание формированию различных наноразмерных особенностей структуры, поскольку этим может быть обеспечено возрастание механических свойств, повышение радиационной стойкости. Наиболее приемлемым методом изучения атомно-масштабных фазово-структурных особенностей многокомпонентных материалов, развиваемым в последнее время, является томографическая атомно-зондовая микроскопия.

В ИТЭФ накоплен значительный опыт атомно-масштабных исследований свойств конструкционных материалов, в том числе и в условиях облучения. Томографические атомно-зондовые исследования в ИТЭФ в настоящее время ведутся по следующим направлениям: - исследование корпусных материалов водо-водяных энергетических реакторов (сварные швы корпуса и основной металл действующих и разрабатываемых энергетических реакторов); - исследование дисперсионно твердеющих ферритно-мартенситных сталей; - исследование дисперсно-упрочненных оксидами сталей; - исследование радиационной стойкости конструкционных материалов ядерной техники в имитационных экспериментах с использованием ионных пучков. Цель настоящей работы дать обзор современного состояния исследований проводящихся в ИТЭФ.

РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ.

В.В. Сагардзе

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

Мессбауэровским, магнитным, электронно-микроскопическим и нейтронографическим методами исследованы радиационно-индуцированные фазовые превращения в конструкционных и модельных сталях с ГЦК решеткой, содержащих никель. Основная информация была получена с помощью ЯГР-спектроскопии, которая позволяет надежно следить за изменяющимся количеством атомов никеля в первой координационной сфере вокруг ядра мессбауэровского изотопа ^{57}Fe при нейтронном облучении. Это дает возможность, в частности, определить кинетику старения и растворения фазы Ni_3Ti в каскадах смещения, атомное перераспределение никеля в сплавах на Fe-Ni основе и анализировать формирование атомных сегрегаций.

При каскадообразующем нейтронном облучении (флюенс 5×10^{19} н/см²) обнаружено увеличение концентрации никеля на 1,2 и 0,2 % в аустенитной матрице в сплаве Fe-35Ni-3Ti (Н35Т3) с мелкими (~2 нм) частицами γ' -фазы и в состаренном сплаве с более крупными (6 нм) частицами, что свидетельствует о неравновесном радиационно-индуцированном растворении в каскадах смещения ~1,5% наиболее дисперсных частиц γ' -фазы Ni_3Ti и 0,25 более крупных частиц. Следует отметить, что бескаскадное электронное облучение в подобных условиях вызывает равновесный процесс старения с дополнительным выделением γ' -фазы Ni_3Ti . При повышении температуры нейтронного облучения от 67°C до 257°C в сплаве Н35Т3 также активизируются альтернативные равновесные процессы радиационно-ускоренного старения, что вызывает выделение фазы Ni_3Ti и уменьшение среднего поля от 90 до 42 кЭ.

В двухкомпонентном сплаве Fe-36Ni имеет место расслоение аустенитной матрицы по никелю, что приводит к увеличению содержания Ni на 5% в высоконикелевой составляющей и снижению его концентрации на 4 % в малоникелевой составляющей. По результатам мессбауэровских измерений высказано заключение о необходимости

корректировки равновесной диаграммы Fe-Ni.

Работа выполнена по теме «Структура» с частичной финансовой поддержкой по проекту Президиума РАН УрО РАН № 12-П-2-1043 и проекту РФФИ № 11-02-00224.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНО-НАКЛОННОЙ МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЫ В СПЛАВЕ FeCr

А.Б. Муралев, М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин

ФГБОУ ВПО «Ульяновский государственный университет», г.Ульяновск, Россия,
(tikhonchev@sv.ulsu.ru)

В связи с бурным развитием вычислительных систем расширяется применение так называемого вычислительного эксперимента в тех научных направлениях, в которых экспериментальные исследования и непосредственные измерения затруднены, а иногда – невозможны. К одному из таких направлений относятся исследования свойств материалов на нано и микро-масштабах, в которых широко применяется атомистическое моделирование методами Монте-Карло и молекулярной динамики, расчеты из первых принципов (Ab Initio).

В настоящей работе рассматривается атомарная модель протяженных двойниковых межзеренных границ (ГЗ) для металлов с ОЦК структурой. Методом молекулярно-динамического моделирования исследована энергетика таких границ в альфа-железе, хrome, ванадии и бинарном сплаве Fe-10ат.%Cr. Потенциалы межчастичного взаимодействия были взяты из работ [1-4]. Полученные количественные оценки удельной энергии ГЗ для температуры 300 К лежат в относительно узком интервале от 0.054 до 0.087 eV/Å². Ширина межзеренной области составляет 1–2 нм.

Проведено моделирование каскадов атомных смещений энергии 10 keV в бикристаллах α-Fe и сплава Fe-10ат.%Cr, содержащем ГЗ $\Sigma 5$ (310)[001], для начальной температуры системы 300 К. Получены оценки среднего числа «выживающих» в каскаде точечных дефектов для различных направлений импульса ПВА и его положений относительно ГЗ. Эти оценки сопоставлены с результатами, полученными для монокристалла α-Fe. Установлены следующие особенности влияния ГЗ на параметры первичного радиационного повреждения. Для каскадов, инициированных на относительно небольших расстояниях от ГЗ, среднее число образующихся СМА оказывается в 1.5–2 раза ниже, чем в случае монокристалла. В случаях, когда область, охватываемая каскадом на его баллистической стадии «примыкает» к ГЗ, наблюдается увеличение числа «выживающих» вакансий в 2–2.5 раза. Оба этих случая объясняются интенсивным переходом образовавшихся в каскаде СМА в межзеренную область. Переход в межзеренную область вакансии в процессе развития каскада оказывается менее значимым в силу их существенно более низкой (по сравнению с СМА) подвижностью.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки в рамках государственного задания на 2012-2014 гг, ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы и при частичной поддержке гранта РФФИ – проект 12-08-97076.

Литература

1. G.J. Ackland, M.I. Mendeleev, D.J. Srolovitz, S.W. Han, A.V. Barashev, *J. Phys. Condens. Matter.* **16** (2004) S2629.
2. M.F. Finnis, J.E. Sinclair, *Philos. Mag. A* **50** (1984) 45

3. M. I. Mendeleev, S. Han, W.-J. Son, G. J. Ackland, D. J. Srolovitz, *Phys. Rev. B* **76**, 214105 (2007)

4. M. Tikhonchev, V. Svetukhin, A. Kadochkin, E. Gaganidze, *J.of Nucl. Mat.* **395** (2009) 50

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ С ОБОГАЩЕННЫМИ ХРОМОМ ПРЕЦИПИТАТАМИ В СПЛАВЕ Fe-9%Cr: МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин

ФГБОУ ВПО «Ульяновский государственный университет», г.Ульяновск, Россия
(tikhonchev@sv.ulsu.ru)

Работа посвящена моделированию каскадов атомных смещений в сплаве Fe-9ат.%Cr, содержащем обогащенные хромом преципитаты. Моделирование проведено методом молекулярной динамики для начальной температуры кристаллита 300 К. Были рассмотрены сферические преципитаты диаметром от 1 до 5 нм, содержащие 95ат.% хрома. Каскады моделировались для двух энергий первично выбитого атома (ПВА): 15 и 20 кэВ. Моделирование проведено с использованием многочастичного потенциала межатомного взаимодействия А. Каро и др. [1].

Мы модифицировали используемый потенциал для более корректного описания взаимодействий на небольших межатомных расстояниях, что важно при моделировании радиационной повреждаемости. Также было показано, что модифицированный потенциал обеспечивает удовлетворительное согласие с расчетами из первых принципов энергий формирования дефектных структур, содержащих атомы Cr, в матрице ОЦК Fe, выполненных Ольссоном и др. [2].

Рассчитаны параметры первичного радиационного повреждения, как в присутствии обогащенного хромом преципитата, так и без таких преципитатов. Установлено, что преципитат диаметром 5 нм вызывает рост числа дефектов, выживающих в каскадах с энергией 15 кэВ, на $\approx 25\%$. Отмечается небольшое повышение доли Cr в СМА для каскадов обеих энергий, инициированных на небольших (до 5.1 нм) расстояниях от преципитата диаметром 5 нм. Преципитат диаметром 1 нм не оказывает значительного влияния на первичное радиационное повреждение. Для энергии ПВА 20 кэВ и диаметра преципитата 5 нм наши результаты хорошо согласуются с полученными ранее результатами Вёртек и др. [3].

К основному результату работы следует отнести обнаруженную склонность обогащенных хромом преципитатов к растворению в каскаде смещений. При этом большие преципитаты (диаметром 3-5 нм) претерпевают лишь очень слабые изменения и, в целом, остаются стабильными. Состав и размер небольших преципитатов диаметром 1 нм изменяются существенно, иногда наблюдается их полное растворение. Преципитаты среднего размера (2 нм) не растворяются полностью, однако, преципитат уменьшается в размере, концентрация Cr в нем заметно снижается. Это результат целесообразно учитывать в дальнейшем при разработке моделей структурных изменений высокохромистых сталей под облучением, например, в рамках кинетической теории.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки в рамках государственного задания на 2012-2014 гг, ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы и при частичной поддержке гранта РФФИ – проект 12-08-97076.

Литература

1. A. Caro, D. A. Crowson, and M. Caro, *Phys. Rev. Lett.* **95** (2005) 075702
2. P. Olsson, C. Domain, and J. Wallenius, *Phys. Rev. B* **75** (2007) 014110
3. K. Vörtler, C. Bjorkas, D. Terentyev, L. Malerba, K. Nordlund, *J. Nucl. Mater.* **382** (2008) 24

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДЕЙТЕРИЯ В РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ ФТОРИДОВ

Ю.Н. Долинский, Р.Р. Фазылов
РФЯЦ ВНИИТФ «им. акад. Забабахина» г.Снежинск.

Проведены исследования взаимодействия расплавов солей фторидов с дейтерием. Измерены коэффициенты диффузии, проницаемости и растворимости дейтерия в расплавах солей типа Flinak и $77\text{LiF}-6\text{ThF}_4-17\text{BeF}_2$.

ОПЫТ И МЕТОДОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕАКТОРНЫХ СБОРОК БН-600

В.В. Чуев, В.Ф. Росляков
Филиал ОАО «Концерн Росэнергоатом» «Белоярская атомная станция»

Опытно-промышленный энергоблок с реактором БН-600 Белоярской АЭС устойчиво эксплуатируется в режиме коммерческой выработки электрической и тепловой энергии во многом благодаря результатам работ по внедрению перспективных конструкций и материалов тепловыделяющих сборок (ТВС), регулирующих органов системы управления и защиты (РО СУЗ) и других реакторных сборок. Повышение ресурсных характеристик штатных и опытных реакторных сборок непрерывно сопровождает эволюцию активной зоны БН-600, которая претерпела за 32-х летний период эксплуатации три модернизации.

Дополнительные научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы потребовались уже на первом этапе освоения мощности в 80-х годах прошлого столетия, когда проектные характеристики активной зоны первого типа загрузки 01 с выгоранием топлива 10% т.а. не были достигнуты из-за недостаточной надёжности проектных конструкций и материалов. Эксплуатирующая организация вынуждена была снизить максимальное выгорание оксидного уранового топлива до 7,2% т.а., повреждающую дозу на материалы - до 44 сна при ресурсе ТВС, равном 200-300 эффективных суток.

Первая модернизация активной зоны 01М, состоявшаяся в 1987 году, повысило выгорание до 8,3 % т.а., максимальную повреждающую дозу – до 54 сна, наработку – до 330 эф. суток. Проектное выгорание топлива 10% т.а. достигнуто было только в 1993 году в результате второй модернизации 01М1 активной зоны с ресурсом ТВС, равным 480 эф. суткам при максимальной повреждающей дозе 75 сна. Первые две модернизации осуществлены в результате выполнения «Первой комплексной программы по разработке радиационностойких материалов для активных зон быстрых реакторов» рядом предприятий отрасли (ПНТЗ, ВНИИНМ, ФЭИ, НИИАР, СФНИКИЭТ, Белоярская АЭС) на основе всестороннего испытания и изучения ряда опытно-промышленных и промышленных сталей трёх классов и выбора наиболее радиационных из них. Для

изготовления чехлов штатных ТВС активной зоны 01М2 выбрана ферритно-мартенситная сталь 1Х13М2БФР (ЭП450-Ш), для оболочек твэлов – аустенитная сталь 06Х16Н15М2ГТФР в холодное деформированном состоянии (ЧС-68 х.д.).

Третья модернизация АкЗ 01М2 была подготовлена в первом десятилетии после распада Советского Союза и значительного сокращения научно-технической поддержки государства. Перевод реактора БН-600 на АкЗ 01М2 состоялся без изменения конструкции ТВС и материалов их комплектующих благодаря организационно-техническим мероприятиям, проведённым заинтересованными организациями в условиях перевода производства чехловых и оболочечных труб с Первоуральского Новотрубного Завода на Машиностроительный завод г. Электросталь. Третья модернизация проведена в 2004-06 годах после разработки надёжного расчётно-экспериментального обоснования повышения ресурсных характеристик штатных реакторных сборок. Повышение ресурса осуществлялось на основании систематического пошагового принятия эксплуатирующей организацией технических решений по увеличению длительности отдельных микрокампаний реактора в период 1995-2003 годов и проведения испытаний штатных ТВС в количестве ~1000 штук при наработке до 560 эф. суток. С активной зоной 01М2 реактор успешно эксплуатируется в штатном режиме, начиная с 2006 года, с ресурсом ТВС 560 эф. суток до максимальных проектных значений выгорания топлива 11,1% т.а. и повреждающих доз 82 сна. За последние шесть лет эксплуатации активной зоны третьей модернизации разгерметизации твэлов штатных ТВС не было.

В докладе представлена методология послеексплуатационного контроля работоспособности реакторных сборок, разработанная на основании опыта, накопленного при проведении технологических исследований основного (необлучённого) состояния конструкционных материалов и послереакторных исследований состояния облучённых элементов реакторных сборок, обработавших повышенный ресурс.

В настоящее время с помощью этой методологии прорабатывается достижение как ближайшей цели – увеличение ресурса основной массы штатных ТВС АкЗ до 592-х эф. суток с выгоранием топлива 11,7% т.а при повреждающей дозе 87 сна на оболочку, изготовленную из стали ЧС68-ИД х.д. нового поколения, так и следующих этапов – повышение максимальных значений выгорания топлива до ~(14 – 16 - 19) % т.а. и повреждающей дозы до ~ (104 – 116 -140) сна с заменой материала оболочки на улучшенную сталь ЭК164-ИД х.д.

РАСПУХАНИЕ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СТАЛИ 304SS(SA), В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОБЛУЧЕНИЯ И ФЛЮЕНСА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНОВ

В.В. Чуев

Филиал ОАО «Концерн Росэнергоатом» «Белоярская атомная станция»

В докладе представлены результаты анализа параметров дозно-температурных зависимостей распухания оболочек твэлов, изготовленных из стали 304SS(SA). Данные, полученные в давних экспериментах PNL3, PNL4 и PNL5 в интервале температур облучения 380-500°С при флюенсе быстрых нейтронов с $E > 0,1$ МэВ до $1,5 \cdot 10^{23}$ н/см², любезно предоставлены Ф.А. Гарнером. При пренебрежении влияния температуры облучения на распухание в указанном диапазоне температур скорость распухания составляет практически универсальную величину в интервале (2-4)%/10²² н/см², интерпретируемую как 1%/сна.

Однако, принимая во внимание типичные распределения флюенса нейтронов (повреждающей дозы) и температуры теплоносителя, реализующиеся по высоте твэлов быстрых реакторов, представлялось интересным проанализировать экспериментальные данные с учётом реальных температур облучения образцов PNL3, PNL4 и PNL5. Анализ проводился в рамках простых представлений. Строились дозные зависимости изменения объёма образцов, вырезанных из участков оболочек твэлов с практически одинаковой температурой облучения. Из них определялись инкубационная доза и скорость распухания в зависимости от температуры облучения.

Зависимости сравнивались с аналогичными, полученными в [1] для стали 18Cr-10Ni-Ti, облученными в реакторах БОР-60 [2] и в БН-600 при скоростях набора повреждающей дозы $7 \cdot 10^{-7}$ сна/с и $2 \cdot 10^{-7}$ сна/с, соответственно.

Литература

1. В.В.Чуев, В.Ф.Росляков, В.В. Мальцев. Особенности поведения конструкционных материалов в спектре нейтронов быстрого реактора большой мощности. – *Известия вызов. Ядерная энергетика*, №1, 2005, с.113-126.

2. В.А. Краснощёлов, В.М.Косенков, Е.М. Лобода и др. Материаловедческие исследования гильзы компенсирующего стержня реактора БОР-60 после облучения флюенсом $1,6 \cdot 10^{23}$ нейтр./см² ($E > 0,1$ МэВ. – *Атомная энергия*, т.75, вып.3, 1993, с.167-175.

КОРРОЗИЯ И СТРУКТУРА ИЗДЕЛИЙ ТВС ВВЭР-1000 ИЗ СПЛАВА Э635 ПРИ ВЫГОРАНИИ ДО 72 МВт·сут/кгU

В.Н. Шишов¹, В.А. Маркелов¹, В.В. Новиков¹, М.М. Перегуд¹, А.Ю. Шевяков¹,
И.Н. Волкова², Г.П. Кобылянский², А.Е. Новоселов², А.В.Обухов²

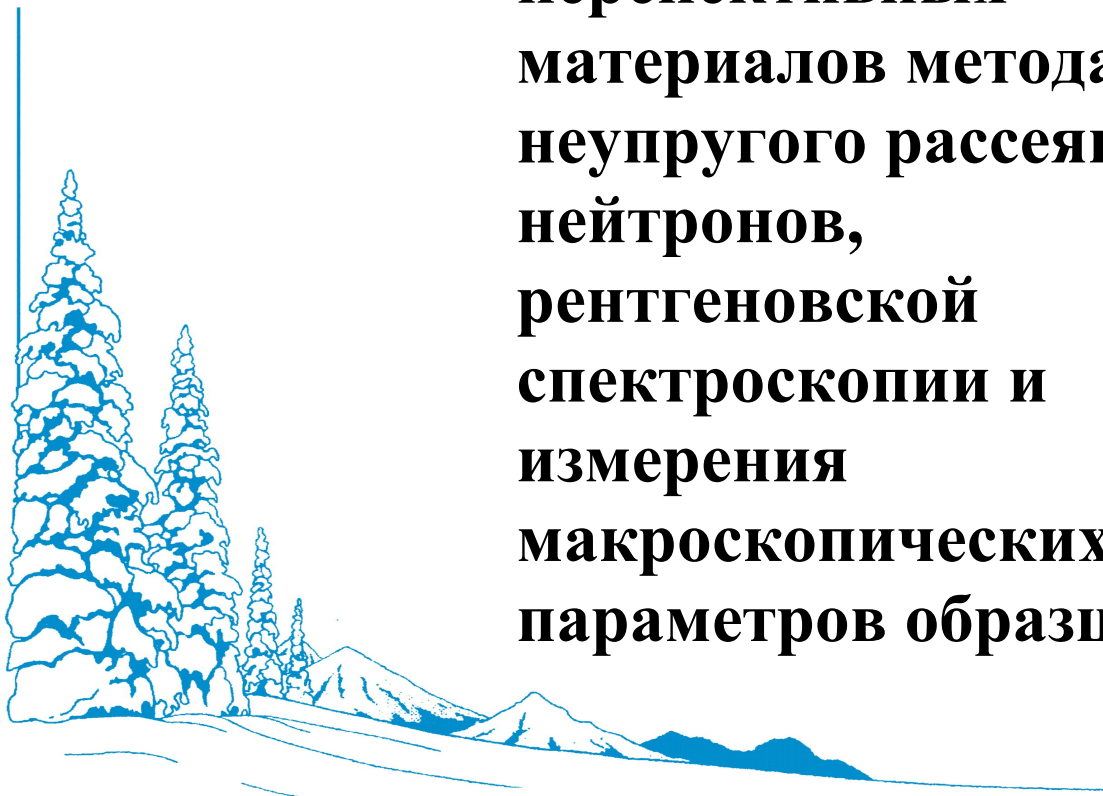
¹ОАО ВНИИНМ, г. Москва, Россия (shishovv@bochvar.ru)

²ОАО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, Россия

Использование радиационно-стойкого сплава Э635 в качестве конструкционного материала оболочек твэлов и элементов силового каркаса ТВСА ВВЭР-1000 обеспечивает высокую стабильность геометрических размеров ТВС, сводит к минимуму их изгиб и искривление, повышает запас оболочек твэлов по сопротивлению формоизменению с достижением выгорания до 72 МВт·сут/кгU при длительности эксплуатации 6 лет. Послереакторные исследования конструктивных элементов ТВСА ВВЭР-1000 из сплава Э635 (оболочек твэлов, направляющих каналов, центральной трубы и уголков жесткости) показали, что по основным эксплуатационным характеристикам их ресурс на 6-ти годовую кампанию не исчерпан. Геометрические параметры, коррозионное состояние, степень наводороживания, механические свойства и структурно-фазовое состояние изделий не достигли значений, препятствующих их дальнейшей эксплуатации.

