

Одиннадцатый Международный Уральский
Семинар

РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

23 февраля – 1 марта

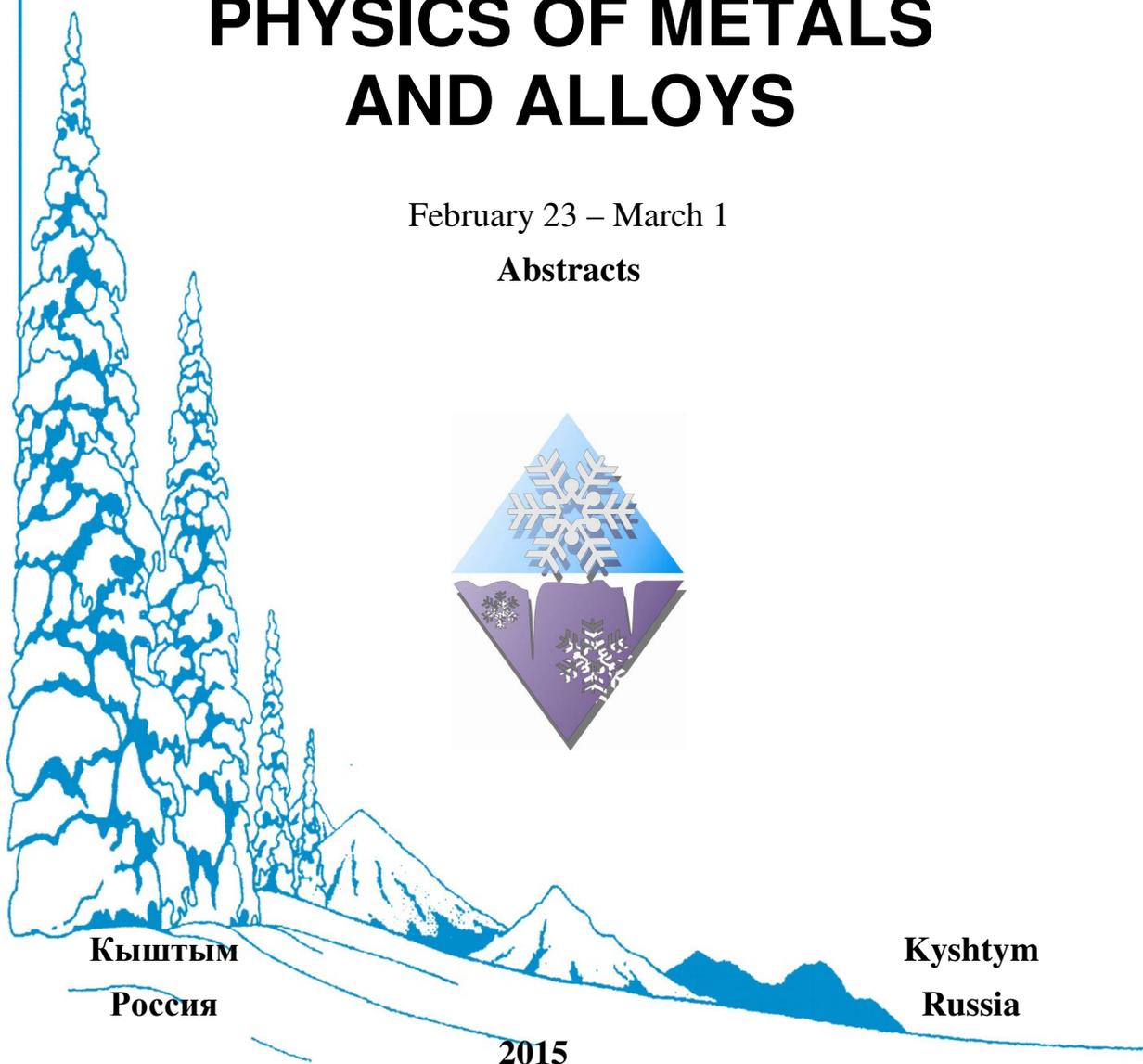
Тезисы докладов

The Eleventh International Ural Seminar

RADIATION DAMAGE PHYSICS OF METALS AND ALLOYS

February 23 – March 1

Abstracts



Одиннадцатый Международный Уральский Семинар



**РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

23 февраля - 1 марта

Тезисы докладов

**Кыштым, Россия
2015**

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.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. Кортков, УГТУ-УПИ, Екатеринбург
М.В. Леонтьева-Смирнова, ВНИИИМ, Москва
А.В. Мирмельштейн, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск
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

Организаторы семинара:

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

Программный комитет:

В.В. Сагарадзе, ИФМ УрО РАН
В.С. Агеев, ВНИИИМ, Москва
А.Г. Залужный, ИТЭФ, Москва
А.В. Козлов, ИРМ, Заречный
В.С. Кортков, 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
С.В. Рогожкин, ФГБУ ГНЦ РФ ИТЭФ, Москва

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
В.Н. Брудный
А.Г. Залужный
Ю.Н. Зуев
В.С. Неустроев
В.А. Печёнкин

Наши спонсоры:

Госкорпорация по атомной энергии «Росатом»,
Москва
Российский Фонд Фундаментальных Исследований,
Москва
Администрация г. Снежинск
Администрация Челябинской обл.
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.

I. ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ФИЗИКИ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ	1
ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА В НАНОМАТЕРИАЛАХ КАК ЭФФЕКТИВНЫЕ СТОКИ ДЛЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ	3
<u>Р.А. Андриевский</u>	
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК	3
<u>К.В. Гриняев, И.А. Дитенберг, А.Н. Тюменцев, И.В. Смирнов, В.М. Чернов, М.М. Потапенко</u>	
ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ V-4Ti-4Cr	4
<u>К.В. Гриняев, И.А. Дитенберг, А.Н. Тюменцев, И.В. Смирнов, В.М. Чернов, М.М. Потапенко</u>	
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $(SnSe)_{1-x}(PrSe)_x$	5
<u>Дж.И. Гусейнов, М.И. Мургузов, Ш.С. Исмаилов, Р.Ф. Мамедова</u>	
ДЕФОРМАЦИОННАЯ МИКРОСТРУКТУРА И СЕПАРАЦИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В НИКЕЛЕ	6
<u>С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов, Н.Л. Печеркина, В.В. Сагарадзе</u>	
ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КИНЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАДИАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ЖЕЛЕЗА И СТАЛЕЙ	8
<u>Д.Н. Демидов, Е.А. Смирнов</u>	
ПОЯВЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ $Tb_xSn_{1-x}Se$ ПРИ γ-ОБЛУЧЕНИИ	8
<u>Т.А. Джафаров, М.И. Мургузов, Дж.И. Гусейнов, Ш.С. Исмаилов, О.М. Гасанов</u>	
ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ФОСФОРА НА ЭВОЛЮЦИЮ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ЭЛЕКТРОННО-ОБЛУЧЕННОМ Ni	9
<u>А.П. Дружков, С.Е. Данилов, Д.А. Перминов, В.Л. Арбузов</u>	
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ НАКЛОННЫХ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В Zr	10
<u>П.Е. Капустин</u>	
РАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА ГЕЛИЯ В δ-ФАЗНЫХ СПЛАВАХ Ru-Ga	11
<u>А.В. Караваев, В.В. Дремов, Г.В. Ионов</u>	
АТОМНО-МАСШТАБНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО РАСПАДА Fe-22%Cr ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СТАРЕНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ТЯЖЕЛОИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	11
<u>О.А. Корчуганова, А.А. Алеев, С.В. Рогожкин</u>	
АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИЙ ЭЛЕМЕНТОВ ЗАМЕЩЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ	12
<u>А.Р. Кузнецов, Л.Е. Карькина, И.Н. Карькин, И.К. Разумов, П.А. Коржавый, Ю.Н. Горностырев</u>	
ПРОЦЕССЫ АТОМНОГО ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИ РАДИАЦИОННО- И ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОМ РАСТВОРЕНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СПЛАВЕ Fe-Ni-Si	13
<u>В.А. Шабашов, В.В. Сагарадзе, А.В. Литвинов</u>	
КИНЕТИКА ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ 12X18N10T И AISI 304.	14
<u>М.С. Мережко, О.П. Максимкин, Д.А. Мережко</u>	
ЭВОЛЮЦИЯ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДИФФУЗИОННОГО ПОТОКА ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ.	14
<u>И.И. Новоселов, А.В. Янилкин</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ И УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	15
<u>В.В. Овчинников, Н.В. Гущина, Л.И. Кайгородова, А.Н. Григорьев, А.В. Павленко, В.В. Плохой</u>	
ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ НАНОКЛАСТЕРОВ СЕРЫ В СИСТЕМЕ Ni-S ПРИ ОБЛУЧЕНИИ И ТЕРМИЧЕСКОМ СТАРЕНИИ	17
<u>Д.А. Перминов, А.П. Дружков, В.Л. Арбузов</u>	
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОГО МАССОПЕРЕНОСА В СПЛАВАХ ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	18
<u>В.А. Печенкин, А.Д. Чернова, В.Л. Молодцов, F.A. Garner</u>	
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ В РЕАКТОРЕ ВВР-К	18
<u>С.В. Рубан, О.В. Рофман, О.П. Максимкин, К.В. Цай</u>	
ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ГЕНЕРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	20
<u>В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов, К.А. Козлов, Н.В. Катаева, А.В. Литвинов, В.А. Завалишин</u>	
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V-Cr-Zr-W	21
<u>И.В. Смирнов, И.А. Дитенберг, Ю.П. Пинжин, К.В. Гриняев, А.Н. Тюменцев, В.М. Чернов</u>	
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ БИНАРНОГО СПЛАВА FeCr С СИММЕТРИЧНЫМИ НАКЛОННЫМИ ГРАНИЦАМИ ПОД ОДНООСНЫМ НАПРЯЖЕНИЕМ.	22
<u>М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин</u>	
КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВОВ	23
<u>В.А. Хлебников, А.Ю. Куксин, А.В. Янилкин</u>	
РЕКОМБИНАЦИЯ И КЛАСТЕРИЗАЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ЭВОЛЮЦИИ КАСКАДА СМЕЩЕНИЙ	23
<u>А.Ю. Куксин, А.В. Янилкин</u>	
<u>II. МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ И ТЕРМОЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ</u>	<u>25</u>
MEASUREMENT OF VOID SWELLING IN THICK NON-UNIFORMLY IRRADIATED 304 STAINLESS STEEL BLOCKS USING NONDESTRUCTIVE ULTRASONIC TECHNIQUES	27
<u>F.A. Garner, T. Okita, Y. Isobe, J. Etoh, M. Sagisaka, T. Matsunaga, P.D. Freyer, Y. Huang, J.M.K. Wiezorek, D.L. Porter</u>	
MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF AISI 316L TENSILE SPECIMENS FROM THE SECOND OPERATIONAL TARGET MODULE AT THE SPALLATION NEUTRON SOURCE	27
<u>M.N. Gussev, D.A. McClintock, F.A. Garner</u>	
PHASE INSTABILITY DURING PLASTIC DEFORMATION OF AISI 304L STEEL IRRADIATED IN LIGHT-WATER AND FAST REACTORS	28
<u>M.N. Gussev, K.G. Field, J.T. Busby, F.A. Garner</u>	
RELATIONSHIP OF VOID SWELLING AND DISPERSOID STABILITY IN VARIOUS ODS FERRITIC-MARTENSITIC ALLOYS IRRADIATED WITH SELF-IONS TO VERY HIGH DPA LEVELS	29
<u>F.A. Garner, L. Shao, S. Ukai, M.B. Toloczko, V. Voyevodin, V. Bryk, O. Borodin, D. Hoelzer</u>	
TOMOGRAPHIC ATOM PROBE STUDY OF ODS STEEL 12Cr-1.1W-0.2V-0.3Ti-0.3Y₂O₃	29
<u>A.A. Khomich, N.N. Orlov, S.V. Rogozhkin</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