Толщина оксидной пленки и содержание водорода в элементах ТВСА из сплава Э635 по высоте активной зоны коррелируют между собой, растут по мере выгорания (флюенс, повреждающая доза) и определяются термо-радиационным воздействием (температурой и флюенсом нейтронов). Толщина оксидной пленки увеличивается с высотной координатой и достигает в верхней части твэлов величины около 80 мкм, на наружной поверхности НК и уголков ее толщина не превышает 42 мкм. Содержание водорода в оболочках твэлов составляет менее 0,03 %, в каркасном уголке оно достигало 0,04 %. ТЭМ исследования дислокационной структуры, химического и фазового составов элементов ТВСА из сплава Э635 выявили закономерности, связанные с влиянием температуры и нейтронного облучения. Изменение состава матрицы и выделений фазы Лавеса за счёт обеднения

железом при облучении в оболочках твэлов, направляющих каналах, центральной трубе и уголках из сплава Э635 обусловлены температурными параметрами и величиной флюенса нейтронов, что определяет, в основном, их механические свойства и стойкость к формоизменению.



III. Исследования перспективных материалов методами неупругого рассеяния нейтронов, рентгеновской спектроскопии и измерения макроскопических параметров образцов

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

MAGNETIC EXCITATIONS IN $\text{EuCu}_2(\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x})_2$: BETWEEN VALENCE INSTABILITY AND MAGNETISM

Pavel A. Alekseev¹, Kirill S. Nemkovski², Jean-Michel Mignot³, Ross Stewart⁴,
Alexey P. Menushenkov⁵, Alexandr V. Griбанov⁶

¹NRC “Kurchatov Institute”, Moscow, Russia (paval@issph.kiae.ru,
pavel_alekseev-r@mail.ru)

²Jülich Centre for Neutron Science, Forschungszentrum Jülich, Germany

³LLB, CEA/Saclay, Gif sur Yvette, France

⁴ISIS, Rutherford Appleton Laboratory, Didcot, UK

⁵National Research Nuclear University “MEPhI”, Kashirskoe shosse 31, 115409, Moscow,
Russia

⁶Department of Chemistry, Moscow State University, Moscow, Russia

$\text{EuCu}_2\text{Si}_x\text{Ge}_{2-x}$ series represents to date the only known case [1], among the variety of Eu- and Sm-based valence-unstable systems, where the state in the phase diagram is tuned from the valence-fluctuating one to heavy-fermion and then to magnetic-ordered state, with possibility for existing of a quantum critical point near $x \approx 0.3$. Here we present the inelastic neutron scattering study of spin dynamics in $\text{EuCu}_2\text{Si}_x\text{Ge}_{2-x}$ ($x=1, 0.8, 0.5, 1.2$), performed in a wide temperature range (5-200K) related to the bulk valence state of Eu defined by L_3 -edge spectroscopy. Neutron scattering provide the detailed information about the spectral structure of dynamical magnetic response.

At $x=1$ the magnetic excitation spectrum [2,3] was found to be represented by the double-peak structure just below the energy range of the Eu^{3+} spin-orbit (SO) excitation ${}^7F_0 \rightarrow {}^7F_1$, so that at least the high-energy spectral component can be assigned to the renormalized SO transition. Change of the Eu valence towards $2+$ with increase of the temperature and increase of Ge concentration [4] results in further renormalization (lowering the energy) and gradual suppression of both inelastic peaks in the spectrum, along with developing sizeable quasielastic signal. The origin of the spectral structure and its evolution is discussed in terms of excitonic model for the mixed-valence state. Possible phase diagram of $\text{EuCu}_2\text{Si}_x\text{Ge}_{2-x}$ is considered in connection with structure and its temperature evolution of magnetic response spectrum.

This work have been supported by RFBR grant No. 11-02-00121.

References

1. Z. Hossain, C. Geibel, N. Senthilkumaran, M. Deppe, M. Baenitz, F. Schiller, S. L. Molodtsov, *Phys. Rev. B* **69**, 014422 (2004).
2. P. A. Alekseev, J.-M. Mignot, K. S. Nemkovski, V. N. Lazukov, E. V. Nefedova, A. P. Menushenkov, A. V. Kuznetsov, R. I. Bewley, A. V. Griбанov, *Journal of Experimental and Theoretical Physics* **105**, 14 (2007).
3. P. A. Alekseev, J.-M. Mignot, K. S. Nemkovski, E. V. Nefedova, V. N. Lazukov, D. Yu. Karpunin, R. I. Bewley, A. V. Griбанov, *Physica B* **403**, 864 (2008).
4. P. A. Alekseev, K. S. Nemkovski, J.-M. Mignot, V. N. Lazukov, A. A. Nikonov, A. P. Menushenkov, A. A. Yaroslavtsev, R. Stewart, R. I. Bewley and A. V. Griбанov *J. Phys.: Condens. Matter* **24** (2012) 375601

MAGNETIC RESONANT MODE IN CeB₆

D.S. Inosov¹, G. Friemel¹, A.V. Dukhnenko², N.Y. Shitsevalova², N.E. Sluchanko³, A. Ivanov⁴,
V.B. Filipov², and B. Keimer¹

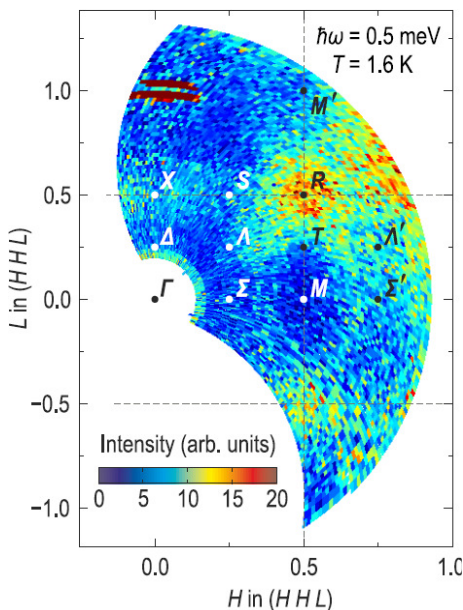
¹Max-Planck-Institut für Festkörperforschung, Stuttgart 70569, Germany
(d.inosov@fkf.mpg.de).

²I.M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, Kiev, Ukraine.

³A.M. Prokhorov General Physics Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia.

⁴Institut Laue-Langevin, Grenoble, France.

Resonant magnetic excitations are widely recognized as hallmarks of unconventional superconductivity in copper oxides, iron pnictides, and heavy-fermion compounds. Numerous model calculations have related these modes to the microscopic properties of the pair wave function, but the mechanisms underlying their formation are still debated. Recently, we reported the discovery of a similar resonant mode in the non-superconducting, antiferromagnetically ordered heavy-fermion metal CeB₆ by inelastic neutron scattering [1]. Unlike conventional magnons, the mode is nearly non-dispersive, and its intensity is sharply concentrated around a wave vector separate from those characterizing the antiferromagnetic order (Fig. 1). The magnetic intensity distribution rather suggests that the mode is associated with a coexisting antiferro-quadrupolar order parameter, which has long remained “hidden” to the neutron-scattering probes. The mode energy increases continuously below the onset temperature for antiferromagnetism, in parallel to the opening of a nearly isotropic spin gap throughout the Brillouin zone. These attributes bear strong similarity to those of the resonant modes observed in unconventional superconductors below their critical temperatures. Such an unexpected commonality between the two disparate ground states indicates the dominance of itinerant spin dynamics in the ordered low-temperature phases of CeB₆ and throws new light on the interplay between antiferromagnetism, superconductivity, and “hidden” order parameters in correlated-electron materials. A recently developed theory [2] has offered a description of the spin-exciton mode in the framework of a fourfold degenerate Anderson lattice model, which treats both order parameters in CeB₆ as particle-hole condensates of itinerant heavy quasiparticles. Future



experiments addressing the magnetic-field dependence of the resonant excitation, as well as its dispersion and complete three-dimensional structure in the reciprocal space could clarify its origins and offer a direct way to verify the newly proposed theory. We expect these experiments to provide a long-awaited clue to the puzzle of the “hidden order” phase in CeB₆, as well as to the mechanisms underlying the formation of similar resonant excitations in a broad class of correlated metals, including unconventional superconductors.

Fig. 1. (a) Inelastic neutron scattering signal at 0.5 meV energy transfer along the (hhl) plane in the reciprocal space. The measurement was done in the low-temperature anti-ferromagnetic phase of CeB₆ ($T = 1.6$ K) in zero magnetic field. The labels represent different high-symmetry points, and the dashed lines mark Brillouin zone boundaries. The measurement was done at the ILL using the IN14 spectrometer equipped with the *FlatCone* multianalyzer.

References

1. Friemel, G. *et al.*, *Nature Communications* **3**, 830 (2012).
2. Akbari, A. and Thalmeier, P., *Phys. Rev. Lett.* **108**, 146403 (2012).

STUDIES OF NEUTRON ELASTIC AND INELASTIC DIFFUSE SCATTERING IN SINGLE CRYSTALS

Jiri Kulda

Institut Laue-Langevin, BP 156X, 38042 Grenoble Cedex 9, France

The presence of defects in the regular periodic order of a crystal lattice is reflected by a modification of the intensity, position and shape of the δ -function like Bragg peaks of the original structure and sometimes accompanied by an additional signal appearing at other positions in the reciprocal space. While the effects concerning directly the Bragg peaks are frequently investigated, the supplementary signal, apart of superstructure reflections revealing the appearance of additional order, is subject of less attention. The main reason probably being interpretation difficulties arising from ambiguities in relation between experimental data and predictions of existing theoretical models [1]. It is also important to realize that in the X-ray case, generally more accessible and more favorable in terms of Q -resolution and intensity, at any temperature the measured diffuse scattering intensity contains in addition to defect scattering also the integral over the whole spectrum of lattice vibrations, themselves eventually affected by the presence of lattice defects.

In this sense the case of neutron scattering is more favourable due to the readily available energy analysis, which permits to separate the static and dynamic components of the response with a reasonable efficiency. Recent developments of the neutron three-axis spectrometers (TAS), boosting their performance both by massive beam focusing and by implementation of arrays of analyzer/detector channels have provided access to very efficient data collection schemes. Maps of diffuse scattering over several Brillouin zones can be collected in less than an hour from crystals of a modest size ($\approx 10^{-1} \text{ cm}^3$). Moreover, the flat-cone geometry [2] can be employed to map response in nonequatorial planes, permitting to carry out systematic surveys over three-dimensional intervals in reciprocal space.

In this lecture, we will mainly concentrate on fundamentals of diffuse scattering phenomenology and on experimental possibilities offered by the ILL *FlatCone* [3] multianalyzer, illustrated by examples in diverse fields ranging from relaxor ferroelectrics [4] to quantum magnetism.

References

1. M.A. Krivoglaz, *X-ray and neutron diffraction in nonideal crystals*, Springer, Berlin, 1995
2. R. Born, D. Hohlwein, *Z. Phys.* **B74**, 547 (1989)
3. M. Kempa, B. Janousova, J. Saroun et al., *Physica B* **385-386**, 1080 (2006)
4. M. Pasciak, R.T. Welberry, J. Kulda, M. Kempa, J. Hlinka, *Phys. Rev.* **B85**, 224109 (2012)

SPIN DYNAMICS IN GEOMETRICALLY FRUSTRATED MULTIFERROIC $\text{Ni}_3\text{V}_2\text{O}_8$

A. Podlesnyak¹, G. Ehlers¹, M. Frontzek¹, R.S. Fishman², O. Zaharko³, S. Barilo⁴

¹Quantum Condensed Matter Division, NScD, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN 37831, USA (podlesnyakaa@ornl.gov)

²Materials Science and Technology Division, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN 37831, USA

³Laboratory for Neutron Scattering, Paul Scherrer Institut, CH-5232 Villigen PSI, Switzerland

⁴Institute of Solid State and Semiconductor Physics, Minsk 220072, Belarus

The coupling of magnetic and ferroelectric order has recently been drawing a lot of interest in condensed matter science given the fundamental interest and potential applications [1]. $\text{Ni}_3\text{V}_2\text{O}_8$ is a $S=1$ magnet with Ni^{2+} ions arranged in a weakly coupled buckled Kagomé-staircase planes. Its complex magnetic phase diagram exhibits four different zero field incommensurate and commensurate magnetic phases below 10 K, with only one developing ferroelectric order. We present here a detailed study of low temperature magnetic dynamics in this geometrically frustrated spin system. Using single crystal inelastic neutron scattering technique we map the magnetic excitation spectra across all the magnetic phase transitions. We found that the spin-waves, well formed in the base temperature nonferroelectric phase at $T < 3$ K, are considerably damped when the system enters the low-temperature incommensurate phase with ferroelectric order ($3.9 < T < 6.3$ K). Finally, we discuss models that describe the coupling between magnetic and ferroelectric properties in the incommensurate magnets.

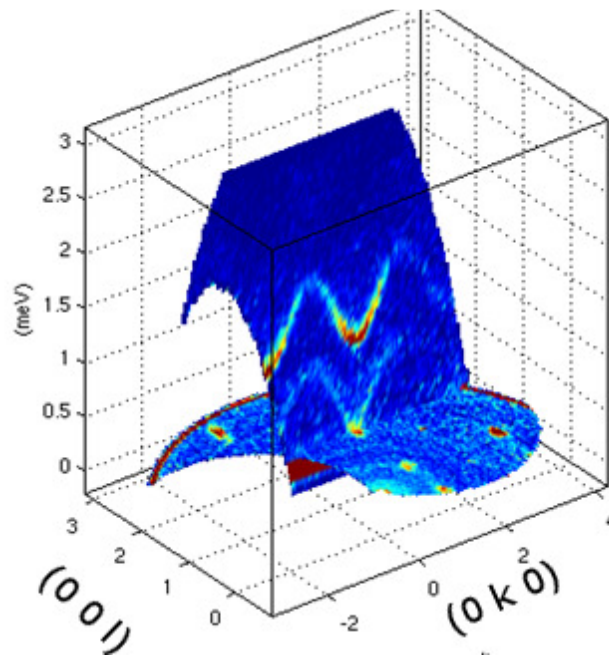


Fig. 1. Typical magnetic excitation spectrum of $\text{Ni}_3\text{V}_2\text{O}_8$ measured at $T=1.4$ K on Cold Neutron Chopper Spectrometer [2], Oak Ridge National Laboratory.

References

1. T. Kimura, T. Goto, H. Shintani, K. Ishizaka, T. Arima and Y. Tokura, *Nature* **426**, 55 (2003).
2. G. Ehlers, A. Podlesnyak, J. L. Niedziela, E. B. Iverson and P. E. Sokol, *Rev. Sci. Instrum.* **82**, 085108 (2011).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА U-Nb

С.В. Бондарчук¹, В.В. Сагарадзе², Ю.Н. Зувев¹, И.Л. Святов¹, Д.А. Беляев¹
¹ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», г. Снежинск
²ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург

Структурная наследственность – это явление восстановления размера, формы и ориентации исходных зерен высокотемпературной фазы металла или сплава, претерпевшего прямое (при охлаждении) и обратное (при нагреве) фазовые превращения.

В сплаве U-Nb, который после закалки состоит из пластин метастабильной фазы α'' , эффект наследственности в отдельных случаях приводит к образованию крупнофасеточного хрупкого излома и снижению динамической пластичности.

Для подавления в сплаве U-Nb структурной наследственности необходимо устранить структурное соответствие между высокотемпературной и низкотемпературной фазой. Этого можно добиться холодной деформацией либо эвтектоидным распадом. На основании этих принципов были разработаны 4 режима термомеханических обработок:

1. Закалка в воду от 1000°C + деформация ~50% + закалка в воду от 700°C.
2. Закалка в воду от 1000°C + деформация ~50% + отжиг при 600°C + закалка в воду от 700°C.
3. Закалка в воду от 1000°C + отжиг при 600°C + закалка в воду от 700°C.
4. Закалка в воду от 1000°C + медленное охлаждение от 700°C до 600°C + закалка в воду от 700°C.

После термообработок образцы были подвергнуты испытаниям на ударную вязкость, а также металлографическому и фрактографическому исследованию.

Результаты металлографических исследований на рентгеновском дифрактометре и оптическом микроскопе свидетельствуют о существовании во всех образцах однофазной α'' -структуры. Размер зерен при этом значительно отличается в образцах, обработанных по разным режимам: к примеру, для 2-го режима средний размер зерен ~15 мкм, а для 4-го режима зерна достигают 100 мкм и более. При этом микротвердость всех образцов ниже, чем у материала в состоянии поставки и составляет 130 – 150 кг/мм².

Результаты испытаний на маятниковом копре не показали значительного увеличения ударной вязкости для мелкозернистого состояния по сравнению с крупнозернистым.

Фрактографическое исследование поверхностей излома образцов выявило вязкий характер разрушения всех образцов как при комнатной температуре, так и при температуре кипения жидкого азота. Разрушение произошло по механизму образования и слияния микропор. При этом центрами образования пор в большинстве случаев послужили хрупкие оксикарбонитридные включения, в большом количестве присутствующие в матрице сплава.

Проведенные материаловедческие исследования показывают необходимость совершенствования режимов термомеханических обработок для гарантированного получения однородной мелкозернистой структуры в сплаве U-Nb. Кроме того, положительным образом может сказаться и более тщательная очистка сплава от примесей.

МИКРОСКОПИЧЕСКИ ОДНОРОДНАЯ ФАЗА СОСУЩЕСТВОВАНИЯ СВЕРХПРОВОДИМОСТИ И АНТИФЕРРОМАГНЕТИЗМА В $CeRhIn_5$ В.В. Вальков^{1,2}, А.О. Злотников¹¹Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, Россия (vvv@iph.krasn.ru)²Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева, Красноярск, Россия

В настоящее время установлено, что в тяжелофермионном интерметаллиде $CeRhIn_5$ в окрестности критического давления, при котором происходит разрушение дальнего антиферромагнитного порядка, индуцируется куперовская неустойчивость [1]. В результате формируется фаза сосуществования сверхпроводимости и антиферромагнетизма без расслоения на отдельные антиферромагнитные и сверхпроводящие области вплоть до микроскопических масштабов [2]. Интерес к соединению $CeRhIn_5$ продиктован еще и тем, что приложение внешнего магнитного поля смещает границу антиферромагнитной фазы в область больших давлений [3]. Это означает, что в некоторой области антиферромагнетизм индуцируется внешним магнитным полем.

В данной работе на основе расширенной периодической модели Андерсона построена фазовая диаграмма $CeRhIn_5$, содержащая области с антиферромагнитным упорядочением, области сверхпроводящего состояния и области сосуществования сверхпроводимости и антиферромагнетизма. Показано, что как антиферромагнитное, так и сверхпроводящее упорядочение индуцируются за счет обменного взаимодействия между локализованными 4f-электронами.

Принимая во внимание, что увеличение приложенного к интерметаллиду давления вызывает увеличение энергии локализованного f-состояния, показано, что с ростом давления происходит разрушение антиферромагнитного упорядочения. Это связано с тем, что по мере смещения локализованного уровня вверх по энергетической зоне уменьшается заселенность локализованных состояний. При выбранных параметрах системы сверхпроводящее и антиферромагнитное упорядочение конкурируют друг с другом. Это подтверждается тем, что максимум сверхпроводящего параметра порядка достигается в точке падения намагниченности до нуля. В результате отмеченной конкуренции амплитуда сверхпроводящего параметра порядка в фазе сосуществования сверхпроводимости и антиферромагнетизма становится значительно меньше по сравнению с той, которая была бы без наличия антиферромагнитного упорядочения.

Литература

1. T. Park, H. Lee, I. Martin et al., *Phys. Rev. Lett.* **108**, 077003 (2012)
2. T. Mito, S. Kawasaki, Y. Kawasaki et al., *Phys. Rev. Lett.* **90**, 077004 (2003)
3. J.D. Thompson and Z. Fisk, *J. Phys. Soc. Jpn.* **81**, 011002 (2012)

СПИН-ЗАВИСИМЫЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ТРАНСПОРТ В ГИБРИДНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ ФЕРРОМАГНИТНЫЙ МЕТАЛЛ/ДИЭЛЕКТРИК/ПОЛУПРОВОДНИК

Н.В. Волков^{1,2}, А.С. Тарасов¹, А.В. Еремин¹, С.Н. Варнаков^{1,2}, С.Г. Овчинников^{1,3},
А.О. Густайцев^{1,3}, И.А. Бондарев^{1,3}

¹Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск, Россия (volk@iph.krasn.ru)

²Сибирский государственный аэрокосмический университет, Красноярск, Россия

³Сибирский федеральный университет, Красноярск, Россия

Гибридные наноструктуры, представляющие собой различные комбинации полупроводниковых и ферромагнитных (ФМ) элементов, объединяют огромный потенциал традиционной полупроводниковой электроники с потенциалом магнитных материалов – возможностью управлять электронным транспортом, манипулируя спиновым состоянием электронов [1]. В настоящем докладе мы представляем результаты исследований магнитотранспортных свойств гибридной структуры Fe/SiO₂/p-Si.

Особенности транспортных свойств структуры на постоянном токе определяются переходом металл-диэлектрик-полупроводник (МДП) с барьером Шоттки, который формируется на границе раздела SiO₂/p-Si [2]. Структура обнаруживает магниторезистивный эффект, причем в зависимости от условий (температура, ток смещения) наблюдается либо положительное, либо отрицательное магнитосопротивление (МС). Положительное МС связано с процессами, имеющими место при протекании тока в объеме полупроводника (p-Si), а отрицательное обусловлено тонким инверсионным слоем, который формируется вблизи границы SiO₂/p-Si.

Особенности поведения реальной и мнимой части импеданса, связаны с процессами перезарядки локализованных поверхностных состояний, находящихся на границе раздела SiO₂/p-Si. Для этих состояний реализуется два различных процесса перезарядки, характеризующиеся двумя разными временами релаксации. Один из процессов – захват-эмиссия носителей заряда с участием поверхностных состояний и валентной зоны, другой – процесс туннелирования электронов между Fe электродом и поверхностными состояниями через потенциальный барьер SiO₂. Наличие поверхностных состояний отвечает и за частотно-зависимый гигантский магнитоимпеданс структуры. Действие приложенного магнитного поля определяется двумя механизмами: 1) в поле происходит сдвиг энергетических уровней поверхностных состояний относительно валентной зоны, что приводит к изменению характерных времен процесса перезарядки; 2) магнитное поле управляет явлением спин-зависимого туннелирования носителей заряда через потенциальный барьер.

Поиск эффективных путей управления магнитотранспортными свойствами гибридных структур привел к обнаружению в Fe/SiO₂/p-Si гигантского (до 10⁴ %) магниторезистивного эффекта, индуцированного оптическим излучением. Механизм наблюдаемого эффекта также связан с наличием «магнитных» поверхностных состояний, которые одновременно участвуют и в оптических переходах, и в процессах спин-зависимого туннелирования.

Полученные результаты, по сути, открывают новое направление в кремниевой спинтронике – использование явлений спин-зависимого туннелирования и спинового транспорта в целом в гибридных структурах с участием «магнитных» поверхностных центров.

Исследования выполнены при поддержке программ Президиума РАН № 20 (проект № 20.8) и ОФН РАН (проект № П.4.3), интеграционных проектов СО РАН № 43, 85, 102.

Литература

1. Fert A., *Thin Solid Films*, **2-5**, 517 (2008)
2. Volkov N.V., Tarasov A.S., Eremin E.V. et al., *J. Appl. Phys.* **109**, 123924 (2011)

КОЛЛАПС 4f-ЭЛЕКТРОННОЙ ОБОЛОЧКИ В CeNi: МЕТАСТАБИЛЬНАЯ ФАЗА И ФАЗА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ)

Е.С. Клементьев^{1,2,3}, А.В. Мирмельштейн⁴, А.В. Цвященко⁵, Ю.Б. Лебедь¹

¹Институт ядерных исследований РАН, Москва, Россия (clement@inr.ru)

²НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

³НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

⁴РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия

⁵Институт физики высокого давления РАН, Троицк, Россия

Сильнокоррелированные электронные системы находятся в фокусе внимания фундаментальной науки, как теоретиков, так и экспериментаторов [1]. В состав систем с сильными корреляциями входят тяжело-фермионные и промежуточно-валентные соединения. Для промежуточно-валентных систем до сих пор нет общепринятой физической картины фазовых переходов с коллапсом f-электронной оболочки. Подобные фазовые переходы наблюдаются в церии и плутонии со значительным уменьшением эффективного объема иона (на 15% и 26%, соответственно).

Интерметаллическая система CeNi демонстрирует аномалии электронных и решеточных свойств (см. [2] и ссылки в ней). Одним из ярких эффектов, обнаруженных в CeNi является электронный коллапс при приложении небольшого давления [3].

Что касается кристаллической фазы высокого давления CeNi, то, несмотря на многолетние усилия ученых из многих российских и зарубежных институтов, до сих пор не установлена пространственная группа для данной фазы. В работах [4,5] при подгонке нейтронограмм, измеренных под давлением, было найдено решение, соответствующее тетрагональной симметрии с параметрами решетки : $a = 3.748 \text{ \AA}$, $c = 5.796 \text{ \AA}$, которое не описывает новые данные, полученные на образце метастабильной фазы CeNi.

Главной целью настоящей работы являлось исследование коллапса 4f электронной оболочки в гомологе плутония – промежуточно-валентном интерметаллиде CeNi. Эксперименты проводились при высоком давлении для материнской фазы CeNi а также при нормальных условиях для метастабильной фазы CeNi. Представлены результаты структурных исследований методом рентгеновской и нейтронной дифракции.

Впервые на специальной установке при высоком давлении (9 GPa) и температуре была синтезирована метастабильная фаза CeNi, соответствующая высокой степени делокализации 4f электронов.

Измерения структурных свойств проводились при высоком давлении с использованием алмазных и сапфировых наковален. Измерения метастабильной фазы проводились при атмосферном давлении на дифрактометре с однокоординатным детектором.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект РФФИ 11-02-01171-а).

Литература

1. A.C.Hewson, *The Kondo problem to heavy fermions*, Cambridge University Press (1997)

2. E. S. Clementyev, J.-M. Mignot, P. A. Alekseev et al., *Phys. Rev. B*, **61**, 6189 (2000)
3. D. Gignoux, J. Voiron, *Phys. Rev. B* **32** (1985) 4822
4. A. Mirmelstein, E. Clementyev, O. Kerbel, *Journal of Nuclear Materials* **385** (2009) 57–59
5. A. Mirmelstein, E. Clementyev, V. Voronin et.al, *J. Alloys Comp.* **444&445** (2007) 281

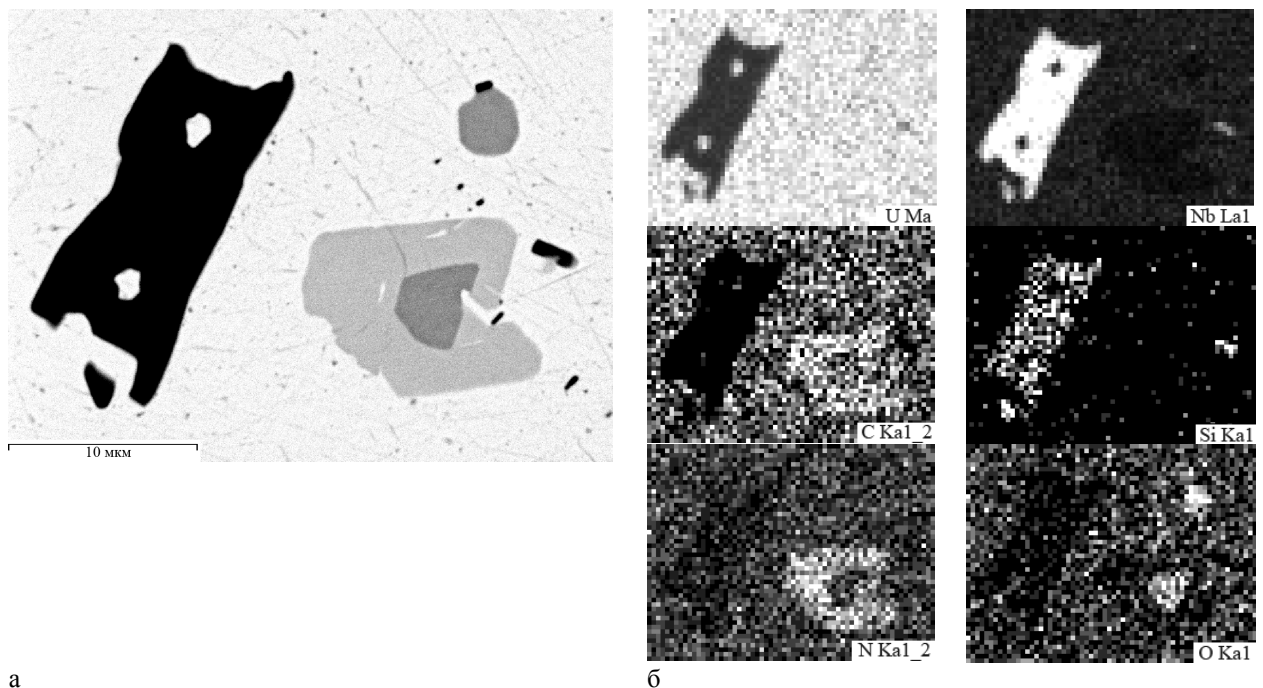
ИССЛЕДОВАНИЕ ВКЛЮЧЕНИЙ В СПЛАВЕ УРАН – 6,3 ВЕС. % НИОБИЯ

С.В. Бондарчук, С.А. Коровин, С.А. Лекомцев, С.М. Новгородцев
 ФГУП Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-
 исследовательский институт экспериментальной физики им. акад. Е.И. Забабахина,
 г. Снежинск, Россия

Основными неметаллическими примесями в уране являются соединения урана с углеродом (карбиды), кислородом (оксиды) и азотом (нитриды) [1]. Карбиды, нитриды и оксиды урана имеют изоморфные кристаллические решетки и в процессе плавки могут образовывать включения кубоидной формы, в которые входят карбид, оксид и нитрид – U(CNO), которые ещё называют оксикарбонитридами урана.

Методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного рентгеновского микроанализа проведён сравнительный анализ включений в сплаве U-6,3 вес.% Nb разных партий поставки.

Получены изображения наиболее характерных типов включений для данного сплава, определены их морфология, структура и элементный состав.



а
 б
 Рисунок. Изображения включений в сплаве U-6,3 вес.% Nb, полученные на растровом электронном микроскопе: а) во вторичных электронах; б) карты распределения химических элементов (в правом нижнем углу каждой карты приведён символ характеристического рентгеновского излучения, по которому построена карта)

Литература

1. Бирюков С.И., Орлов В.К. и др., *Плавка и литье урана и его сплавов*, ВНИИНМ,

Москва, 1980

СПЕКТР МАГНИТНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ α - И δ - ПЛУТОНИЯ

А.В. Мирмельштейн¹, О.В. Кербель¹, Е.С. Клементьев^{2,3}
¹РФНЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия (mirmelstein@mail.ru)
²Институт ядерных исследований РАН, Москва, Россия
³НИЦ “Курчатовский институт”, Москва, Россия

Переход между локализованным и делокализованным (коллективизированным) поведением представляет собой актуальную проблему физики сильно коррелированных электронных систем. Такой переход в системе $5f$ электронов является центральным событием в актинидной серии, в тяжелой части которой $5f$ электроны ведут себя как локализованные, тогда как в легких актинидах $5f$ электроны более делокализованы, а переход происходит вблизи плутония и америция. В лантанидах, в которых $4f$ орбитали пространственно менее протяженны, чем $5f$ в актинидах, переход локализация/делокализация происходит вблизи церия. В лантанидах высокое давление увеличивает перекрытие, приводит к делокализации и, в некоторых случаях, к структурным фазовыми превращениями, сопровождающимся скачком объема. Наиболее известным примером является церий, в котором происходит изоструктурный $\gamma \rightarrow \alpha$ фазовый переход с объемным коллапсом либо при охлаждении, либо под воздействием внешнего давления. Количественное и исчерпывающее описание перехода локализация/делокализация еще не достигнуто [1]. Кроме того, дискуссионными остаются вопросы о природе основного состояния плутония и числе $5f$ электронов в плутонии.

В настоящее время все более аргументированной становится точка зрения, согласно которой плутоний представляет собой систему с промежуточной (смешанной) валентностью [2-6]. Опыт исследования сильнокоррелированных электронных систем на основе $4f$ элементов показывает, что решить многие сложные проблемы и объяснить аномальные физические свойства валентно-нестабильных систем, в которых электроны, как и в плутонии, находятся на границе между локализованным и делокализованным поведением, можно при помощи неупругого рассеяния нейтронов.

В работах [3,4] нами предложена модель множественной промежуточной валентности (MPV) плутония, количественно описывающая статические свойства α - и δ -Pu, в том числе: температурную зависимость магнитной восприимчивости в интервале температур от $0 < T < 450$, низкотемпературную теплоемкость и равновесный объем. В данной работе, на основе модели MPV рассчитан магнитный спектральный отклик $S(\vec{Q} = 0, E)$ α - и δ -плутония, который можно непосредственно измерить экспериментально методами неупругого рассеяния нейтронов. Мы покажем, что измерение динамического магнитного отклика Pu позволит практически однозначно установить тип (характер) основного состояния плутония, определить характерные энергии системы и оценить заселенность $5f$ оболочки с учетом ее смешанно-валентной природы.

References

1. J.G. Tobin, K.T. Moore, B.W. Chang et al., *Phys. Rev B* **72** (2005) 085109.
2. J.H. Shim, G. Kotliar, et al., *Nature* **446**, 513 (2007).
3. A.V. Mirmelstein, E.S. Clementyev, O.V. Kerbel, *JETP Letters* **90**, 485 (2009).
4. E.S. Clementyev and A.V. Mirmelstein, *JETP* **109** (2009) 128.

5. E. Gorelov, J. Korolene, T. Weihling et al., *Phys. Rev. B* **82** (2010) 085117.
6. G. van der Laan and M. Taguchi, *Phys. Rev. B* **82** (2010) 045114.



IV. Радиационные явления в магнетиках, сверхпроводниках, полупроводниках и изоляторах

Тематика секции традиционно формируется с целью дать участникам Семинара (в основном, "металлистам") общее представление о последних результатах исследований радиационных эффектов в сверхпроводниках, полупроводниках, и диэлектриках (в том числе, магнитных). В первых двух случаях значительные изменения физических свойств материалов наступают при облучении достаточно малыми флюенсами высокоэнергетических частиц. Поэтому изучение причин таких повреждений и деградации физико-механических свойств этой группы материалов всегда являлось и является актуальной задачей. В программе Семинара представлены доклады по физике радиационных эффектов в полупроводниках и изоляторах. Поведение радиационных дефектов и изменение физико-механических свойств анализируется в таких материалах как манганиты $\text{La}_2\text{SrMn}_2\text{O}_7$, LaMnO_3 , оксид CuO , Si , SmB_6 , 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.

О ПРИРОДЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ЦЕНТРОВ ОКРАСКИ В ВОЛОКОННЫХ СВЕТОВОДАХ В ПРИМЕСЯХ ОН

М.З. Амонов

Институт ядерной физики АН РУз, Ташкент, Узбекистан (muxtor61@rambler.ru)

Методом измерения спектров оптического поглощения (ОП) и кривых термовысвечивания (ТВ) изучено образование центров окраски (ЦО) и свечения в γ -облученных кварц-кварцевых волоконных световодах (ВС) марки «Polemico» с примесями ОН ~ 1000 ppm. ЦО изучались при 77К в ВС γ -облученных при 77К. Терморелаксация ЦО в γ -облученных при 77К ВС изучались в интервале 77-315К. Изучение кривых ТВ проводилось в интервале от 9 до 315К. В ОП γ -облученных при 77К ВС имеются полосы дополнительного поглощения с максимумами при 210, 260, 330 и 550 нм.

Изучение терморелаксация этих ПП показали, что они имеют различную температурную область разрушения. ПП при 210 нм разрушается при 72, 100 и 310К. Разрушение ПП при 330 нм при температуре 95К, а ПП 260 нм при температуре 100, 180 и 220К. В кривых ТВ γ -облученных при 9К ВС имеются пики ТВ при 17, 53, 72, 106 и 220К с энергией активации 0.03, 0.11, 0.14, 0.21 и 0.46 эВ. Сравнение положения кривых ТВ и область разрушения ПП в γ -облученных при 77К ВС показали, что положение разрушения ПП с максимумом при 210 нм совпадает с положением пиков ТВ при 72 и 100К, ПП при 330 нм с пиком ТВ при 95К, а ПП при 260 нм с пиками ТВ при 100, 180 и 220К. Полоса поглощения с максимумами при 210 нм разрушающаяся при 310К и распадается безызлучательно.