DETAILED ANALYSIS OF DEFORMATION WAVES IN NON-IRRADIATED AND IRRADIATED METASTABLE Cr18-Ni10-Ti STEEL	30
<u>S.V. Ruban, M.N. Gussev, O.P. Maksimkin, K.V. Tsay, J.T. Busby, F.A. Garner</u>	
СРАВНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ДУО СТАЛИ ODS EUROFER 97 ПРИ ТЯЖЕЛОИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ Fe И Cr ДО ФЛЮЕНСА 10^{15} см⁻²	31
<u>А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, О.А. Корчуганова, А.А. Никитин, Н.Н. Орлов</u>	
НАКОПЛЕНИЕ И ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 16Cr15Ni3Mo1Ti ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ НЕЙТРОННОМ И ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	32
<u>В.Л. Арбузов, Б.Н. Гощицкий, С.Е. Данилов, А.Е. Карькин, В.Д. Пархоменко, В.В. Сагарадзе</u>	
МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕРИДИОНАЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА УРАНА С ЖЕЛЕЗОМ И ГЕРМАНИЕМ ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ	33
<u>Д.А. Беляев, А.С. Александров, Ю.Н. Зуев, Е.А. Козлов, С.А. Лекомцев, А.С. Недосвити, И.Л. Святов, Е.А. Леви</u>	
ЭЛЕКТРОННОМИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА U-1,5Mo, СОХРАНЕННОЙ ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ	34
<u>С.В. Бондарчук, В.В. Сагарадзе, Н.Л. Печёркина, И.Л. Святов, Д.А. Беляев</u>	
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ТВЭЛОВ РЕАКТОРА БН-600 МЕТОДОМ НЕЙТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ	35
<u>В.И. Воронин, И.Ф. Бергер, Э.З. Валиев, А.В. Козлов</u>	
ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ЧС-68 ПРИ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	36
<u>Н.В. Глушкова, В.А. Цыгвинцев, И.А. Портных, А.В. Козлов</u>	
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В СИСТЕМЕ U-Mo-Al	37
<u>О.А. Голосов, М.С. Лютикова, Е.А. Бахтина, В.Б. Семериков, С.А. Аверин, В.Л. Панченко</u>	
РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ – МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ БЫСТРОГО РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ВЫСОКИХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗАХ. 3. ПЕРСПЕКТИВНАЯ СТАЛЬ ЭК164-ИД Х.Д.	38
<u>И.П. Золотов, В.В. Чуев</u>	
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Fe НА МИКРОСТРУКТУРУ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЧС-139	38
<u>Н.А. Искандаров, А.А. Богачев, А.А. Никитин, С.В. Рогожкин, Т.В. Кулевой, Р.П. Куйбида, Б.Б. Чалых</u>	
ОРИЕНТАЦИОННАЯ СВЯЗЬ МЕЖДУ СТРУКТУРНЫМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ ЭВКТЕКТОИДА В СПЛАВЕ U-1.5%Mo	39
<u>И.Г. Кабанова, В.В. Сагарадзе, Ю.Н. Зуев, Н.Л. Печеркина, М.Ф. Клюкина</u>	
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ЖАРОПРОЧНОСТИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ, ВКЛЮЧАЯ ДУО МОДИФИКАЦИИ	40
<u>Т.Н. Кочеткова, В.В. Сагарадзе, В.С. Агеев, Н.Ф. Вильданова, Н.В. Катаева</u>	
СВЯЗЬ ЭНЕРГИИ МИГРАЦИИ ВАКАНСИЙ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ С ИХ СТОЙКОСТЬЮ К РАДИАЦИОННОМУ РАСПУХАНИЮ	41
<u>А.В. Козлов, И.А. Портных, О.И. Асипцов, О.Б. Шило</u>	
БЛИЖНЕЕ АТОМНОЕ РАССЛОЕНИЕ В ОЦК СПЛАВАХ Fe-Cr И Fe-Mn ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ	42
<u>В.А. Шабашов, К.А. Козлов, Н.Л. Печеркина</u>	
МЕХАНОСИНТЕЗ ЖЕЛЕЗА, ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО ОКСИДАМИ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО ОКИСЛЕНИЯ	43
<u>К.А. Козлов, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, В.А. Шабашов, А.В. Литвинов</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