На основании проведенных исследований нами сделаны выводы о том, что в ВС с примесью ОН ~ 1000 ppm облученных при 9К имеются по крайней мере 3 типа E' -центров (210 нм). Положению гибели первого типа E' -центра соответствует пик ТВ при 72К, а второго E' -центра пик ТВ при 100К. Третий E' -центр при 310К разрушается безызлучательно.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛА $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$

Т.И. Арбузова, С.В. Наумов, С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, С.Ковалевской, 18 (naumov@imp.uran.ru)

Перовскитоподобные манганиты $\text{La}_{1-x}\text{A}_x\text{MnO}_3$ относятся к классу магнитных полупроводников, особенностью которых является сильная связь между решеточной, зарядовой и магнитной степенями свободы. При замещении части ионов La^{3+} двухвалентными ионами $\text{A}=\text{Ca}, \text{Ba}, \text{Sr}$ или при отклонении от стехиометрического состава появляются ионы Mn^{4+} . Ферромагнитные (FM) взаимодействия $\text{Mn}^{3+}\text{-Mn}^{4+}$ приводят к изменению магнитного порядка от антиферромагнитного (AFM) к FM. Вблизи температуры Кюри T_C наблюдается эффект колоссального магнетосопротивления (CMR). Наибольший эффект CMR имеют составы в системе $\text{La}_{1-x}\text{Ca}_x\text{MnO}_3$ вблизи $x=0.3$, которые при низких температурах являются FM металлами, а выше T_C имеют полупроводниковый характер проводимости. Для объяснения эффекта CMR в непроводящей парамагнитной фазе рассматриваются наномасштабные зарядово-упорядоченные поляроны. Даготто [1] предложил новую температурную шкалу, согласно которой в области $T^* > T_C$ могут

присутствовать коррелированные и некоррелированные магнитные поляроны, а в области высоких температур $T_{pol} > T > T^*$ только некоррелированные поляроны с повышенным магнитным моментом. Данные по магнитной восприимчивости при $T > 400\text{K}$ малочисленны, поэтому остается открытым вопрос – при каких температурах однородное парамагнитное состояние переходит в неоднородное поляронное состояние.

Технологические особенности получения манганитов могут привести к изменению химического состава и физических свойств. Электронное облучение создает точечные дефекты без изменения состава. В работе изучено влияние локальных структурных искажений и межзеренных границ на величину T_C и поляронные состояния в $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$. Измерения магнитной восприимчивости χ_{dc} исходных и облученных электронами с максимальной дозой $F = 9 \cdot 10^{18} \text{ e/cm}^2$ монокристалла и поликристалла проводились в температурной области $80\text{K} < T < 650\text{K}$. В таблице I представлены магнитные характеристики облученных поликристалла и монокристалла $\text{La}_{0.67}\text{Ca}_{0.33}\text{MnO}_3$. Конкуренция локальных FM сверхобменных взаимодействий при смещении ионов из своих позиций и структурного беспорядка приводит к немонотонной дозовой зависимости T_C . Межзеренные границы в поликристалле являются каналом релаксации радиационных дефектов, поэтому T_C при увеличении дозы облучения изменяется меньше, чем в монокристалле. В парамагнитной области вблизи T_C могут присутствовать коррелированные и некоррелированные поляроны, а так же изолированные Mn ионы. В области $1.2T_C < T < 2T_C$ из-за локализации e_g – электронов вблизи Mn^{4+} образуются только некоррелированные поляроны Варма с повышенным магнитным моментом. Увеличение числа точечных радиационных дефектов способствует сохранению области неоднородного парамагнитного состояния до более высоких температур $T > 650\text{K}$.

Образец		F=0	F=5 × 10 ¹⁸ e/cm ²	F=9 × 10 ¹⁸ e/cm ²
Монокристалл	T _C ,K	244	226	241
	θ,K	292	327	316
	μ _{eff} ,μ _B	4.56	4.69	4.66
		T>425 K	T>500 K	T>460 K
	T*	290	290	320
T _{pol}	446	630	>630	
Поликристалл	T _C ,K	252	252	247
	θ,K	321	321	335
	μ _{eff} ,μ _B	4.60	4.70	4.68
		T>500 K	T>480 K	T>480 K
	T*	290	290	290
T _{pol}	470	>630	>630	

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН.

Литература

1. Dagotto E., *New Journal of Physics* **7**, 67 (2005).

РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СОЕДИНЕНИЯХ III-N(BN, AlN, GaN, InN)

В.Н. Брудный¹, Н.Г. Колин², А.Я. Поляков³

¹НИИ Томский государственный университет, Томск, Россия (brudnyi@mai.tsu.ru)

²НИФХИ им. Л.Я. Карпова, Обнинск, Россия

³ГИРЕДМЕТ, Москва, Россия

В последние годы проблеме исследования радиационных эффектов в нитридных соединениях III-N(BN, AlN, GaN, InN) уделяется значительное внимание, поскольку данные соединения более устойчивы к воздействию жесткой радиации по сравнению с другими полупроводниками группы III-V. Кроме того собственные дефекты решетки часто определяют свойства ростового материала, например n^+ - проводимости нитрида галлия. Но наши знания о структурных дефектах в полупроводниках III-N очень далеки от завершения. В работе представлены результаты исследований радиационных эффектов в полупроводниковых соединениях группы III-N подвергнутых облучению нейтронами, протонами и электронами.

Рассчитано энергетическое положение уровня локальной зарядовой нейтральности относительно потолка валентной зоны (эВ) в полупроводниковых соединениях BN(3.9), AlN(3.5), GaN(2.7) и InN(1.7), которое определяет электронные свойства данных полупроводников – n^{++} -тип проводимости для InN и высокоомный v – тип проводимости для BN, AlN, GaN при насыщении их радиационными дефектами [1, 2].

Рассчитано влияние изотропного и анизотропного (в базальной плоскости и вдоль оси c) упругих напряжений растяжения/сжатия на структурные параметры решетки и электронные спектры соединений AlN, GaN, InN. Экспериментально обнаружено увеличение постоянной решетки c при практически неизменном параметре решетки a в пленках GaN на сапфире при реакторном облучении и проведены оценки соответствующих упругих напряжений в облученном материале [3 - 5].

Исследовано изменение электронных свойств эпитаксиальных пленок GaN на сапфире при высокодозовом нейтронном и электронном облучениях и изучен спектр глубоких ловушек обуславливающих высокое удельное электросопротивление облученного материала. В интервале температур 20 – 1000⁰С проведен изохронный отжиг облученного нитрида галлия. Показано, что основное восстановление электронных свойств и структурных параметров решетки в облученном GaN имеет место в области температур до 600⁰С [6-10].

Литература

1. Brudnyi V.N., Kosobutsky F.V., Kolin N.G. *Russian Physics J.* **51**, 1270 (2008)
2. Брудный В.Н., Кособуцкий А.В., Колин Н.Г. *ФТП* **43**, 1312 (2009)
3. Брудный В.Н., Кособуцкий А.В., Колин Н.Г. *ФТТ* **53**, 633 (2011)
4. Бойко В.М., Веревкин С.С., Колин Н.Г. и др. *ФТП* **45**, 134 (2011)
5. Брудный В.Н., Кособуцкий А.В., Колин Н.Г. и др. *ФТП* **45**, 461 (2011)
6. Polyakov A.Y., Smirnov N.B., Govorkov A.V., et.al. *J. Vac. Sci. Technol.* **B25**, 436 (2007)
7. Pearton S.J., Polyakov A.Y. *Inst. J. Materials and Structural Integrity.* **2**, 93 (2008)
8. Polyakov A.Y., Smirnov N.B., Govorkov A.V., et.al. *J. Vac. Sci. Technol.* **B28**, 608 (2010)

9. Брудный В.Н., Веревкин С.С., Ермаков В.С., и др. *Изв.вузов Физика*. **54**, 104 (2011)

10. Брудный В.Н., Веревкин С.С., Говорков А.В. и др. *ФТП* **46**, 450 (2012)

ВЛИЯНИЕ ПОЛОЖИТЕЛЬНОГО И ОТРИЦАТЕЛЬНОГО ДАВЛЕНИЯ НА МАГНИТНЫЕ И РЕШЕТОЧНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНЕТИКА $\text{La}(\text{Fe}_{0.86}\text{Si}_{0.14})_{13}$

Э.З. Валиев¹, И.Ф. Бергер^{1,2}, В.И. Воронин¹

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (valiev@imp.uran.ru)

²Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В ферромагнетиках $\text{La}(\text{Fe}_x\text{Si}_{1-x})_{13}$ наблюдаются гигантский магнитокалорический эффект (МКЭ) и большая магнитострикция в относительно небольших магнитных полях. В настоящей работе приведены результаты измерений температурной зависимости постоянной решетки ферромагнетика $\text{La}(\text{Fe}_{0.86}\text{Si}_{0.14})_{13}$ при различных давлениях и температурах. Также была измерена температурная зависимость постоянной решетки на этом образце после его облучения нейтронами флюенсом $3 \cdot 10^{19}$ н/см². Эксперименты были выполнены на двух нейтронных дифрактометрах и синхротроне. Температурные измерения без давления проведены в Заречном (дифрактометр Д7а), под давлением в Курчатовском институте (дифрактометр ДИСК). Зависимость параметров решетки от давления при комнатной температуре получена на синхротроне (станция Медиана).

Измерения температурной зависимости постоянной решетки ферромагнетика $\text{La}(\text{Fe}_{0.86}\text{Si}_{0.14})_{13}$ при давлении 0 и 11 Кбар обнаружили, что при отсутствии давления на температурной зависимости параметра решетки наблюдается резкое уменьшение в интервале от 160 до 210 К, в то время как под давлением 11 Кбар уменьшение происходит в интервале от 110 К до 180 К. Это свидетельствует об изменении Т_С под давлением от 210 К до ~150 К. Мы также установили, что облучение образца нейтронами приводит к увеличению Т_С и постоянной решетки, но при этом уменьшается величина самопроизвольной объемной магнитострикции. Температура Кюри после облучения оказалось равной 240 К. Результаты экспериментов проанализированы с помощью уравнений состояния для магнитной и упругой подсистем ферромагнетика которые получены в работе [1]. Расширение решетки вызванное дефектами, возникающими в образце при облучении нейтронами моделируется приложением отрицательного давления.

Работа выполнена по плану РАН (тема № 01.2.006 13394, шифр «Импульс»), при частичной поддержке программ фундаментальных исследований Президиума РАН (Проект № 12-П-2-1019 УрО РАН и Проект № 12-Т-2-1006 УрО РАН) и Госконтракта № 14.518.11.7020).

Литература

1. Валиев Э.З., Казанцев В.А., *ЖЭТФ* **140**, 1143 (2011).

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА n-GaN ОБЛУЧЕННОГО ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧНЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ

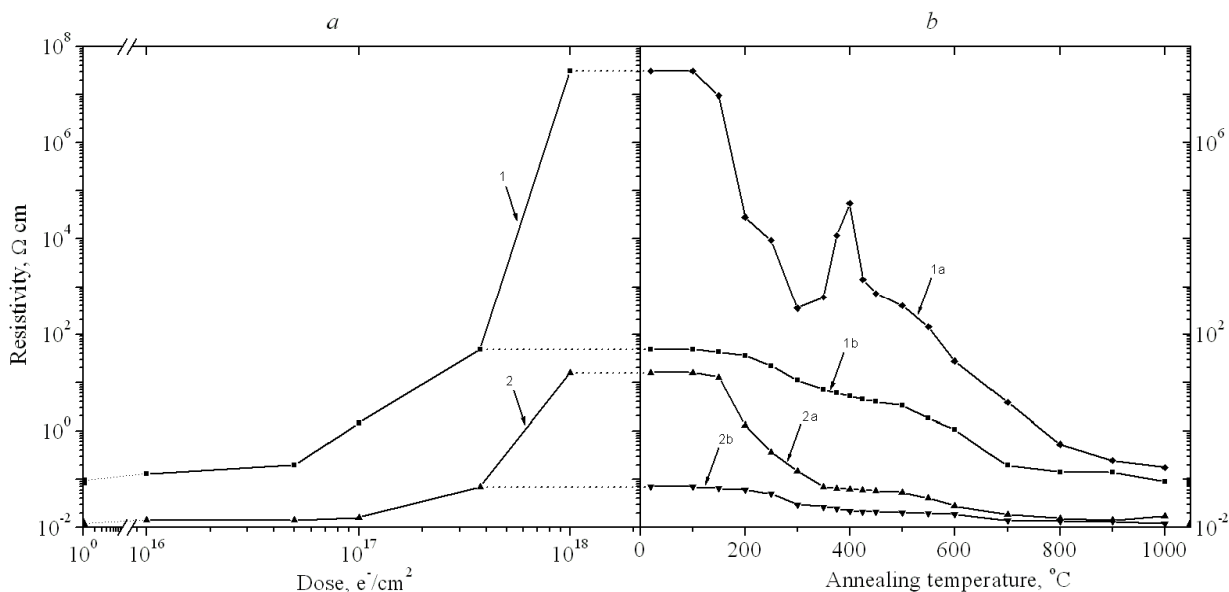
С.С. Веревкин¹, В.М. Бойко¹, В.Н. Брудный², В.С. Ермаков¹, Н.Г. Колин¹, А.В. Корулин¹,
А.Я. Поляков³

¹ФГУП «НИФХИ им. Л.Я. Карпова», г.Обнинск, Россия (ngkolin48@mail.ru)

²НИ ТГУ, г.Томск, Россия.

³ОАО Гиредмет, г.Москва, Россия.

Рассмотрено влияние облучения электронами ($E = 7$ МэВ, $D = 10^{16} - 10^{18}$ см⁻²) и последующих термообработок в интервале температур 100–1000°C на электрофизические свойства эпитаксиальных слоев n-GaN ($d=4$ мкм), легированных кремнием ($n=2 \cdot 10^{17}$, $2 \cdot 10^{18}$ см⁻³), выращенных на подложке Al₂O₃ методом MOCVD. Обнаружено увеличение удельного сопротивления n-GaN при электронном облучении, обусловленное смещением уровня Ферми в предельное положение вблизи $E_c - 0.91$ эВ. Исследован спектр глубоких ловушек в исходном и облученном электронами n-GaN. Показано, что восстановление исходных свойств облученного материала имеет место в интервале температур 100–1000°C с основной стадией отжига радиационных дефектов вблизи 400°C. Для образцов с $n=2 \cdot 10^{17}$ см⁻³ в этом интервале обнаружена стадия обратного отжига.



Зависимость удельного электрического сопротивления эпитаксиальной пленки GaN от дозы электронного облучения (а) и температуры отжига (б) для образцов с различной исходной концентрацией носителей заряда n , [см⁻³]: 1 – $2 \cdot 10^{17}$, 2 – $2 \cdot 10^{18}$;

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

Литература

1. В.Н. Брудный, С.С. Веревкин, А.В. Говорков, В.С. Ермаков, Н.Г. Колин, А.В. Корулин, А.Я. Поляков, Н.Б. Смирнов. Электронные свойства и глубокие ловушки облученного электронами n-GaN. *ФТП*, **том 46**, вып. 4, с. 450-456 (2012).

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО И ГАММА ОБЛУЧЕНИЯ НА GaN НЕМТ-ТРАНЗИСТОРЫ

Н.В. Басаргина, И.В. Ворожцова, С.М. Дубровских, О.В. Ткачёв, В.П. Шукайло
ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им.академ. Е.И.Забабахина», г.Снежинск, Россия (dep@vniitf.ru)

В работе исследовали влияние стационарного гамма и импульсного гамма-нейтронного облучения на выходные характеристики НЕМТ-транзистора на основе GaN (CGH40010 производства компании Cree (США)).

При облучении транзистора на изотопном источнике Co^{60} обнаружен эффект увеличения крутизны сток-затворной характеристики, при дозе ≈ 3 МР увеличение составило $\approx 8\%$. При дальнейшем облучении характеристика стремится к первоначальной.

При гамма-нейтронном облучении исследование сток-затворных характеристик транзистора производили непосредственно в момент воздействия. Параметры импульса воздействия составляли: экспозиционная доза ≈ 25 кР, флюенс нейтронов $\approx 1 \cdot 10^{14}$ см^{-2} , длительность импульса ≈ 100 мкс. Воздействие излучения ядерного реактора приводит к параллельному сдвигу сток-затворной характеристики в область больших напряжений. Максимальный сдвиг наблюдается при низких (азотных) температурах и составляет $\approx 0,5$ В. Время релаксации эффекта увеличивается при охлаждении образца и составляет десятки миллисекунд.

Необратимые изменения характеристик транзистора при облучении нейтронами до уровня $3 \cdot 10^{14}$ см^{-2} не выявлены.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ GaAs

Н.В. Басаргина, И.В. Ворожцова, С.М. Дубровских, О.В. Ткачев, В.П. Шукайло
ФГУП РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина, г.Снежинск, Россия,
(dep5@vniitf.ru)

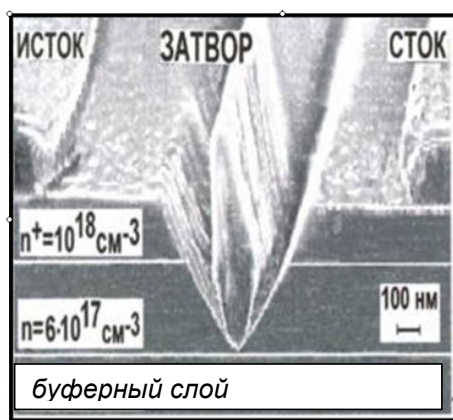


Рис.1. Изображение исследуемых транзисторов Шоттки

При воздействии ионизирующего излучения в объеме полупроводника возникают первичные радиационные дефекты. Характерное время их образования 10^{-15} - 10^{-12} с. Следующая стадия радиационного процесса – эволюция первичных радиационных дефектов. Радиационные дефекты могут рекомбинировать, локализоваться или объединяться друг с другом или с дефектами, существующими до облучения. Характерные времена этих процессов лежат в диапазоне от наносекунд до нескольких лет.

Для понимания механизмов дефектообразования, необходимы динамические измерения от момента облучения до времён стабилизации дефектов. В данной работе опробован дистанционный метод исследования эволюции радиационных дефектов в полупроводниках непосредственно

после облучения. Метод основан на функциональной связи между глубиной залегания дефектных уровней в запрещённой зоне полупроводника и релаксационными процессами неравновесных носителей.

Объектом исследования являлись GaAs полевые транзисторы Шоттки [1]. На рис.1. показана структура транзистора. В данных образцах исследовали релаксационные процессы фототока, при возбуждении образца коротким импульсом света. В качестве источника фотонов использовали GaN светодиод производства РФЯЦ-ВНИИТФ с длиной волны 465 нм. Выбор светодиода был обусловлен слабой зависимостью выходных характеристик GaN светодиодов от температуры и радиационного облучения [2]. Также энергии фотонов GaN светодиода достаточно для возбуждения неравновесных носителей заряда в арсениде галлия. Облучение производили на реакторе ЭБР-Л [3].

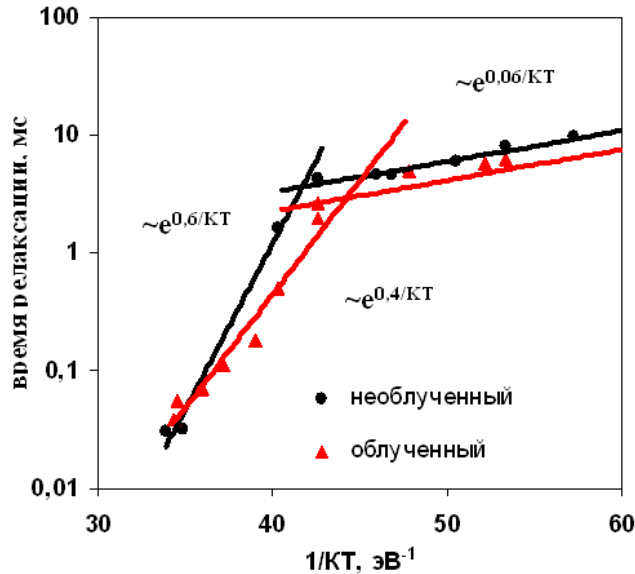


Рис.2. Зависимость длительности релаксации фототока транзистора от температуры до и после облучения нейтронами

На рис.2 представлена зависимость длительности релаксации фототока от температуры в диапазоне $(-80...+70)^\circ\text{C}$, полученная до облучения образца и после воздействия нейтронов флюенсом $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$.

В данном диапазоне температур, у необлучённого образца четко проявляют себя уровни с глубиной залегания ловушек $\sim 0,6$ и $\sim 0,06$ эВ. При облучении флюенсом нейтронов $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ зависимость времени релаксации фототока от температуры претерпевает существенные изменения в области высоких температур. После облучения, в области высоких температур сильнее проявляется уровень с энергией активации $\sim 0,4$ эВ.

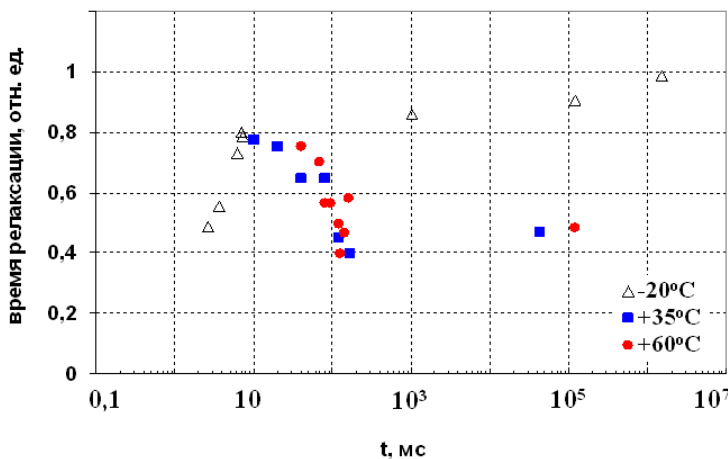


Рис.3. Временной ход относительного изменения длительности релаксации фототока после импульса реактора. Флюенс нейтронов $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$

Из рис.2 следует, что при проведении экспериментов при температуре выше $+20^\circ\text{C}$ можно отследить эволюцию дефектов, ответственных за глубокие уровни. При температурах ниже -20°C можно получить информацию о дефектах, ответственных за мелкие уровни.

На рис.3 представлен временной ход относительного изменения длительности релаксации фототока, после импульса реактора. Отметка времени 0,1 мс соответствует окончанию реакторного импульса. Эксперименты были проведены при разных температурах: -20°C , $+35^\circ\text{C}$

и $+60^\circ\text{C}$.

Измерения, проведенные при температуре $+60^\circ\text{C}$, показывают, что процесс

формирования дефектов, ответственных за глубокие уровни, носит долговременный характер ~200 мс. Измерения при температуре -20°C показывают, что мелкие ловушки, образованные облучением, практически исчезают в течение 10 мс после импульса воздействия. Возможно, дефекты, ответственные за мелкие ловушки, участвуют в образовании комплексов, ответственных за глубокие уровни.

Литература

1. Оболенский С.В., Китаев М.А. *Письма в ЖТФ* **31** (20), (2005).
2. Шукайло В.П., Ткачѳв О.В., Дубровских С.М. и др. *Сборник докладов IX Междотраслевой конференции по радиационной стойкости*. г.Снежинск. Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 92 (2010).
3. Крыжановский В.А., Магда Э.П., Бочков А.В. *ВАНТ, серия Физика ядерных реакторов*, вып. **1,2**, 28 (2003).

СТРУКТУРА, МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛУМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Co_2CrAl , Co_2CrGa , $\text{Co}_2\text{Cr}_{1-x}\text{Fe}_x\text{Al}$ И Fe_2NbSn

В.В. Марченков¹, Н.А. Виглин¹, Н.И. Коуров¹, К.А. Белозерова¹, Е.П. Платонов¹,
С.М. Емельянова¹, Е.Б. Марченкова¹, Е.И. Патраков¹, М.А. Миляев¹, Т.В. Кузнецова¹,
Е.И. Шредер¹, В.П. Дякина¹, Н.W. Weber², М. Eisterer²

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (march@imp.uran.ru)*

²*Atominstitut, Vienna University of Technology, Vienna, Austria*

Синтез и исследование свойств сплавов Гейслера, особенно тех из них, которые находятся в состоянии полуметаллического ферромагнетизма [1], представляет повышенный интерес. Одной из основных особенностей этих материалов является наличие энергетической щели на уровне Ферми в одной из спиновых подзон и полуметаллический характер плотности состояний в другой. Это может приводить к 100% спиновой поляризации носителей заряда, а такие материалы могут быть весьма перспективными для их использования в устройствах спинтроники [2-4].

Полуметаллическое ферромагнитное состояние было предсказано для таких сплавов Гейслера как Co_2CrAl , Co_2CrGa , $\text{Co}_2\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}\text{Al}$ и Fe_2NbSn . Учитывая, что свойства объемных (литых), подвергнутых различным обработкам и «размерных» (тонкие пленки) сплавов могут существенно различаться, мы приготовили вышеупомянутые сплавы Гейслера и исследовали их структуру, магнитные и электронные свойства. Образцы представляли собой как объемные (литые) и подвергнутые интенсивной деформации кручением, так и «размерные» (пленочные) объекты.

Была изучена структура, магнитные, оптические, электрические и гальваномагнитные свойства этих сплавов в интервале температур от 4.2 до 300К и в магнитных полях до 10 Т. Показано, что литые сплавы имеют структуру $L2_1$, которая сохраняется и после интенсивной деформации кручением. В пленках сплавов $\text{Co}_2\text{Cr}_{0.6}\text{Fe}_{0.4}\text{Al}$ и Fe_2NbSn , полученных магнетронным распылением и отожженных, также возникает кристаллическая структура. Полученные экспериментальные результаты обсуждаются в рамках существующих представлений о полуметаллических ферромагнетиках и свидетельствуют о том, что во всех исследованных сплавах наблюдается полуметаллическое ферромагнитное состояние.

Работа выполнена при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-Т-2-1011, гранта РФФИ 12-02-00271 и научной школы НШ № 6172.2012.2.

Литература

1. Ирхин В.Ю., Кацнельсон М.И., *УФН* **164**, 705 (1994)
2. Zutic I. et al., Spintronics: Fundamentals and applications // *Rev. Mod. Phys.* **76**, p.323 (2004)
3. Zabel H. and Bader S. D. (Eds.). *Magnetic Heterostructures* (Springer) 2008
4. Zabel H., Progress in Spintronics // *Superlattices and Microstructures* **46**, 541 (2009)

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИ- И МОНОКРИСТАЛЛОВ $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ ДО И ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

И.В. Медведева¹, В.В. Марченков¹, С.В. Наумов¹, К.А. Белозерова¹, Е.Б. Марченкова¹,
Т.В. Дьячкова², А.П. Тютюнник², Ю.Г. Зайнулин², С.Р. Yang³, S.S. Chen³, К. Вагнер⁴,
Е.П. Платонов¹, С.М. Емельянова¹

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

²Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Faculty of Physics and Electronic Technology, Hubei University, Wuhan, China

⁴Institute of Physics, University of Goettingen, Goettingen, Germany

Эффект колоссального магнитосопротивления в манганитах со структурой перовскита $\text{R}_{1-x}\text{D}_x\text{MnO}_3$ (R - редкоземельный элемент, D - щелочноземельный элемент) изучался и изучается очень интенсивно в связи с возможным практическим применением. При этом проводимые исследования концентрируются в основном на изучении влияния магнитного поля на величину сопротивления, в то время как влияние электрического поля на сопротивление, т.е. электрорезистивный эффект [1], в этих системах исследовано не достаточно полно.

В работах по изучению электрорезистивного эффекта было показано, что его величина может очень сильно зависеть от дефектов кристаллической решетки и особенностей микроструктуры, которые можно целенаправленно создавать и изменять методами термобарической обработки (ТБО). В частности, в [2] было показано, что величина электрорезистивного эффекта в поликристаллах $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ очень сильно зависит от особенностей их микроструктуры, которые можно создавать и регулировать уникальным методом термообработки в условиях сжатия под высоким давлением. Это проявляется в очень сильной зависимости электросопротивления от величины пропускаемого через образец электрического тока.

В данной работе мы изучали электросопротивление моно- и поликристаллических образцов $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$, до и после ТБО с квазигидростатическим давлением 9 ГПа и отжигом при температуре до 1200К в течение 5-10 мин с последующей закалкой при 300К и 80К. Было обнаружено существенное изменение вида температурных зависимостей электросопротивления образцов, подвергнутых ТБО. Так для поликристаллов величина сопротивления увеличилась на два порядка, а температура перехода металл – изолятор (T_{MI}) уменьшилась почти на 100 К. Температура T_{MI} для монокристалла $\text{Nd}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ после ТБО также уменьшилась, но не так сильно – лишь на 20К, а величина

электросопротивления возросла менее чем в два раза. Кроме того, были обнаружены нелинейные вольт-амперные характеристики, наиболее сильно проявляющиеся в поликристаллах, подвергнутых ТБО.

Работа выполнена при частичной поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-У-2-1036 и научной школы НШ № 6172.2012.2.

Литература

1. Yang C.P., Chen S.S., Zhou Z.H., Xu L.F, Wang H., Fu J.H., Morchshakov V., Baerner K., *J. Appl. Phys.* **101**, 063909-1-4 (2007)

2. Medvedeva I.V., Dyachkova T.V., Tyutyunnik A.P., Zaynulin Yu.G., Marchenkov V.V., Marchenkova E.B., Fomina K.A., Yang C.P., Chen S.S., Baerner K.. Electroresistive and magnetoresistive properties of Nd_{0.7}Sr_{0.3}MnO₃ after quenching under pressure of 9 GPa. *Physica B* **407**, 153 (2012)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОРАДИАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И МОРФОЛОГИЮ ПРИМЕСНО-ДЕФЕКТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ В ЛЕГИРОВАННОМ КРЕМНИИ

Ш. Махкамов, М. Каримов, Н.А. Турсунов, А.Р. Сагдиев, М.Н. Эрдонов, Х.М. Холмедов,
Ш.А. Муминова

Институт ядерной физики АН РУз, Ташкент, Узбекистан (natur@inp.uz)

Модификация свойств монокристаллического кремния, основанного на использовании процесса легирования полупроводниковых матриц примесями, создающими глубокие донорные и акцепторные уровни в запрещенную зону кремния, является одним из широко применяемых технологических методов в современной твердотельной электронике. Успешное использование легированного кремния определяется выбором легирующей примеси, оптимизацией их концентрации и способа легирования. Однако в процессе легирования в объеме материала наряду центрами с глубокими уровнями формируются микродефекты, скопления примесных атомов в виде преципитатов, дефектные комплексы, вводимыми при терморadiационных воздействиях, и др., которые существенным образом могут повлиять на их свойства.

В связи с этим в работе электрическими и структурными методами изучены структура и морфология примесно-дефектных композиций в кремнии, легированном примесью меди и палладия до и после терморadiационного воздействия.

Для исследования использовались монокристаллы кремния n- и p-типа проводимости с удельными сопротивлениями 5÷100 Ом·см. Легирование кремния, исследуемыми примесями, осуществлялось термодиффузионным методом в интервале температур 1000 ÷ 1280°C в течение 0,5 ÷ 5 часов с последующим медленным (со скоростью ~5 град/мин) и быстрым (со скоростью ~250 град/мин) охлаждением. Для учета влияния термической обработки, а также неконтролируемых примесей, параллельно при идентичных условиях проводился отжиг контрольных образцов, не содержащих Cu и Ni. Облучение проводилось нейтронами реактора до флюенсов $3 \cdot 10^{18}$ см⁻². Изучение типа, структуры и морфологии дефектных состояний осуществлялась на модернизированном инфракрасном микроскопе МИК-1.

На основании проведенных исследований показано, что в контрольных образцах наблюдается тенденция роста плотности и размеров дислокационных ямок травления с

повышением скорости охлаждения, а на проходящем свете наблюдаются микродефекты, имеющие овальную и кругловатую форму со слоистым распределением, при этом размеры ядра дефектов не превышают ~10 мкм.

В легированных медью образцах при медленном охлаждении размеры дислокаций уменьшаются, а в резко охлажденных образцах в результате скольжения дислокаций происходит их слияние с образованием дислокационных много лепестковых розеток и трубок. В случае Si<B,Pd> при резком охлаждении наблюдается движение дислокаций и слиянию их к образовавшемуся дислокационному ядру.

В резко охлажденных образцах Si<B,Cu> после облучения флюенсами нейтронов $3 \cdot 10^{18}$ см⁻² с последующим отжигом при 800°C в течение 30 мин происходит спаривание дислокаций и образование трех лепестковых, расположенных друг от друга на 120°, дислокационных розеток.

На основе полученных результатов предложен механизм формирования низкоразмерных композиций с участием примесных и радиационных дефектов и типы квазихимических реакций, протекающих в легированном кремнии при термо-радиационной обработке.

Работа выполнена в рамках гранта Ф2-ФА-Ф121 Комитета по координации развития науки и технологий при Кабинете Министров РУз.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ЛЕГИРОВАННОГО КРЕМНИЯ

Ш. Махкамов, М. Каримов, Н.А. Турсунов, А.Р. Саттиев, М.Н. Эрдонов, Х.М. Холмедов,
Ш.А. Муминова

Институт ядерной физики АН РУз, Ташкент, Узбекистан (natur@inp.uz)

При производстве кремниевых приборов предъявляются жесткие требования к механической прочности кремния, поскольку многие технологические операции связаны с контактным воздействием.

В данной работе изучены процессы формирования примесно-дефектных комплексов в кремнии, легированном примесями меди, никеля и палладия и влияния терморadiационной обработки на прочностные параметры легированного кремния.

Для исследования использовались монокристаллические образцы кремния n- и p-типа проводимости, выращенные методом Чохральского с удельными сопротивлениями $1 \div 100$ Ом·см, плотностью дислокаций $\sim 10^4$ см⁻². Легирование пластин кремния исследуемыми примесями производилось термодиффузионным методом в интервале температур $1000 \div 1280^\circ\text{C}$ в течение $5 \div 10$ часов с последующей различной скоростью охлаждения.

Облучение проводилось нейтронами реактора ВВР-СМ до флюенсов $3 \cdot 10^{19}$ см⁻². Изучение типа и структуры дефектных состояний осуществлялось на модернизированном инфракрасном микроскопе МИК-1. Тестирование микротвердости по Виккерсу на плоскости (111) осуществлялось на микротвердомере ПМТ-3. Нагрузка на индентор составляло 1 Н, время нагружения 10 с.

На основании проведенных исследований, обнаружено, что во всех образцах наблюдается тенденция роста плотности дислокационных ямок травления с повышением скорости охлаждения. При этом их плотность и размеры в легированных образцах гораздо

больше, чем в контрольных. Обнаруженные различия, возможно, обусловлены осаждением примеси Cu и Pd на дислокациях.

Исследованиями прочностных параметров кремния, легированного примесями Cu, Ni и Pd, установлен характер влияния примесного состава на микротвердость кремния. Показано, что примеси Cu, Ni и Pd приводит к разупрочнению (вследствие различия ковалентных радиусов) монокристаллов кремния. При этом обнаружено, что преципитация кислорода подавляет процесс упрочнения, вследствие взаимодействия диффундирующих атомов Cu, Ni и Pd с кислородом и захвата их растущими преципитатами. Установлено, что вклад в упрочнение легированного кремния вносят также дислокации, генерируемые полями упругих напряжений, создаваемыми этими примесями.

Проведенные исследования влияние нейтронного облучения на изменение микротвердости кремния, легированного Cu, Ni и Pd обнаружено, что с увеличением концентрации исследованных примесей микротвердость облученного монокристаллического кремния снижается, т.е. легирование кремния исследуемыми примесями подавляет эффект радиационного упрочнения кремния.

Работа выполнена в рамках гранта Ф2-ФА-Ф121 Комитета по координации развития науки и технологий при Кабинете Министров РУз.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ И ГИСТЕРЕЗИС МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО (La_{0.5}Eu_{0.5})_{0.7}Pb_{0.3}MnO₃

К.А. Шайхутдинов, С.И. Попков, Д.А. Балаев, С.В. Семенов, А.А. Дубровский,
К.А. Саблина, Н.В. Сапронова, Н.В. Волков

**Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, г. Красноярск, Россия
(smp@iph.krasn.ru)*

Проведено подробное исследование низкотемпературного поведения температурных зависимостей электросопротивления $R(T)$ и магнитосопротивления $R(H)$ поликристаллического замещенного манганита лантана (La_{0.5}Eu_{0.5})_{0.7}Pb_{0.3}MnO₃. Обнаружен широкий гистерезис зависимостей $R(H)$ в области низких температур. При температурах, выше 40 К гистерезисной особенности не наблюдается. Данная температура ($T = 40$ К) совпадает с температурой минимума электросопротивления, а также с температурой T_N магнитного фазового перехода антиферромагнетик - парамагнетик. Предложена модель, объясняющая наблюдаемые особенности $R(T)$ и $R(H)$ при температурах ниже T_N туннелированием носителей тока в сети контактов ферромагнитный металл – антиферромагнитный диэлектрик – ферромагнитный металл [1].

Литература

1. K.A. Shaykhutdinov K.A., Popkov S.I., Semenov S.V., Balaev D.A., Dubrovskiy A.A., Sablina K.A., Sapronova N.V. and Volkov N.V. Low-temperature resistance and magnetoresistance hysteresis in polycrystalline (La_{0.5}Eu_{0.5})_{0.7}Pb_{0.3}MnO₃ // *JOURNAL OF APPLIED PHYSICS*.- 2011.- **v.109**.- p.053711.



V. Радиационные технологии создания материалов

Секция включена в Программу Семинара с целью ознакомить участников с последними разработками в области радиационного материаловедения по методам получения новых функциональных материалов, в том числе обладающих наноструктурой. Будут представлены работы по созданию наноструктур методом радиационного модифицирования, в частности, с помощью ионной имплантации, а также ударноволнового воздействия.

ЭРОЗИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ МОЩНЫХ ПУЧКОВ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ

Г.А. Блейхер, В.П. Кривобоков

Физико-технический институт Томского политехнического университета, г. Томск, Россия (bga@tpu.ru)

Экспериментальные и теоретические исследования последнего времени показали, что пучки заряженных частиц с плотностью мощности, превышающей $10^5..10^7$ Вт/см², и начальной энергией частиц 10..1000 кэВ способны создавать интенсивную эрозию на поверхности твердого тела, природа которой принципиально отличается от природы столкновительного распыления, создаваемого слаботочными ионными пучками. Здесь удаление вещества с облучаемой поверхности создается за счет сильного радиационного разогрева, приводящего к возникновению фазовых превращений, в том числе и испарения.

Особый интерес представляют такие режимы облучения, при которых основная доля энергии пучка, введенной в вещество, расходуется на испарение. Поэтому исследовано действие на вещество ионных и электронных пучков нано- и микросекундной длительности, а также остросфокусированных сканирующих пучков, длительность прохождения которых вдоль любой элементарной площадки на поверхности не превышает нескольких десятков-сотен микросекунд.

Разработан комплекс математических моделей, в основу которых заложено представление о том, что эрозия поверхности происходит преимущественно за счет испарения. Получены закономерности эрозии, главным образом на примере металлов, в зависимости от различных параметров пучков и свойств мишеней. В качестве основных характеристик удаления вещества с облучаемой поверхности рассмотрены коэффициент эрозии, доля энергии пучка, расходуемая на эрозию, величина энергии пучка, приходящейся на один атом, удаленный с поверхности мишени.

Изучена роль природы частиц, их начальной энергии, плотности мощности и плотности энергии пучков, длительности воздействия и др. Выявлены теплофизические свойства облучаемых веществ, оказывающие наибольшее влияние на интенсивность эрозии. Рассмотрены особенности эрозии поверхности мишеней, представляющих собой многослойные композиции.

Полученные результаты позволили сравнить и систематизировать пучки по их способности производить эрозию поверхности различных материалов. Они дают понимание того, в каких диапазонах параметров облучения удаление вещества происходит с наибольшей интенсивностью и энергоэффективностью.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ МАРГАНЦА С РАЗЛИЧНОЙ ЭНЕРГИЕЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ, ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

П.В. Быков, В.Л. Воробьев, В.Я. Баянкин

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

В начале прошлого века было показано, что состояние поверхности – наличие царапин, надразов, следов обработки и т.п., а также топология и состав поверхности, определяет

многие свойства твердых тел, начиная от их внешнего вида и заканчивая прочностными характеристиками. Модифицирование поверхностного слоя приводит к изменению свойств металлических материалов. На сегодняшний день разработаны сотни способов обработки поверхности: термомеханические, химические, и т.д. Одним из методов, активно развивающимся в последнее десятилетие, является ионно-лучевое легирование. Целенаправленно выбирая атомы легирующей примеси и режимы облучения, с помощью метода ионной имплантации можно обеспечить широкую гамму полезных свойств поверхностных слоев материалов: повышение предела прочности, текучести, ударной вязкости, трещиностойкости, коррозионной, износостойкости и т.п. [1, 2]. По сравнению с традиционными методами химико-термической обработки, ионная имплантация позволяет в десятки раз сократить время и резко понизить температуру обработки, производить селективную обработку отдельных участков детали.

Ранее нами был выполнен цикл работ по исследованию влияния облучения ионами марганца в диапазоне доз $2 \cdot 10^{16} - 10^{17}$ ион/см² [3] и плотностей тока $10 - 50$ мкА/см² [4] на формирование состава поверхностных слоев, морфологии поверхности и изменение механических свойств углеродистой стали Ст3.

В данной работе исследовано влияние облучения ионами марганца в диапазоне энергий $10 - 40$ кэВ дозой $5 \cdot 10^{16}$ ион/см² и плотностью тока 10 мкА/см² на морфологию поверхности, структуру и состав поверхностных слоев углеродистой стали Ст3. Выявлены изменения усталостной прочности, износостойкости и микротвердости поверхностных слоев углеродистой стали в зависимости от энергии ионов марганца. Обсуждаются закономерности формирования элементного и структурно-фазового состояния поверхностных слоев, а также морфологии поверхности с изменением энергии облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума РАН №12-П-2-1040 и гранта РФФИ №11-08-00559.

Литература

1. Шулов В.А., Ночовная Н.А., Рябчиков А.И., Пайкин А.Г. *ФизХОМ*. (4) 17 (2004)
2. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П. *Трение и износ*. 23, (5) 529 (2002)
3. Быков П.В., Воробьев В.Л., Орлова Н.А., Баянкин В.Я., Гриценко Б.П., Шаркеев Ю.П., Кашин О.А. *ФизХОМ*. (1) 38 (2009)
4. Быков П.В., Воробьев В.Л., Баянкин В.Я., Коршунов С.Н. *МиТОМ*. (6) 48 (2011)

РАДИАЦИОННО-АМОРФИЗОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ $R_2Fe_{14}V$ ($R=Nd, Er$)

Э.З. Валиев¹, А.Е. Теплых¹, Ю.Г. Чукалкин¹, С.Г. Богданов¹, Н.В. Кудреватых²,
А.Н. Пирогов¹

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (valiev@imp.uran.ru)

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

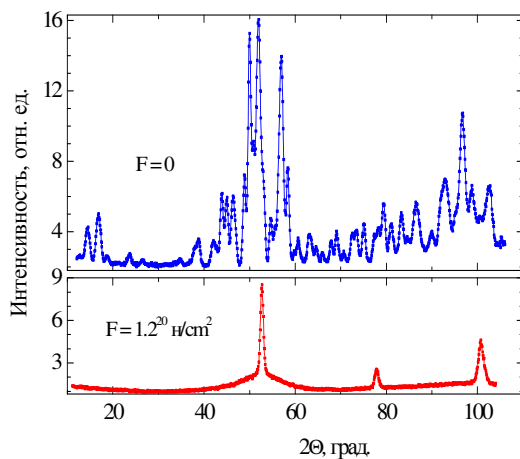
Постоянные магниты на основе фазы $Nd_2Fe_{14}V$ имеют рекордные характеристики максимального энергетического произведения. В тоже же время, простые оценки показывают, что их удельная намагниченность не выше удельной намагниченности железа, а их коэрцитивная сила значительно ниже поля анизотропии. Одна из идей увеличения намагниченности и коэрцитивной силы этих магнитов – это создание композитных магнитов, состоящих из обменносвязанных магнитотвердой (кристаллической) и магнитомягкой (аморфной) фаз. Поэтому, достижение аморфного

состояния $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ фазы, изучение ее структурного состояния и магнитных свойств представляет несомненный научный и практический интерес. В современном производстве постоянных магнитов используются быстрозакаленные сплавы Nd-Fe-V. Процесс получения быстрозакаленного сплава состоит в охлаждении расплава на поверхности быстровращающегося колеса ($V_{\text{лин}} \approx 40$ м/сек).

В данной работе впервые достигнуто аморфное состояние быстрозакаленных сплавов $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ и $\text{Er}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ и изучены их основные магнитные свойства.

Аморфное состояние получено облучением быстрыми нейтронами флюенсом $1.2 \cdot 10^{20}$ н/см². Нейтронографические измерения выполнены на дифрактометрах Д-2 и Д-3, использовались длины волн нейтронов $\lambda = 1.8$ и 2.4 Å (реактор ИВВ-2М, Заречный, Россия).

На рис. 1 представлены нейтронограммы исходного (вверху) и радиационно-аморфизованного (внизу) состояний быстрозакаленного сплава Nd-Fe-V. Видно, что рефлексы, происходящие от ядерного и магнитного когерентного рассеяния нейтронов на исходной фазе $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$, исчезли, вместо них присутствуют на нижнем рисунке лишь отражения с большой полушириной, т.е. нет дальнего порядка ни в ядерной ни в магнитной подсистемах. Три рефлекса с линиями малой полуширины на нижней нейтронограмме обусловлены когерентным рассеянием нейтронов на α -фазе Fe.



Проведенные нами измерения основных магнитных свойств фаз $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ и $\text{Er}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ в аморфизованном состоянии показали, что намагниченность насыщения и температура Кюри фазы $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ почти не изменяется по сравнению с таковыми в кристаллическом состоянии, но, коэрцитивная сила уменьшается, практически, до нуля; исчезают эффекты магнитной ненасыщаемости в области низких полей. Тогда, если частицы аморфной фазы будут обменно-связанными с кристаллической фазой, то они будут полностью ориентированы вдоль направления обменного поля, что будет сопровождаться ростом намагниченности.

В случае сплава $\text{Er}_2\text{Fe}_{14}\text{V}$ наблюдается сильное (более, чем на 200 К) уменьшение температуры Кюри, что приводит к соответственному понижению (в два раза) намагниченности при комнатной температуре.

Работа частично финансирована проектом РФФИ 12-02-12065-ОФИ_М.

ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ДОЗЫ ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ ХРОМА

В.Л. Воробьев¹, П.В. Быков¹, В.Я. Баянкин¹, О.А. Буреев²

¹Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (Vasily.L.84@mail.ru)

²Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Эксплуатационные характеристики металлов и сплавов, к числу которых относится усталостная прочность, износостойкость, коррозионная и эрозионная стойкость,

трещиностойкость в условиях коррозионной усталости и ряд других свойств, определяются структурно-фазовым состоянием поверхностных слоев. Соответственно, эксплуатационные свойства металлов и сплавов можно значительно улучшить посредством поверхностной модификации. Представляется перспективным использование в качестве метода поверхностной обработки – имплантационного метода [1, 2]. Данный метод позволяет в десятки раз сократить время и температуру воздействия на материал, производить селективную обработку отдельных участков детали, а также имеется возможность автоматизировать процесс обработки. Кроме того, поверхностное упрочнение низколегированных углеродистых сталей – одно из направлений в современном машиностроении. Несмотря на многочисленные исследования в этом направлении многие фундаментальные и технические вопросы, относящиеся к эксплуатационным обработкам металлов и сплавов остаются неразработанными ввиду многообразия факторов, влияющих на изменение структуры и свойств при обработке ионным пучком. А в зависимости от режимов воздействия могут быть получены, как позитивные, так и негативные эффекты воздействия на свойства материалов. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование влияния дозы импульсного облучения ионами хрома на изменение механических свойств углеродистой стали Ст3.

Импульсное облучение ионами хрома производили с энергией 30 кэВ, плотностью тока в импульсе $0,8 \text{ мА/см}^2$, частотой следования импульсов 25 Гц, длительностью импульса 0,4 мс. Доза облучения варьировалась от 10^{16} до $5 \cdot 10^{17}$ ион/см². Выявлены изменения усталостной прочности и твердости поверхностных слоев углеродистой стали в зависимости от дозы импульсного облучения. Обсуждаются закономерности формирования элементного и структурно-фазового состояния поверхностных слоев, а также морфологии поверхности с возрастанием дозы облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программ Президиума РАН (№12-П-2-1040 и №12-П-2-1013) и гранта РФФИ (№11-08-00559).

Литература

1. Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П. Закономерности и механизмы износа феррито-перлитной стали, имплантированной ионами молибдена // *Трение и износ*. 2002. **Т. 23**. № 5. С. 529–536;
2. Шулов В.А. и др. Усталостная прочность металлов и сплавов, подвергнутых ионно-лучевой обработке // *Физика и химия обработки материалов*, 2004, №4, С. 17 – 26.

ИОННЫЙ СИНТЕЗ КРЕМНИЕВЫХ НАНОСТРУКТУР

Н.Н. Герасименко

Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Москва, Зеленоград, Россия
(rmta@miee.ru)

Настоящий доклад состоит из трех частей, в которых представлены собственные новые и ранее опубликованные результаты работ, содержащие выводы по синтезу, свойствам и физическим моделям формирования наноструктур, полученных имплантацией ионов в кремниевые подложки.

1. Свойства самоорганизованных SiGe квантовых точек, сформированных ионной имплантацией ионов Ge в кремний, изучены при помощи СЭМ, АСМ и Оже-спектроскопии. Установлено, что пространственно упорядоченное распределение атомов Ge наблюдается в имплантированных слоях кремния после отжига. В результате отжига формируются наноразмерные области, обогащенные германием, в которых концентрация

Ge на 10–12% выше, чем в окружающей матрице твердого раствора SiGe. Оптические свойства слоев SiGe квантовых точек исследованы методами комбинационного рассеяния света и низкотемпературной фотолюминесценции. Интенсивный пик фотолюминесценции наблюдается в области длин волн 1,54–1,58 мкм при комнатной температуре [1].

2. Новым результатом является наблюдение формирования наноструктур при импульсной имплантации ионов рения в кремний. Профиль пространственного распределения кластеров коррелирует с профилем имплантации ионов Re (максимум данного распределения совпадает с R_p). Электронным Оже-зондом исследован элементный состав сформированных нанокластеров, в которых зафиксировано их обогащение атомами Re. Атомные концентрации Si и Re внутри кластеров и за их пределами находятся в зависимости от условий имплантации. Установлено, что увеличение частоты импульсов ионного пучка приводит к увеличению концентрации кластеров при той же дозе имплантации. Другие параметры формирующихся кластеров (фазовый состав, размер и т.д.) также зависят от условий имплантации. С учетом ранее опубликованных результатов синтеза наноструктур ионными пучками представлена модель процесса формирования нанокластеров [2].

3. Представлены результаты исследования травления фокусированным ионным пучком монокристаллического кремния с формированием наноразмерного рельефа на поверхности. Наблюдается появление периодических кольцевых ребер на стенках кратеров травления ионным пучком Ga. Формирование наблюдаемых периодических структур находится в зависимости от параметров ионного пучка. Предложено объяснение данного явления на основе эффекта радиационной пластичности [3].

Литература

1. Ю.Н. Пархоменко и др. *ФТП*. 2004. **Т. 38**, вып. 5. С. 593–597.
2. Т. Kulevoy, et al. *Rev. Sci. Instrum.* 2012. **Vol. 83**. P. 02B913.
3. Н.Н. Герасименко и др. *Письма в ЖТФ*. 2010. **Т. 36**, вып. 21. С. 38–45.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ФОЛЬГ $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$

А.В. Жихарев¹, И.Н. Климова¹, В.Я. Баянкин¹, Е.В. Харанжевский²
¹Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск (less@fti.udm.ru)
²Удмуртский государственный университет, г. Ижевск (eh@udsu.ru)

Цель данной работы состоит в изучении влияния расфокусированного лазерного облучения на процессы массопереноса в поверхностных слоях неравновесных фольг $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$ с напыленным на одну сторону Al в зависимости от числа импульсов лазера.

Для решения поставленной задачи были привлечены методы рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), атомной силовой микроскопии (АСМ), измерения микротвердости материалов. Лазерное воздействие на образцы осуществлялась оптоволоконным иттербиевым лазером LDesigner.

В результате проведенных исследований установлено, что после облучения фольг происходит изменение химического состава поверхностных слоев фольг (рис.1) и микротвердости облучаемой поверхности фольги (рис.2). Данные АСМ продемонстрировали, что рельеф поверхности фольг на макро- и микроуровне в зоне

облучения не изменился. Расчет температуры в облученной области показал, что термическое влияние в зоне облучения было не значительным для возникновения термодиффузионного механизма массопереноса элементов системы. Следовательно, можно полагать, что в данном случае изменение поверхностного состава фольг обусловлено волновым механизмом переноса элементов системы вследствие ударного воздействия лазера. Снижение микротвердости облученной стороны фольг может происходить вследствие увеличения внутренних напряжений и пластических деформаций облучаемой системы.

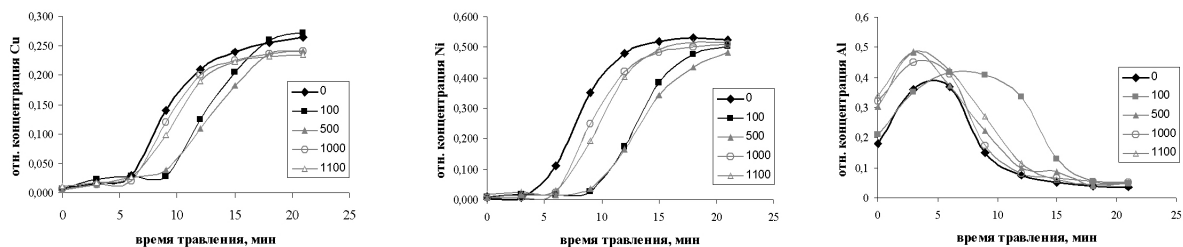


Рис. 1. Распределение соотношений концентраций элементов по глубине на облученной стороне системы $(\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50})+\text{Al}$ в зависимости от числа импульсов лазера

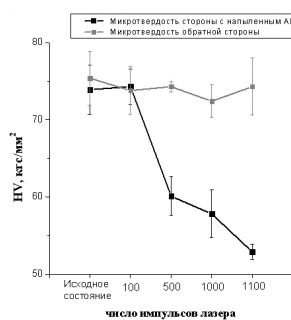


Рис. 2. Микротвердость фольг $(\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50})+\text{Al}$

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 10-02-96039_урал).

СТРУКТУРА ПЛАКИРОВОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ КОРПУСОВ АТОМНЫХ ЛЕДОКОЛОВ

Н.В. Катаева¹, В.В. Сагарадзе¹, С.Ю. Мушникова², Г.Ю. Калинин²

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

²ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург

Применение плакировочных покрытий из нержавеющей аустенитных сталей является наиболее технологически выгодным решением проблемы повышения сопротивления среднелегированной корпусной стали окислению и коррозии.

Для исследования были выбраны плакировочные покрытия, полученные разными технологическими способами: взрывом, взрывом + прокаткой, наплавкой, наплавкой + прокаткой. Проведено комплексное исследование (световая и электронная микроскопия, рентгеноспектральный анализ, дюрометрия) структуры и свойств как материала плакировочного слоя из азотистой аустенитной стали 04X20H6Г11M2АФБ, так и материала корпуса ледокола из стали АБ-2. Выявлено, что при таких технологических способах получения двухслойной стали как (наплавка + прокатка), (взрывное нагружение + прокатка при 1200°C) на границе контакта плакировочного слоя и материала подложки образуется тонкий слой, имеющий пластинчатую морфологию, характерную для

мартенситной или бейнитной структур. Толщина этого слоя составляет ~ 10 мкм. Анализ изменения содержания легирующих элементов показал, что в зоне контакта с материалом подложки происходит обеднение по хрому, марганцу, никелю по сравнению с материалом плакировки (сталь 04X20H6Г11М2АФБ). Это является причиной образования мартенсита, появление которого сопровождается возникновением больших внутренних напряжений.

При многослойной наплавке корпусной стали, в виду многократного воздействия термических циклов, зона термического влияния изменяется. После каждого цикла ранее наплавленный металл подвергается дополнительному отпуску, что приводит не только к изменению в структуре, но и к увеличению размеров зоны термического влияния.

Работа выполнена по теме «Структура» с частичной финансовой поддержкой по проектам УрО РАН 12-2-018-ПРО и 12-2-2-006-Арктика.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО СПЛАВА 1960 (Al-Zn-Mg-Cu) В ХОДЕ ОБЛУЧЕНИЯ УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ Ar⁺

Н.В. Гущина¹, А.А. Клепикова¹, С.М. Можаровский¹, В.В. Овчинников¹, Ф.Ф. Махинько¹,
Л.И. Кайгородова²

¹*Институт электрофизики, УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (viae05@rambler.ru)*

²*Институт физики металлов, УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*

Изучено влияние облучения ионами Ar⁺ с энергией 40 кэВ на структурно-фазовое состояние горячедеформированного сплава 1960 системы Al-Zn-Mg-Cu.