РАДИАЦИОННЫЙ ОТЖИГ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ СТАЛИ КОРПУСА РЕАКТОРА	44
<u>Е.А. Красиков, В.А. Николаенко</u>	
РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИЗОЛЯЦИИ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ В ПРОЦЕССЕ ПЕРЕРАБОТКИ ОЯТ	44
<u>Ю.Н. Курылева, Д.А. Захарьевич, Д. Б. Изергин</u>	
НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ	45
<u>М.В. Лапин, О.Ю. Шешуков, И.В. Некрасов</u>	
ИЗУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА АНТИКОРРОЗИОННОЙ НАПЛАВКИ КОРПУСОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ МЕТОДАМИ НЕЙТРОННОГО РАССЕЯНИЯ	46
<u>В.М. Лебедев, В.Т. Лебедев, Б.З. Марголин, А.М. Морозов</u>	
МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ ОСНОВЫ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИХ ФРИКЦИОННЫХ ОБРАБОТОК МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	47
<u>А.В. Макаров, В.П. Кузнецов, П.А. Скорынина, А.С. Юровских, А.Л. Осинцева</u>	
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СТАЛИ X18H10T, ОБЛУЧЕННОЙ ДЛИТЕЛЬНОЕ ВРЕМЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 В КАЧЕСТВЕ ЭЛЕМЕНТОВ ЭКРАННЫХ СБОРОК	48
<u>Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, И.Ю. Жемков, Д.Е. Маркелов</u>	
ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА ЦИРКОНИЙ-НИОБИЙ Э635 В УДАРНЫХ ВОЛНАХ СУБМИКРОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ	49
<u>С.Н. Малюгина, А.В. Павленко, С.С. Мокрушин, А.С. Майорова, Д.Н. Казаков, О.Е. Козелков</u>	
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ 12X18H10T В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБЛУЧЕНИЯ В ТЕЧЕНИЕ 41 ГОДА В РЕАКТОРЕ БОР-60	49
<u>Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов, Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, И.Ю. Жемков</u>	
РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ – МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ БЫСТРОГО РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ВЫСОКИХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗАХ. 2. ШТАТНАЯ СТАЛЬ ЧС68-ИД Х.Д.	50
<u>О.Г. Нестеренко, В.В. Чуев</u>	
РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ОБЛУЧЕННЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОБЛУЧЕНИЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60	50
<u>В.С. Неустроев, С.В. Белозёров, Е.И. Макаров, Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов</u>	
СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ ТРЕХСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА «СТАЛЬ-ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ» ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	51
<u>Т.А. Нечайкина, С.Н. Вотинов, С.А. Никулин, А.Б. Рожнов, С.О. Рогачев</u>	
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНОЙ СТАЛИ	52
<u>И.В. Бачучин, Д.А. Журко, Е.А. Красиков, В.А. Николаенко</u>	
ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э110 В УСЛОВИЯХ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ СУБМИКРОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ	53
<u>А.В. Павленко, С.Н. Малюгина, С.С. Мокрушин, А.С. Майорова, Д.Н. Казаков, О.Е. Козелков</u>	
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	53
<u>В.Л. Панченко, М.В. Леонтьева-Смирнова, А.А. Никитина, Н.С. Николаева</u>	
НАДАТОМНАЯ СТРУКТУРА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЧС139 И ЭК181 ОБЛУЧЕННЫХ В РЕАКТОРЕ БН-600	54
<u>В.Д. Пархоменко, С.Г. Богданов, Б.Н. Гощицкий</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

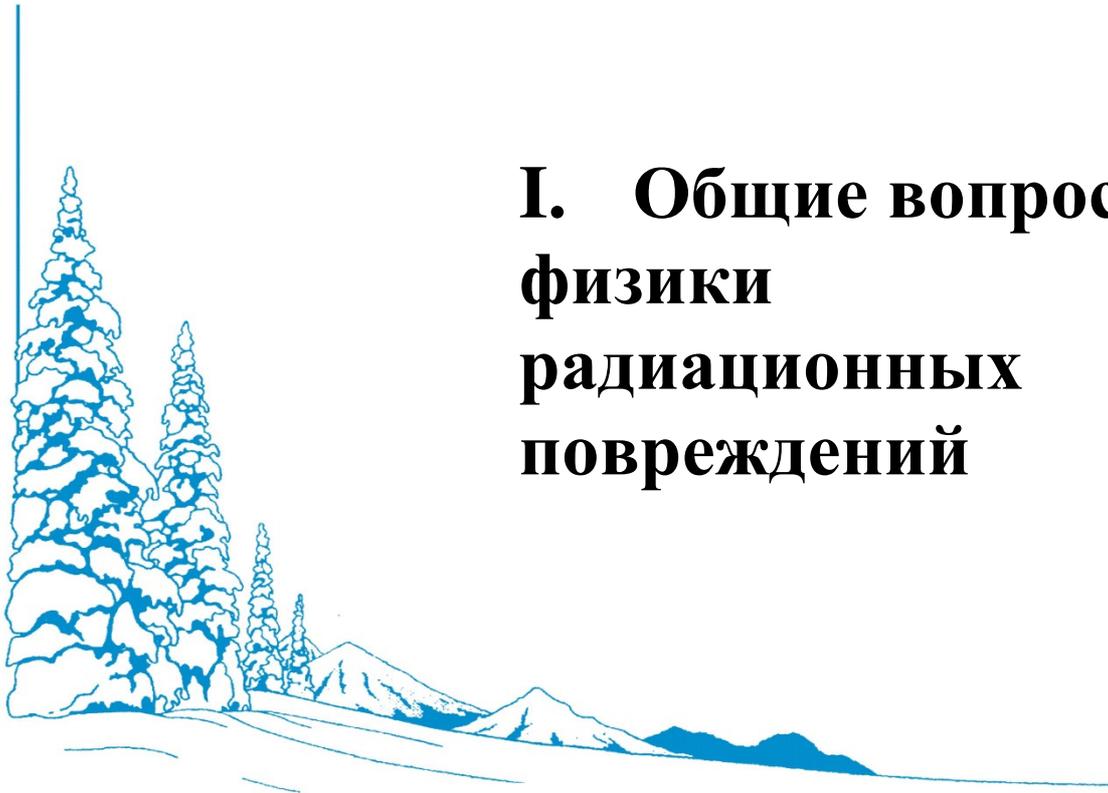
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОПЛИВНОЙ КОМПОЗИЦИИ И ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ С ОБОЛОЧКАМИ ТВЭЛОВ ИЗ СТАЛИ ЭК164 ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЗОНЕ МАЛОГО ОБОГАЩЕНИЯ РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ОБЛУЧЕНИЯ 540...620°C	55
<u>И.А. Портных, В.И. Пастухов, А.В. Козлов</u>	
ТОМОГРАФИЧЕСКОЕ АТОМНО-ЗОНДОВОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОЙ ОКСИДАМИ СТАЛИ 12Cr-1.1W-0.2V-0.3Ti-0.3Y₂O₃	56
<u>А.А. Хомич, Н.Н. Орлов, С.В. Рогожкин</u>	
РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ – МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ БЫСТРОГО РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ВЫСОКИХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗАХ. 1. ОПЫТ И МЕТОДОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕАКТОРНЫХ СБОРОК	57
<u>В.В. Чуев</u>	
СОПРОТИВЛЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ КОРРОЗИИ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12X18H10T ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ НЕЙТРОНАМИ И СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ	57
<u>А.В. Яровчук, О.Р. Максимкин, К.В. Цай, С.В. Рубан</u>	
<u>III. ИССЛЕДОВАНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ НЕУПРУГОГО РАССЕЯНИЯ НЕЙТРОНОВ, РЕНТГЕНОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ И ИЗМЕРЕНИЯ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ОБРАЗЦОВ</u>	59
НЕЙТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ И ОСОБЕННОСТИ ОСНОВНОГО СОСТОЯНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ СИЛЬНОКОРРЕЛИРОВАННЫХ СИСТЕМ: КОНДОВСКАЯ НЕДОКОМПЕНСАЦИЯ, СПИНОВЫЕ ФЛУКТУАЦИИ И МАГНИТНЫЙ ПОРЯДОК	61
<u>П.А. Алексеев</u>	
О ТЕОРЕТИЧЕСКИХ РАСЧЕТАХ РАЗРЕШЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ НЕЙТРОННЫХ ДИФРАКТОМЕТРОВ	62
<u>В.И. Бобровский</u>	
РЕНТГЕНОВСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ПОГЛОЩЕНИЯ (EXAFS) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ	63
<u>А.П. Менушенков</u>	
СТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СО СКАЧКОМ ОБЪЕМА В СИЛЬНО КОРРЕЛИРОВАННЫХ f-ЭЛЕКТРОННЫХ СИСТЕМАХ	64
<u>А.В. Мирмельштейн, А.А. Подлесняк, В.Н. Матвиенко, О.В. Кербель</u>	
<u>IV. РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В МАГНЕТИКАХ, СВЕРХПРОВОДНИКАХ, ПОЛУПРОВОДНИКАХ И ИЗОЛЯТОРАХ</u>	67
СОСТОЯНИЕ СПИНОВОГО СТЕКЛА В СЛОИСТОМ КОБАЛЬТИТЕ GdBaCo_{1.86}O_{5.32}	69
<u>Т.И.Арбузова, С.В.Наумов, С.В.Телегин, А.В. Королев</u>	
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ РАДИАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ КВАНТОВО-РАЗМЕРНЫХ СВЕТОДИОДОВ AlGaInP/GaAs	70
<u>В.Н. Брудный, П.В. Горлачук, А.А. Мармалюк, И.А. Прудаев, И.С. Романов, Ю.Л. Рябоштан</u>	
ГИБРИДНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ С БАРЬЕРОМ ШОТТКИ: ГИГАНТСКИЕ МАГНИТОТРАНСПОРТНЫЕ ЭФФЕКТЫ, УПРАВЛЯЕМЫЕ НАПРЯЖЕНИЕМ СМЕЩЕНИЯ	71
<u>Н.В. Волков, А.С. Тарасов, Д.А. Смоляков, М.В. Раутский, С.Н. Варнаков, С.Г. Овчинников</u>	
ИЗМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР НА БАЗЕ GaN И GaAs ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ БОЛЬШИХ ДОЗ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ	72
<u>Н.В. Басаргина, И.В. Ворожцова, С.М. Дубровских, Т.В. Купырина, О.В. Ткачёв, В.П. Шукайло</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