Облучение образцов непрерывными пучками ионов Ar⁺ проводилось на установке для ионно-лучевой имплантации ИЛМ-1, оснащенной ионным источником ПУЛЬСАР-1М на основе тлеющего разряда с холодным полым катодом. При облучении варьировались доза облучения ($10^{15} - 10^{17} \text{ см}^{-2}$), плотность ионного тока составляла 400 мкА/см².

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, приготовленных из сечения, параллельного облучаемой поверхности, на расстоянии ~ 150 мкм от нее, позволило установить, что после горячей деформации, сплав 1960 имеет неоднородную субзеренную структуру с диаметром субзерен от 1 до 5 мкм. Внутри субзерен присутствуют плотные сплетения дислокаций и скопления хаотично распределенных интерметаллидов Al₇Cu₂Fe и Al₈Fe₂Si кристаллизационного происхождения в форме реек и пластин длиной до 1,5 мкм.

Облучение сплава низкими дозами ($2,5 \cdot 10^{15} - 10^{16} \text{ см}^{-2}$) ионов Ar⁺ способствует устранению неоднородности субзеренной структуры: возросла доля субзерен диаметром 3-5 мкм и они приобрели более равноосную форму. Уменьшилось количество избыточных фаз на субзеренных границах и снизилась плотность дислокаций. Одновременно с этим, уменьшились количество и размеры интерметаллидов Al₇Cu₂Fe и Al₈Fe₂Si, выделившихся в сплаве при кристаллизации и сохранившихся после деформации. Средняя длина этих частиц, в облученном образце не превышала 300 нм. Кроме того, в ходе ионного облучения в горячедеформированном сплаве произошел распад пересыщенного твердого раствора с образованием дисперсных частиц метастабильных $\theta''(\theta')$ (CuAl₂) и η' (MgZn₂) и стабильной η (MgZn₂) фазы диаметром менее 15-20 нм, а также частиц Т-фазы Al₄₉(Zn, Mg)₃₂ реечной формы длиной от 150 до 300 нм. Увеличение дозы облучения до $1,9 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ привело также к процессам растворения интерметаллидов Al₇Cu₂Fe и Al₈Fe₂Si кристаллизационного происхождения и распада твердого раствора с образованием $\theta''(\theta')$,

η' , η - фаз. Кроме того, обнаружено выделение грубых частиц стабильных тройных фаз T ($Al_{49}(Zn,Mg)_{32}$) и S (Al_2CuMg) в форме пластин и реек.

Таким образом, установлено, что при низких дозах облучения ускоренными ионами Ar^+ наблюдается улучшение структуры горячедеформированного сплава 1960: формирование более совершенной и равномерной субзеренной структуры по сравнению со структурой, наблюдаемой в исходном состоянии, а также растворение образовавшихся при кристаллизации грубых интерметаллидов Al_7Cu_2Fe и Al_8Fe_2Si и прослоек избыточных фаз по границам зерен. В результате обеспечивается увеличение пластичности сплава от 9% до 14 %.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-П-2-1061.

ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ В ИССЛЕДОВАНИЯХ ФОЛЬГИ СПЛАВА $Cu_{50}Ni_{50}$

А.А. Новосёлов¹, А.А. Шушков², В.Я. Баянкин¹, А.В. Вахрушев²

¹Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

²Институт механики УрО РАН, Ижевск

Проведены исследования микротвердости и элементного состава необлученной стороны прокатанных фольг сплава $Cu_{50}Ni_{50}$ с напыленным на облучаемую сторону слоем алюминия, подвергнутых имплантации ионов Ar^+ с различными энергиями, дозами облучения и плотностями тока.

Исследование состава с необлученной стороны выявили, что в результате ионной имплантации происходит перераспределение компонентов материала (меняется отношение концентрации атомов меди и никеля), несмотря на то, что толщина фольг на несколько порядков превышает расчетную глубину изменения состава и структуры материала в результате ионной имплантации.

Измерения микротвердости необлученной стороны также выявили влияние ионного облучения на аномально больших (согласно теории Линдхарта-Шафта-Шютта) расстояниях от облучаемой поверхности.

Исследования показали, что с необлученной стороны фольги микротвердость существенно зависит как от параметров облучения, так и от нагрузки на инденторе, из чего можно сделать вывод, что микротвердость материала неоднородна по глубине. Кроме того, зависимости микротвердости от параметров облучения имеют различный характер в зависимости от нагрузки на индентор. Это может указывать на зависимость характеристик формирующихся вследствие ионной имплантации неоднородных структур от параметров облучения: микротвердость, а следовательно и структура различных слоев материала при облучении меняется немонотонно.

По нашему мнению, это связано с исходно неравновесным состоянием образцов после прокатки. Ионная имплантация вызывает самораспространяющиеся структурные изменения: при облучении мишени падающие ионы создают локальные термические пики. Избыток энергии вызывает генерацию упругих волн, при этом энергия, уносимая волнами, достаточна для трансформации исходной дефектной структуры материала, в том числе инициацией цепных реакций (связанных с разблокировкой дислокаций, аннигиляцией разных типов дефектов). В результате на необлученной стороне фольги наблюдается перераспределение компонентов материала вследствие сцепления атомов

определенного сорта с возникшими в процессе ионной имплантации потоками дефектов.

Таким образом, ионно-лучевая обработка металлических систем при соответствующем подборе параметров может быть использована для направленной модификации изделий для создания сверхтонких поверхностных слоев заданного состава и структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 10-02-96039_урал) и Программы Президиума РАН 12-П-2-1013.

МОДИФИКАЦИЯ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ОБЪЕМОВ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД ПРИ ИХ ПОВЕРХНОСТНОМ ОБЛУЧЕНИИ УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ

В.В. Овчинников

Институт электрофизики УрО РАН, г.Екатеринбург, Россия (viae05@rambler.ru)

Известно, что метастабильные конденсированные среды способны переходить в равновесное или приближающееся к равновесному состояние в результате внешних воздействий.

Согласно [1] склонность метастабильных сред к *структурно-фазовым превращениям* из состояния 1 в состояние 2 с более низкой свободной энергией в условиях воздействия на них *послекаскадных ударных волн* в существенной степени зависит от выполнения соотношений:

$$(\alpha\tau)^{1/2} \ll R_0 \ll (E / (4/3\pi n \Delta f))^{1/3}, \quad (1)$$

$$\Delta F > 2\beta\Omega\Gamma\Delta f, \quad (2)$$

где R_0 – эффективный радиус каскада атомных смещений, $l = (\alpha\tau)^{1/2}$ – характерная длина теплопроводности, $\tau \sim 10^{-12}$ с – время термализации каскада, E – энергия ускоренного иона, n – атомная плотность среды, Δf – энергия потенциального барьера превращения, v – скорость распространения ударной волны, Ω – коэффициент формы (профиля) волны (для гауссовского профиля уединенной волны $\Omega = 1,06 \approx 1$), Γ – ширина фронта волны (согласно [2], $\Gamma \sim 1$ нм), $\beta = \delta/v$ для плоской волны и $\beta = \delta/v + 1/R$ для сферической волны, δ – коэффициент затухания.

В работах [1, 3] и ряде других, методами гидродинамики, Монте-Карло и молекулярной динамики получены оценки размеров каскадов и *плотности энергии* ϵ выделяемой в каскадах (для тяжелых ионов, внедряемых в металлы, при $E = 10-50$ кэВ), а также проанализирован диапазон изменения всех перечисленных выше параметров. Эти данные, а также данные прямых экспериментов по измерению энергии ϵ , выделяемой в атомных каскадах (составляющей 0,5-0,6 эВ на атом каскада – что согласуется с расчетными данными, при Δf , не превышающей, как правило, 0,2-0,3 эВ на атом) [4] позволяют сделать нижеследующий вывод. Практически в любых метастабильных средах (даже в средах с минимальной запасенной энергией ΔF , составляющей всего лишь сотые и даже тысячные доли эВ на атом), могут распространяться без затухания уединенные волны достаточно высокой амплитуды ($\epsilon \sim \Delta f$), способные перестраивать эти среды. Это относится к процессам миграции отдельных атомов, разблокировки дислокаций, кооперативных атомных перестроек в твердых телах и др.

Плотность энергии в *самораспространяющейся* (незатухающей) уединенной волне в установившемся режиме: $\epsilon^* = \Delta F / (2\beta\Omega\Gamma)$ [1], такова, что скорость рассеяния этой энергии в среде в точности равна скорости выделения энергии за счет превращения на фронте

ВОЛНЫ.

Литература

1. Овчинников В.В. *УФН*, **Т.78**, № 9, С. 991-1001
2. Жуков В.П., Демидов А.В. *Атомная энергия*, **Т.59**, В 1, С. 29–33 (1985)
3. Samarin S.I., Dremov V.V. *Journal of Nuclear Materials*, **V.385**, Issue 1, P. 83-87 (2009)
4. Овчинников В.В., Махинько Ф.Ф., Соломонов В.И. и др. *Письма ЖТФ*, **Т.38**, Вып.1, С.87-94



VI. Техника и методика эксперимента

В Программу Семинара традиционно включается методическая секция с целью ознакомить участников с последними методическими разработками в области радиационной физики и радиационного материаловедения, дать информацию о новых источниках излучений, а также по применению новых методов исследования конденсированных сред.

HOW CAN TEM WITH IN SITU ION IRRADIATION OF THIN FOILS PREDICT NEUTRON IRRADIATION DAMAGE IN BULK?

M.A. Kirk¹, M. Li², P.M. Baldo¹, D. Xu³ and B.D. Wirth³

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

²Nuclear Engineering Division, Argonne National Laboratory, Argonne, IL 60439, USA

³Department of Nuclear Engineering, University of Tennessee, Knoxville, TN 37996, USA

We have performed a series of experiments using TEM of *in situ* ion irradiation of thin Mo foils designed to closely couple to computer model simulations. Measured defect densities, sizes and 3D distribution with foil depth, as functions of ion dose, dose rate, and temperature [1] were used to advise and validate a cluster dynamic reaction rate computer model [2] for exactly the same set of conditions. The same model kinetic parameters were employed to simulate neutron irradiation damage in bulk Mo and compared with similar TEM data from neutron irradiated Mo from the same material source. The results demonstrate a promising direction in understanding and predicting neutron damage in bulk with *in situ* ion irradiation of thin films closely coupled with computer modeling.

References:

1. M. Li, M.A. Kirk, P.M. Baldo, D. Xu, B.D. Wirth, *Phil. Mag.* **92** (2012) 2048.
2. D. Xu, B. D. Wirth, M. Li, M. Kirk, *Acta Mater.* **60** (2012) 4286.

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ДООБЛУЧЕНИЕМ

Е.А. Краси́ков, В.А. Николаенко

НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия (ekrasikov@mail.ru)

Как основной барьер безопасности корпус реактора является ключевым компонентом в обеспечении безопасности АЭС. Последнее обстоятельство требует всемерного ослабления последствий охрупчивания корпуса в процессе эксплуатации. Термическая обработка является эффективным мероприятием, восстанавливающим его работоспособность, ухудшаемую нейтронным облучением.

При отжиге возможны два подхода. Первый («сухой») заключается в нагреве охрупченных зон корпуса до высокой (порядка 475°C) температуры и позволяет достичь почти полного восстановления, однако требует значительной подготовки – удаления из корпуса топлива, внутрикорпусных конструкций и помещения внутрь отжиговой печи.

Альтернативным вариантом является проведение термообработки нагревом теплоносителя ядерным теплом от активной зоны и/или насосами первого контура (мокрый отжиг). Понятно, что этот способ ограничен допустимым давлением теплоносителя в первом контуре. В то же время мокрый отжиг значительно более практичен: требуется лишь на время порядка 100-150 часов повысить параметры теплоносителя.

Впервые мокрый отжиг с применением ядерного тепла выполнен в США на реакторе военного назначения SM-1A. Второй пример – это восстановительная термообработка корпуса бельгийского реактора BR-3 с применением насосов первого контура.

Как правило, при отжиге до разницы температур термообработки и облучения 70°C возврата не наблюдается. Известен, однако, эффект радиационного пластифицирования, когда облучение приводит к улучшению свойства необлучённого металла. В данной работе предпринята попытка изучить возможность применения этого эффекта для улучшения свойств облучённого металла путём использования активной зоны как источника термонейтронного поля.

Эксперимент заключался в предварительном облучении корпусной стали марки 15ХЗНМФАА в энергетическом реакторе при температуре 270°C с последующим дооблучением при температуре 330°C в течение 87 часов. Восстанавливающий эффект проявился в возврате критической температуры хрупкости (КТХ) металла на 17°C, это эквивалентно полуторакратному снижению нейтронного флюенса и соответствует 27% восстановлению КТХ, что нереализуемо при печном нагреве. Предложен механизм радиационного отжига.

НЕЙТРОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

В.Т. Лебедев

¹Петербургский институт ядерной физики им. Б.П.Константинова, НИЦ Курчатовский институт, 188300 Гатчина Ленинградской обл., Россия (vlebedev@pnpi.spb.ru)

Направления нейтронных исследований материалов, включая радиационное материаловедение, рассмотрены в связи с созданием аналитического комплекса на реакторе ПИК с высоким потоком нейтронов. Анализируется состояние исследований структуры кристаллических и аморфных материалов: реакторные конструкционные стали и сплавы, подвергнутые облучению и механическим нагрузкам, сварные соединения корпуса энергетического реактора, протонопроводящие мембраны для водородной энергетики, теплоизолирующие неорганические волокна, эластомеры с включениями наночастиц. Обсуждаются возможности неразрушающих нейтронных методов: анализ структуры в объеме образцов, избирательное контрастирование структуры, чувствительность к изотопному составу, легким элементам (водород), подвижности атомов и дефектов структуры (вакансии, междоузельные атомы, дислокации). Рассмотрены планируемые характеристики материаловедческого комплекса в составе реактора ПИК.

Литература

1. Lebedev V.M., Lebedev V.T., Orlov S.P., Pevzner B.Z., *Crystallography reports*: **52**, 456-459 (2007)
2. Balasoiiu M., Lebedev V.T., Orlova D.N., Bica I., Raikher Yu.L., *J. of Physics: Conference Series*. **351**, 012114, 1-9 (2012)
3. Rogante M., Lebedev V.T., *J Alloys and Compounds*: **513**, 510-517 (2012)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НАБЛЮДЕНИЯ ЭФФЕКТА МЁССБАУЭРА В ХОДЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

И.Ю. Романов¹, В.А. Семенкин², В.В. Овчинников¹

¹Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (ivan@iep.uran.ru)

²Уральский Федеральный Университет, г. Екатеринбург, Россия

Существуют экспериментальные данные о том, что в ходе ионной бомбардировки изменяются характеристики материала не только в зоне торможения ионов, но и на глубине, многократно превышающей проективные пробеги частиц [1,2]. Данные процессы получили название "эффектов дальнего действия". Отсутствие для них исчерпывающего объяснения отчасти связано с тем, что все исследования воздействия ионов до настоящего времени проводились исключительно "post factum" [1,2], в том числе исследования с помощью эффекта Мёссбауэра [3]. Предполагается [2], что природа наблюдаемого явления может быть связана с формированием и распространением в веществе послекаскадных ударных волн, а также возбуждений, распространяющихся по электронной подсистеме и способных влиять на характер распределения внешних электронов атомов.

Лабораторией пучковых воздействия Института электрофизики УрО РАН подготовлен эксперимент по наблюдению ядерного гамма-резонанса (эффекта Мёссбауэра) с использованием ⁵⁷Fe-содержащих мишеней непосредственно в ходе их облучения ("in situ") ионами Ar⁺ (или любыми другими газовыми ионами M>10 а.е.м.) с целью обнаружения поддерживаемых облучением электронных и фононных возбуждений в веществе. Сравнение мессбауэровских спектров образцов до, после и во время облучения дает информацию об изменениях атомной и электронной структуры кристаллов.

Для реализации эксперимента использовалось оборудование, включающее в себя установку для ионно-лучевой модификации вещества в конденсированном состоянии [4], с плазменным источником ионов «ПУЛЬСАР-1М» [5], генерирующим в непрерывном режиме пучки ионов с энергией до 40 кэВ и плотностью ионного тока до 500 мкА/см², а также прецизионный мёссбауэровский спектрометр, созданный на базе типового спектрометра SM2201. Допплеровский модулятор, детектор и исследуемый образец помещались в вакуумную камеру имплантера таким образом, чтобы гамма-ось спектрометра пересекалась с осью пучка в центре образца – фольги толщиной 10 мкм.

Использование специально обогащенного материала для сцинтилляционного кристалла-конвертора и новое схемотехническое решение позволили устранить перегрузку детектора за счет присутствия на фоне резонансного γ -излучения с энергией 14,4 кэВ тормозного излучения (0-40 кэВ), возникающего при работе источника ионов, и повысить скорость считывания мёссбауэровского спектра.

Работа выполнена при поддержке президиума УрО РАН (Программа ОФН № 5 «Физика новых материалов и структур»).

Литература

1. Гусева М.И. Поверхность. *Физика, химия, механика*. **4**, 22 (1989).
2. Овчинников В.В. *Успехи физических наук*. **178**, 9, 991 (2008).
3. Овчинников В.В. *Мессбауэровские методы анализа атомной и магнитной структуры сплавов*, Физматлит, Москва, 2002, 256 с.
4. Романов И.Ю. В сб. «Труды XX Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», ФГБНУ «НИИ ПМТ», Москва, 455 (2010).

5. Gavrilov N. V., Mesyats G.A., Nikulin S.P. et al. *J. Vac. Sci. Technol.* **A14** 1050 (1996).

ОБ ИМПУЛЬСНОМ ДАВЛЕНИИ ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПРОБОЕ В ПЛАВЛЕНОМ КВАРЦЕ

А.П. Степовик, В.В. Отставнов, Т.В. Купырина

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

В [1] опубликованы первые результаты в отечественной периодической литературе по изучению возможного поведения макроскопически анизотропных углерод - углеродных (У-У) композитов при поглощении в них энергии импульсного электронного излучения. Малая величина коэффициента Грюнайзена таких композитов требует использования высокочувствительных пьезодатчиков (например, пьезокерамики ЦТС-19 [1]), и акустической задержки регистрируемого импульса термомеханического напряжения, которая позволяет увеличить устойчивость измерений к электрическим помехам, присутствующим при пуске ускорителя. Как показала практика, выбор материалов для использования в качестве задержки не может быть произвольным. Поглощение энергии сопутствующего тормозного излучения [2] в материале задержки, обладающим коэффициентом Грюнайзена на уровне 1...2 (алюминиевый или титановый сплавы), приводит к образованию "паразитного" импульса давления, амплитуда которого может быть сравнима с амплитудой термомеханического напряжения в исследуемом образце.

Применение в качестве задержки материалов, обладающих малым коэффициентом Грюнайзена (например, плавленный кварц марки КВ [3]) позволяет уменьшить амплитуду "паразитного" давления в ней на один - два порядка. Однако, при облучении образцов У-У композита 4КМС с толщиной, меньшей пробега электронов ускорителя, использование кварца привело к появлению в сигнале с пьезодатчика "паразитного" импульса другого происхождения. Для данного композита полярность такого импульса (рис. 1, первый положительный импульс) отлична от полярности сигнала, связанного с термомеханическим напряжением, в то время как их амплитуды сравнимы. При исследованиях сложных профилей термомеханических напряжений их интерпретация может быть затруднена.

Появление "паразитного" импульса такого рода обусловлено давлением, возникающем в плавленном кварце при электрическом пробое, вызванном электронами, прошедшими через образец композита. Отличительная особенность этого импульса от импульса термомеханического напряжения - короткий фронт (~ 40...80 нс). Значительно более длинный фронт импульса термомеханического напряжения в кварце определяется профилем поглощения энергии электронов в нем. На рисунке 2 приведена осциллограмма сигнала, полученного с нагрузки датчика, при использовании в качестве акустической задержки и облучаемого образца пластин плавленного кварца.

Первым регистрируется импульс положительной полярности, длительность фронта примерно 80 нс. Из его временного профиля следует, что импульс давления за счет пробоя образовался на тыльной, по отношению к падению пучка электронов, стороне образца. Второй положительный пик на осциллограмме связан с образованием импульса термомеханического напряжения. Сложный результирующий профиль сигнала обусловлен временным наложением этих двух импульсов, имеющих разную длительность. Их максимумы разнесены во времени за счет разного пространственного образования профилей давления. Для данного пуска ускорителя амплитуда импульса давления, образовавшегося при пробое, составила ~ 1,3 МПа. Несмотря на то, что при

данном способе реализации пробоя профиль его импульса давления отдельно выделить трудно, тем не менее, можно оценить его длительность как $\sim 0,2$ мкс.

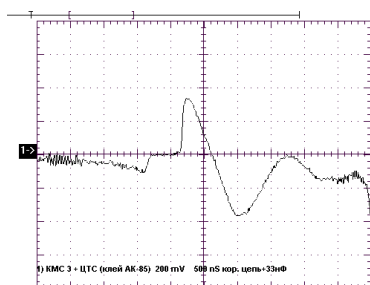


Рисунок 1 Оциллограмма сигнала с датчика для образца У-У композита толщиной 10 мм. Развертка 500 нс на деление.

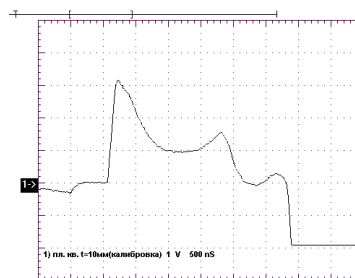


Рисунок 2 - Профиль давления, образующийся в образце из плавленого кварца при поглощении энергии электронов. Развертка 500 нс на деление.

Анализ облученных образцов из плавленого кварца подтвердил, что после облучений в них можно наблюдать картину ветвления, образующуюся при электрическом пробое в диэлектрике (рисунок 3). Отсюда, для правильного воспроизведения профиля термомеханических напряжений в У-У композите с использованием акустической задержки из плавленого кварца желательно, чтобы толщина образца была больше пробега электронов в нем.



Рисунок 3 – Фотография картины, образующейся в образце из плавленого кварца после серии облучений электронным пучком.

Литература

1. Степовик А.П. *ПМТФ*. **46**, № 6, 171 (2005)
2. Степовик А.П., Блинов В.С., Кормилицын А.И., Кононенко В.Ю. *Вопросы атомной науки и техники. Серия "Физика радиационного воздействия на РЭА"*. Вып. 1, 79 (2009)
3. Степовик А.П. *Вопросы атомной науки и техники. Серия "Физика радиационного воздействия на РЭА"*. Вып. 3-4, 132 (1999)

ВОДОРОДНО-ВАКУУМНАЯ ОБРАБОТКА ПОРОШКОВ ПАЛЛАДИЯ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В ПРОИЗВОДСТВЕ МЕТАЛЛОСПЛАВНЫХ КАТОДОВ ДЛЯ МАГНЕТРОНОВ С БЕЗНАКАЛЬНЫМ ЗАПУСКОМ

Н.Е. Харитонова^{1,2}, И.П. Ли¹, А.Д. Силаев¹, В.С. Поляков¹, Г.Г. Бондаренко²
¹Москва, ОАО «Плутон», 105120, ул. Нижняя Сыромятническая, д.11
 (NEKharitonova@mail.ru)

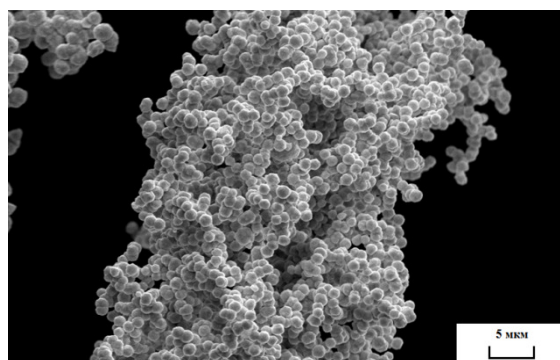
²Москва, Московский институт электроники и математики Национального исследовательского университета «Высшая школа экономики», 101000, ул. Мясницкая, д.20

Отличительным признаком безнакальных магнетронов является практически мгновенная готовность (не более 0,5 секунды), обеспечиваемая особой конструкцией

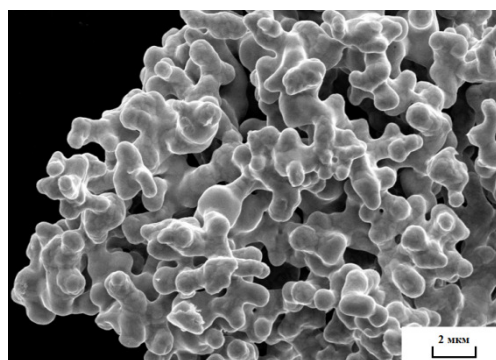
катодного узла, не требующей его разогрева.

Катодный узел в безнакальных магнетронах состоит из чередующихся шайб автоэлектронных и вторично-эмиссионных катодов. В этих магнетронах при подаче на анод импульсного модулированного напряжения ток автоэлектронной эмиссии с автоэлектронных катодов (АЭК) инициирует генерацию СВЧ колебаний, а вторично-эмиссионные катоды (ВЭК) поддерживают режим работы (генерацию СВЧ колебаний) приборов в течение всего срока эксплуатации. В качестве АЭК преимущественно используются шайбы толщиной ~ 4 микрон из танталовой фольги, ВЭК, состоящие из порошков палладия и интерметаллического соединения Pd5Ba, должны обладать стабильными эмиссионными характеристиками и быть устойчивыми к ионной и электронной бомбардировкам.

В работе подробно исследовалась операция подготовки исходного порошка палладия, его структура и элементный состав по примесям, распределение фракций порошка по размерам и возможность улучшения однородности размерного распределения частиц порошка, что в конечном итоге при последующих операциях приготовления катода обеспечивает равномерность распределения эмиссионной компоненты по поверхности катода.



Микрофотография поверхности исходного порошка палладия



Микрофотография порошка палладия, подвергнутого водородно-вакуумной обработке

Для повышения равномерности размерного распределения частиц палладия и, соответственно, однородности распределения эмиссионно-активного компонента, а, следовательно, - и улучшения эмиссионных характеристик катодов, в работе были проведены исследования по стабилизации размеров гранулометрического порошка палладия путём его отжига в среде водорода и последующего прокаливания в вакууме.

Выводы

1. Предложен метод водородно-вакуумной обработки порошка палладия, используемого при изготовлении палладий-бариевых катодов для безнакальных магнетронов.

2. Показано, что применение данного метода позволяет повысить эффективность катодов, при этом использование их в безнакальных магнетронах 2-х сантиметровой и 8-ми миллиметровой диапазонов длин волн позволило увеличить в 1,5 раза процент выхода годных приборов.

Литература

1. Махов В.И., Бондаренко Б.В., Копылов М.Ф. «СВЧ прибор М-типа». Патент РФ № 204081, приоритет от 11.04.1991г.

2. Копылов М.Ф., Бондаренко Б.В., Махов В.И., Назаров В.А. «Магнетрон» Патент РФ № 2007777, приоритет от 15.04.1991г.

3. Пипко Ю.А., Семёнов Л.А., Галактионова И.А., Еремеева Г.А., Есаулов Н.П., Ильин

В.Н., Марголис Л.М. *«Магнетрон с безнакальным катодом»*. Патент РФ № 2019877, приоритет от 17.04.1991г.

4. Ли И.П., Дюбуа Б.Ч., Каширина Н.В., Комиссарчик С.В., Лифанов Н.Д., Зыбин М.Н. *«Магнетрон с безнакальным катодом»*. Патент РФ № 2380784, приоритет от 24.10.2008г.

5. Дюбуа Б.Ч. *Металлосплавной «холодный» вторично-эмиссионный катод // Вопросы прикладной физики*, 2004, вып. 11, с. 102-105.

6. Ли И.П., Поливникова О.В. *Прессованный металлосплавной палладий-бариевый катод. Электронная техника. Серия 1. СВЧ-техника. Научно-технический сборник. Выпуск 1(512)*. 2012.

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

A		H		Porter D.L.	31
Alekseev Pavel A.	69	Hsiung L.	32	R	
B		Huang Y.	31	Razumovskiy V.I.	4
Baerner K.	91	I		Ruban A.V.	4
Baldo P.M.	109	Inosov D.S.	70	S	
Barashev A.V.	3	Isobe Y.	31	Sagisaka M.	31
Barilo S.	72	Ivanov A.	70	Shitsevalova N.Y.	70
Borodin O.V.	32	K		Sluchanko N.E.	70
Bryk V.V.	32	Kalchenko A.S.	32	Sokolov M.A.	35
Busby J.T.	30,31,34,35	Keimer B.	70	Stewart Ross	69
C		Kirk M.A.	109	Stoller R.E.	3
Chastain S.A.	33	Knight C.	31	T	
Chen S.S.	91	Korzhevyy P.A.	4	Tan L.	34
D		Kulda Jiri	71	Terentyev D.	6,21
Druzhkov Anatoly P.	3	L		V	
Dukhnenko A.V.	70	Li M.	109	Voyevodin V.N.	32
E		M		W	
Ehlers G.	72	Makenas B.J.	33	Weber H.W.	90
Eisterer M.	90	Maksimkin O.P.	32	Wiezorek J.	31
Etoh J.	31	Matsunaga T.	31	Wirth B.D.	109
F		Mignot Jean-Michel	69	X	
Filipov V.B.	70	Melnichenko V.V.	32	Xu D.	109
Fishman R.S.	72	Menushenkov Alexey P.	69	Y	
Freyer P.	31	N		Yang C.P.	91
Friemel G.	70	Nemkovski Kirill S.	69	Z	
Frontzek M.	72	Nikolaev Alexander L.	3,5	Zaharko O.	72
G		O			
Garner F.A.	21,31,32,33,34	Okita T.	31		
Golubov S.I.	3	Osetsky Yu.N.	6		
Greenwood L.R.	32	P			
Gribanov Alexandr V.	69	Podlesnyak A.	72		
Gusev M.	32,34,35				

A		Блейхер Г.А.	97	Владимиров П.В.	7
Аверин С.А.	36	Богданов С.Г.	57,98	Волков Н.В.	75,94
Алеев А.А.	36,49,52,56,58	Бойко В.М.	87	Волкова И.Н.	64
Александров А.С.	38	Бондарев И.А.	75	Воробьев В.Л.	97,99
Алексеев В.М.	53	Бондаренко Г.Г.	113	Ворожцова И.В.	88
Амонов М.З.	83	Бондарчук С.В.	73,77	Воронин В.И.	6,41,42,86
Андриевский Р.А.	37	Борисов С.В.	53	Г	
Арбузов В.Л.	6,9,11,19,22,83	Бородин В.А.	7	Гаганидзе Э.	23
Арбузова Т.И.	83	Брудный В.Н.	85,87	Ганченкова М.Г.	7
B		Буреев О.А.	99	Герасименко Н.Н.	100
Балаев Д.А.	94	Быков П.В.	97,99	Германов А.Б.	56
Барсанова С.В.	45	B		Гладковский С.В.	43
Басаргина Н.В.	88	Валиев Э.З.	86,98	Глушкова Н.В.	44
Баянкин В.Я.	26,95,97,101,104	Вальков В.В.	74	Голосов О.А.	44
Бедин В.В.	44	Варнаков С.Н.	75	Горностырев Ю.Н.	12,26
Беляев Д.А.	38,39,73	Вахрушев А. В.	104	Гощицкий Б.Н.	6,41,42,57
Белозеров С.В.	54	Веревкин С.С.	87	Гусейнов Дж.И.	8,10
Белозерова К.А.	90,91	Вертков А.В.	47	Густайцев А.О.	75
Бергер И.Ф.	41,42,86	Виглин Н.А.	90	Гущина Н.В.	18,103

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Д		Коуров Н.И.	90	О	
Данилов С.Е.	6,9,83	Красиков Е.А.	109	Обухов А.В.	54,64
Джафаров Т.А.	10	Кривобоков В.П.	97	Овчинников В.В.	18,103,105,111
Джурабекова Ф.Г.	19	Кудреватых Н.В.	98	Овчинников С.Г.	75
Долинский Ю.Н.	62	Кузнецов А.Р.	12,26	Оксенгендлер Б.Л.	19
Дроздов А.Ю.	26	Кузнецова Т.В.	90	Орлов Н.Н.	36,56,58
Дружков А.П.	11,19	Куйбида Р.П.	56	Орлов С.П.	14
Дубровский А.А.	94	Куксин А.Ю.	13,17	Отставнов В.В.	112
Дубровских С.М.	88	Кулевой Т.В.	56		
Дьячкова Т.В.	91	Кулешов Д.А.	53	П	
Дякина В.П.	90	Купырина Т.В.	112	Панченко В.Л.	36,57
				Пархоменко В.Д.	57
Е		Л		Патраков Е.И.	90
Евсеев М.В.	36,45	Лебедев В.М.	14	Перегуд М.М.	64
Емельянова С.М.	90,91	Лебедев В.Т.	14,110	Перминов Д.А.	11,19
Еремин А.В.	75	Лебедь Ю.Б.	76	Печенкин В.А.	20,21
Ермаков В.С.	87	Леонтьева-Смирнова М.В.	41,42	Пирогов А.Н.	98
		Ли И.П.	113	Платонов Е.П.	90,91
Ж		Литвинов А.В.	51,53	Платонов П.А.	53
Жарков М.Ю.	47	Лышов Л.Л.	53	Поляков А.Я.	85,87
Жихарев А.В.	101	Львов П.Е.	23	Поляков В.С.	113
		Люблинский И.Е.	47	Попков С.И.	94
З		Лютикова М.С.	44	Портных И.А.	44,45,57
Завалишин В.А.	48	Ляшков К.А.	53		
Зайнулин Ю.Г.	91			Р	
Залужный А.Г.	36,49,56,58	М		Распопова Г.А.	22
Заматовский А.Е.	53	Макаров Е.И.	54	Рогожкин С.В.	36,49,52,56,58
Злотников А.О.	74	Максимкин О.П.	15,55	Романов И.Ю.	111
Золотов И.П.	49	Максимов С.Е.	19	Росляков В.Ф.	62
Зуев Ю.Н.	38,39,73	Мамедова Р.Ф.	8	Рябов В.А.	21
		Марголин Б.З.	14		
И		Маркелов В.А.	64	С	
Ибрагимова Э.М.	19	Марченков В.В.	90,91	Саблина К.А.	94
Искандаров Н.А.	36,49,58	Марченкова Е.Б.	90,91	Сагарадзе В.В.	6,26,48,51,59,73,102
Исмаилов Ш.С.	8,10	Махинько Ф.Ф.	18,103	Сапронова Н.В.	94
		Махамаов Ш.	92,93	Саттиев А.Р.	92,93
К		Медведева И.В.	91	Светухин В.В.	23,59,60,61
Кайгородова Л.И.	18,103	Мережко М.С.	55	Святов И.Л.	38,39,73
Калинин Г.Ю.	48,102	Миляев М.А.	90	Семенкин В.А.	111
Каманцев И.С.	43	Мирмельштейн А.В.	76,78	Семенов С.В.	94
Карибов А.А.	10	Можаровский С.М.	18,103	Сивак А.Б.	24
Каримов М.	92,93	Молодцов В.Л.	21	Сивак П.А.	24
Каркин И.Н.	6,12	Морозов А.М.	14	Силаев А.Д.	113
Карькина Л.Е.	12,26	Муминова Ш.А.	92,93	Синельников Л.П.	36
Катаева Н.В.	48,51,53,102	Муралев А.Б.	59	Смирнов Е.А.	15,25
Кашченко М.П.	50	Мургузов М.И.	8	Смирнова Д.Е.	13
Кербель О.В.	78	Мушникова С.Ю.	48,102	Смирнова С.В.	43
Кинев Е.А.	44			Созонова Н.М.	26
Клементьев Е.С.	76,78	Н		Стариков С.А.	26
Клепикова А.А.	103	Нагорных И.Л.	26	Стариков С.В.	13
Климова И.Н.	101	Наумов С.В.	83,91	Старицын С.В.	44
Кобылянский Г.П.	64	Неустроев В.С.	54	Степовик А.П.	112
Козлов А.В.	44,45,57	Никитин А.А.	36,49,56,58		
Козлов Е.А.	38,39	Николаенко В.А.	109	Т	
Козлов К.А.	51,53	Новгородцев С.М.	77	Тарасов А.С.	75
Козодаев М.А.	36,58	Новиков В.В.	64	Теплых А.Е.	98
Коковихин Е.А.	43	Новобратская И.Ф.	53	Титова С.Г.	53
Колин Н.Г.	85,87	Новосёлов А.А.	104	Тихончев М.Ю.	59,60,61
Коновеев Ю.В.	20	Новоселов А.Е.	64	Ткачёв О.В.	88
Коровин С.А.	77	Новоселов А.Н.	15	Трунина Т.А.	43
Корулин А.В.	87	Новоселов И.И.	17		
Корчуганова О.А.	52				

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Тураева Н.Н.	19	Ч	Шестакова Е.А.	38	
Турсунов Н.А.	92,93	Чалых Б.Б.	56	Шишмарев В.Б.	56
Тютюнник А.П.	91	Чащина В.Г.	50	Шишов В.Н.	64
Ф		Чернов В.М.	41,42,57	Шредер Е.И.	90
Фазылов Р.Р.	62	Чернов К.Г.	20	Шукайло В.П.	88
Филиппов Ю.И.	48	Чернова А.Д.	21	Шушков А.А.	104
Х		Черный В.А.	20	Шушлебин В.В.	36
Харанжевский Е.В.	101	Чугунов О.К.	53		
Харитонова Н.Е.	113	Чуев В.В.	49,62,63	Э	
Холмедов Х.М.	92,93	Чукалкин Ю.Г.	98	Эрдонов М.Н.	92,93
Ц		Ш		Я	
Цвященко А.В.	76	Шабашов В.А.	53	Янилкин А.В.	13,17,27
		Шайхутдинов К.А.	94		
		Шевяков А.Ю.	64		

Ответственный за выпуск ПЕРМИНОВ Д.А.

Отпечатано на Ризографе ИФМ УрО РАН, тираж 150 экз., заказ №04,
объем 5 печ.л., формат 298 x 210,
620990, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, дом №18, ИФМ УрО РАН