СИНЕРГЕТИКА КАТАСТРОФИЧЕСКИХ РАДИАЦИОННЫХ ОТКАЗОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ: РЕЖИМ ПЕРЕМЕЖАЕМОСТИ	73
<u>Б.Л. Оксенгендлер, С.Е. Максимов</u>	
НАКОПЛЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЗАРЯДОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ ПОЛИМЕРНЫХ ДИЭЛЕКТРИКОВ	74
<u>Д.Н. Садовничий, А.П. Тютнев, Ю.М. Милехин</u>	
<u>V. РАДИАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ МАТЕРИАЛОВ</u>	<u>77</u>
ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ Ст3 С НАНЕСЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ЭНЕРГИИ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА	79
<u>П.В. Быков, В.Л. Воробьев, В.Я. Баянкин</u>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ ТОНКИХ ОКСИДНЫХ ПЛЕНOK НА ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ Cu-Ni, Cu-Mn	80
<u>Ф.З. Гильмутдинов, О.Р. Бакиева, В.Л. Воробьев, А.А. Колотов</u>	
МОДИФИКАЦИЯ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АРМКО-ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ ПЛЕНOK ГРАФИТА	80
<u>Ф.З. Гильмутдинов, В.Л. Воробьев, О.Р. Бакиева, В.Я. Баянкин</u>	
ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСКОРЯЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Cr⁺	81
<u>В.Л. Воробьев, П.В. Быков, В.Я. Баянкин, О.А. Буреев</u>	
МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОЙ ВОЛНЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ Fe₈₀P₂₀	82
<u>А.Ю. Дроздов, Н.М. Созонова, В.Я. Баянкин</u>	
ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИСТЕМЫ (Cu₅₀Ni₅₀)+C	83
<u>А.В. Жихарев, В.Я. Баянкин, И.Н. Климова, С.Г. Быстров</u>	
ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	84
<u>А.А. Колотов, И.Н. Климова, А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин</u>	
ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПУТЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ И ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	85
<u>А.А. Новоселов, Е.А. Печина, В.Я. Баянкин</u>	
ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДИНАМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ ПРИ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКЕ	86
<u>В.В. Овчинников, Н.В. Гущина, Л.И. Кайгородова, Ф.Ф. Махинько</u>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПРОКАТАННЫХ ТИТАНОВЫХ ФОЛЬГ С НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ АЛЮМИНИЯ	87
<u>А.Н. Тарасенков, П.В. Быков</u>	
<u>VI. ТЕХНИКА И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА</u>	<u>89</u>
РАЗВИТИЕ МЕТОДИКИ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ В ИТЭФ	91
<u>А.А. Алеев, А.А. Лукьянчук, С.В. Рогожкин, А.С. Шутов, О.А. Разницын, С.Е. Кириллов</u>	
О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЭПР-ДОЗИМЕТРИИ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ЭКСПОЗИЦИОННОЙ ДОЗЫ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОГО ФОТОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	91
<u>А.Г. Березовский, В.П. Пудов</u>	

СОДЕРЖАНИЕ

ИЗУЧЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ Cr-Ni-Mo-Ti АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ МЕТОДОМ НЕЙТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ	92
<u>Э.З. Валиев, В.И. Воронин, И.Ф. Бергер, Б.Н. Гощицкий, В.В. Сагарадзе</u>	
ОСОБЕННОСТИ ИССЛЕДОВАНИЯ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ НА СТЕНДЕ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ С ЛАЗЕРНЫМ ИСПАРЕНИЕМ	93
<u>А.А. Лукьянчук, А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, О.А. Разницын, А.С. Шутов, С.Е. Кириллов</u>	
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭНЕРГОВЫДЕЛЕНИЯ В ПЛОТНЫХ КАСКАДАХ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ	94
<u>В. В. Овчинников, В.И. Соломонов, Ф.Ф. Махинько</u>	
ИССЛЕДОВАНИЯ РАДИАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА	95
<u>В.И. Пастухов, С.А. Аверин, В.Л. Панченко, И.А. Портных</u>	
БЕСКОНТАКТНАЯ МЕТОДИКА ВИЗУАЛИЗАЦИИ ПРОТЕКАНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА С ВЫСОКИМ ПРОСТРАНСТВЕННЫМ РАЗРЕШЕНИЕМ	96
<u>И.А. Руднев, М.А. Осипов, А.И. Подливаев, С.В. Покровский</u>	
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТОГО МЕТАЛЛА	97
<u>Н.А. Шабурова</u>	
ПРИМЕНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЬНОГО ДИФРАКТОМЕТРА ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ ДИФФУЗНОГО РАССЕЯНИЯ.	100
<u>А.Е. Шестаков, Ф.А. Кассан-Оглы</u>	
УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ	101



I. Общие вопросы физики радиационных повреждений

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

ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА В НАНОМАТЕРИАЛАХ КАК ЭФФЕКТИВНЫЕ СТОКИ ДЛЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ

Р.А. Андриевский

*Институт проблем химической физики, Российская Академия наук, г. Черноголовка
Московской обл., Россия (ara@icp.ac.ru)*

К настоящему времени накоплено немало результатов, свидетельствующих о том, что наноструктурные материалы на основе металлов, сплавов и соединений обладают более высокой радиационной стабильностью по сравнению с их крупнокристаллическими аналогами. Эти данные относятся как к облучению ионами на ускорителях, так и к реакторным испытаниям, которые пока не столь многочисленны. Наиболее показательны результаты, полученные при облучении ионами многослойных пленок типа Cu/V, Cu/Nb, Cu/W, W/ZrO₂, Ta/Ti, Ag/Ni, CrN/AlTiN и др. Оставляя общую толщину пленок постоянной и меняя толщину индивидуальных слоев, состоящих из несмешивающихся компонентов, нетрудно проследить влияние числа поверхностей раздела (стоков) на такие характеристики, как радиационный наклеп, свеллинг и сохранение ламинарности.

В ряде работ с использованием высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии удалось выявить роль нанодвойниковых границ в удалении радиационно индуцированных дефектов в облученных ГЦК металлах. В этой связи обсуждаются технологические приемы получения нанодвойниковых структур. В докладе обобщены также сведения о моделировании поведения радиационных дефектов в наноструктурах методами молекулярной динамики.

Литература:

1. Andrievski R.A., *J. Mater. Sci.* 2014, **49**, 1449.
2. Андриевский Р.А., *Успехи физ. наук* 2014, **184**, № 10.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

К.В. Гриняев^{1,2,3}, И.А. Дитенберг^{1,2}, А.Н. Тюменцев^{1,2,3}, И.В. Смирнов^{2,3}, В.М. Чернов⁴,
М.М. Потапенко⁴

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
(kvgrinyaev@inbox.ru)*

²*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия*

³*Томский государственный университет, Томск, Россия*

⁴*ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия*

Представлены результаты сравнительного исследования влияния режимов термомеханических обработок на параметры структурно-фазовых состояний и характеристики кратковременной прочности и пластичности малоактивируемых ванадиевых сплавов систем V-4Ti-4Cr, V-2.4Zr-0.25C, V-1.2Zr-8.8Cr и V-1.7Zr-4.2Cr-7.6W.

Предложен универсальный режим модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов в процессе термомеханической обработки. Установлено,

что применение этого режима обработки приводит к трансформации исходного крупнокристаллического состояния этих сплавов в мелкокристаллические состояния, в том числе с полигональной структурой. Показано, что реализуемые при этом термодинамические условия обеспечивают возможность трансформации исходных грубодисперсных (более 1 мкм) частиц метастабильных карбидов в однородно распределенные по объему наноразмерные (3-10 нм) частицы стабильной неметаллической фазы на основе фаз внедрения.

Результатом модификации гетерофазного структурного состояния ванадиевых сплавов является существенное увеличение кратковременной высокотемпературной прочности при сохранении значительного запаса низкотемпературной пластичности.

Обсуждается природа высокой термической стабильности гетерофазных структурных состояний, сформированных в результате термомеханической обработки изучаемых сплавов по предложенному режиму.

Рассмотрен вклад в увеличение значений предела текучести различных (твердорастворного, дисперсного, зернограничного, субструктурного) механизмов упрочнения. Проанализирована эффективность дисперсного упрочнения указанных выше сплавов при реализации механизма упрочнения по типу механизма Орована. В соответствии с проведенными оценками, для повышения прочности сплавов ($\Delta\sigma$ до ≈ 100 МПа) необходимо трансформировать в мелкодисперсное состояние с однородным распределением не менее 25-50 % общей объемной доли исходных грубодисперсных частиц.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ V-4Ti-4Cr

К.В. Гриняев^{1,2,3}, И.А. Дитенберг^{1,2}, А.Н. Тюменцев^{1,2,3}, И.В. Смирнов^{2,3}, В.М. Чернов⁴,
М.М. Потапенко⁴

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
(kvgrinyaev@inbox.ru)*

²*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия*

³*Томский государственный университет, Томск, Россия*

⁴*ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва, Россия*

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведено комплексное изучение особенностей пластической деформации и разрушения мелкокристаллического сплава V-4Ti-4Cr после механических испытаний растяжением при температурах 20 и 800 °С.

Установлено, что пластическая деформация при комнатной температуре протекает, в основном, в объеме зерен, что приводит к фрагментации крупных кристаллитов на мелкие зерна и формированию высокодефектной микроструктуры с элементами субмикроструктурного и наноструктурного состояния.

В процессе растяжения при повышенной (800 °С) температуре, вследствие разупрочнения границ зерен, пластическая деформация осуществляется,

преимущественно, по этим границам.

Предполагается, что активизация явления локализации пластического течения является результатом формирования в высокопрочных состояниях мощных концентраторов напряжений и новых высокоэнергетических носителей кооперативных мод деформации – взаимосвязанных ансамблей дислокаций и точечных дефектов, взаимодействующих с ультрадисперсными частицами второй фазы.

Для объяснения структурной и токовой неустойчивости пластического течения в зонах локализации деформации, в рамках дислокационно-вакансионной модели [1, 2], в качестве механизма пластической деформации рассматривается механизм движения краевых дислокаций, подвижность которых определяется процессами их переползания при преодолении частиц второй фазы в условиях высокой концентрации деформационных точечных дефектов.

Показано, что взаимосвязь параметров микроструктуры и уровня прочностных свойств изучаемого сплава во многом определяется действующими механизмами пластической деформации и переориентации кристаллической решетки, активизация которых, в свою очередь, зависит как от условий внешнего воздействия, так и от особенностей локального упруго-напряженного состояния.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета.

Литература:

1. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И. *Известия вузов. Физика*. 1991, №3, С.81-92.
2. Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И., Коротаев А.Д. *Томск: Изд-во Том. ун-та. Препринт №5*, 1989, 40 с.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $(SnSe)_{1-x}(PrSe)_x$

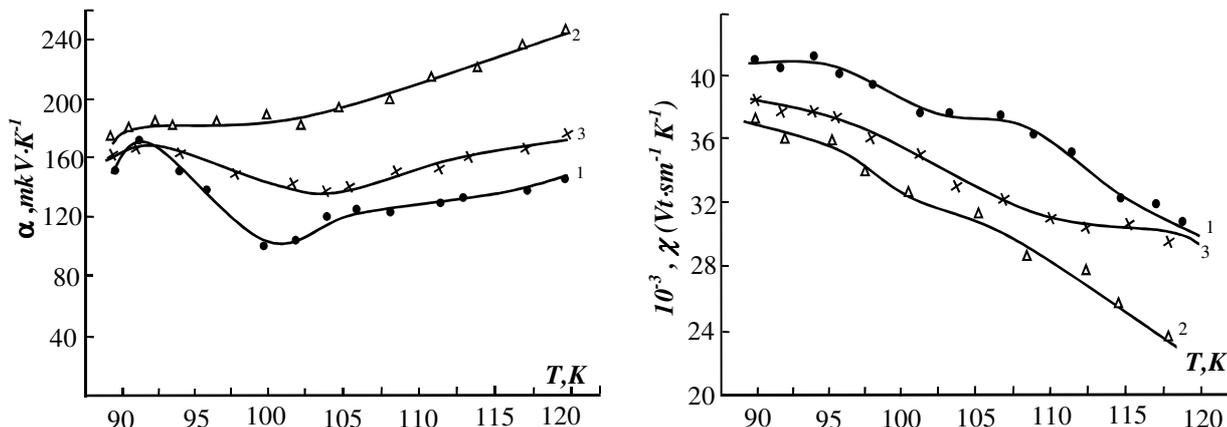
Дж.И. Гусейнов, М.И. Мургузов, Ш.С. Исмаилов, Р.Ф. Мамедова
Азербайджанский государственный педагогический университет, Баку (cih_58@mail.ru)

Моноселенид празеदिума по электрическим характеристикам относится к металлам, так как $PrSe$ между атомами катиона образуется металлическая связь, за счет чего атомы празедиума обладают степенью окисления, равной 3^+ . С этой позиции в твердых растворах, полученные в системах $SnSe-PrSe$, на основе моноселенида олова в больших концентрациях $PrSe$, и в системе между моноселенидами олова (олово находится в состоянии Sn^{2+}) и празедиума происходит обменная реакция.

Нами изучены некоторые кинетические коэффициенты твердых растворов $(SnSe)_{1-x}(PrSe)_x$. Особый интерес вызвали составы системы $(SnSe)_{0,75}(PrSe)_{0,25}$, для которых было исследовано влияние облучения и термообработки после облучения.

До облучения даны значения сопротивления образца $\rho(T)$ в зависимости от T в исследованном интервале температур (77-120 К), проходя экстремум в точке $T=100$ К, слабо уменьшаясь. После облучения γ -квантами, в дозах $D=35$ кГр, $\rho(T)$ заметно возрастает. Температурная зависимость термоэдс и теплопроводности представлены на

рисунке. Относительное изменение удельного сопротивления, термоэдс и теплопроводности при $T=100$ К составляет 35, 60 и 13 %, а при 120 К имели 80, 80 и 25 % соответственно. Затем были проведены термообработки в течение трех суток при температуре 620° С. После термообработки заново измеряли, полученные результаты представлены на рисунке (кривая-3). Как видно из рисунка после термообработки образца происходят восстановительные процессы и $\alpha(T)$ приближается к значению $q(T)$. После термообработки кристалла появляется небольшое остаточное термоэдс: при $T=100$ К 20%, а при $T=120$ К - 25%.



Зависимость удельного сопротивления в системе $(SnSe)_{1-x}(PrSe)_x$ от температуры:
1-до облучения; 2-после облучения; 3-после отжига

Образцы имели проводимость p -типа и, по-видимому, при облучении γ -квантами появляющиеся новые дефекты происходят частично в первичной рекомбинации, с сопровождением роста $\alpha(T)$ (кривая-2). При нагревании образца, т.е. при термообработке происходит вроде бы обратимый процесс и восстанавливается $\alpha \rightarrow k(q)$. Таким образом, удельное сопротивление твердых растворов $(SnSe)_{1-x}(PrSe)_x$ можно изменить, облучая их γ -квантами, и эти изменения могут быть обратимыми, которые могут действовать как акцепторы, доноры или ловушки.

ДЕФОРМАЦИОННАЯ МИКРОСТРУКТУРА И СЕПАРАЦИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В НИКЕЛЕ

С.Е. Данилов, В.Л. Арбузов, Н.Л. Печеркина, В.В. Сагарадзе

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

Работа конструкционных сталей ядерных реакторов в широком температурном интервале 300-1000 К и при высоких повреждающих дозах предъявляет высокие требования к их стойкости. Никель является модельным материалом для конструкционных аустенитных металлов и сплавов.

Ранее нами был экспериментально обнаружен эффект сепарации радиационных дефектов в никеле при электронном и при нейтронном облучении, который заключается в том, что в деформированном никеле значительная часть генерированных облучением собственных межузельных атомов аннигилирует при миграции на дислокационных стоках и не участвует в рекомбинации с вакансиями [1]. В результате этого происходит

накопление вакансий, концентрация которых в деформированном никеле существенно превышает их концентрацию в закаленном никеле.

В работе использовался чистый, отожженный при 1173 К никель, деформированный прокаткой. Степень деформации варьировалась в пределах 10-90 %. Для удаления деформационных вакансий образцы отжигались при 450 К. Облучения электронами ($E_e = 5$ Мэв) в атмосфере очищенного гелия были проведены при температуре около 320 К, когда вакансии неподвижны, а межузлия свободно мигрируют к стокам.

В деформированном никеле, при деформации формируется ячеистая субзеренная структура. Размер ячеек меняется в зависимости от степени деформации, от 700 нм до 200 нм. С увеличением степени деформации стенки ячеек становятся более плотными, более узкими, плотность дислокаций в них меняется от 2 до $10 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, растет разориентировка между ячейками, и микронапряжения. Плотность дислокаций в ячейках находится в пределах $(1-4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Показано, что приросты электросопротивления при облучении в деформированном никеле по сравнению с отожженным никелем зависят от степени деформации немонотонно. Максимум прироста наблюдается при степени деформации около 40 %. Зависимости прироста электросопротивления с увеличением дозы приближаются к квазистационарному уровню.

В деформированном и отожженном при 450 К никеле формируется два типа стоков точечных дефектов – границы субзерен и дислокационная структура в теле субзерен. Кинетика пострадиационного отжига накопленных при облучении вакансий определяется, также как и для межузельных атомов в процессе облучения, стоками точечных дефектов. При анализе кривых изменения электросопротивления при изохронном отжиге показано, что существует зависимость положения пика отжига от степени деформации, что соответствует длине свободной миграции вакансий до стоков при увеличении степени деформации. Установлена корреляция между мощностью стоков точечных дефектов и величиной эффекта сепарации радиационных дефектов.

Обнаруженные закономерности сепарации радиационных дефектов от степени деформации указывают на то, что это явление необходимо учитывать при прогнозировании радиационной повреждаемости существующих и перспективных конструкционных материалов для атомной энергетики.

Работа выполнена по плану РАН («Спин» Гос. Рег. № 01201463330), при частичной поддержке Проекта УрО РАН (№ 13-2-007 ЯЦ), Проектов РФФИ (грант № 13-02-00321, грант № 14-02-00150).

Литература:

1. V.L. Arbusov, B.N. Goshchitskii, S.E. Danilov, A.E. Kar'kin, N.L. Pecherkina, and V.V. Sagaradze. The Separation Effect of Radiation-Induced Defects in Nickel // *Technical Physics Letters*, 2014, **Vol.40**, No.2, pp.95–97.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КИНЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАДИАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ ЖЕЛЕЗА И СТАЛЕЙ

Д.Н. Демидов, Е.А. Смирнов
 НИЯУ МИФИ, Москва, Россия (eamirnov36@mail.ru)

С использованием ранее разработанной методики расчёта характеристик радиационных дефектов (РД) и радиационно – стимулированной диффузии (РСД) в металлах и сплавах с примесями и границами зёрен [1–2] исследовано влияние примесей и их комплексов с дефектами на характеристики РД и РСД, а так же на параметры процессов зарождения и роста вакансионных пор.

Для железа и аустенитных сталей проведены оценки температурных зависимостей стационарной концентрации РД для материалов с различной энергией связи комплексов дефект – примесь; эффективных значений скорости взаимной рекомбинации РД для материалов с комплексами; зависимостей доли взаимно рекомбинирующих дефектов от скорости генерации дефектов для материалов с примесями; влияние образования примесных комплексов на активационный барьер зарождения и скорость роста пор в объёме и на границах зёрен [3]. Анализируется возможность варьирования характеристик комплексов дефект – примесь для подавления процессов радиационного распухания.

Литература:

1. Е.А. Смирнов. Некоторые вопросы кинетической теории радиационно – ускоренной граничной диффузии в поликристаллических материалах с примесями // *Тез. докл. X Междунар. Уральского Семинара “Радиационная физика металлов и сплавов”*, Кыштым, 2013, с. 25 – 26; также - *Металлофизика и новейшие технологии*, 2013, т.35, №8, с.1001–1012
2. А.Н.Новосёлов, Е.А. Смирнов. Радиационно – стимулированная зернограничная диффузия в железе, его сплавах и коррозионно – стойких сталях // *Тез. докл. X Междунар. Уральского Семинара “Радиационная физика металлов и сплавов”*, Кыштым, 2013, с. 15 – 16; также – *Металлофизика и новейшие технологии*, 2013, т.35, №7, с.1005–1012
3. И.А.Ахиезер, Л.Н.Давыдов. *Введение в теоретическую радиационную физику металлов и сплавов*. «Наукова Думка», Киев, 1985

ПОЯВЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ $Tb_xSn_{1-x}Se$ ПРИ γ -ОБЛУЧЕНИИ

Т.А. Джафаров, М.И. Мургузов, Дж.И. Гусейнов, Ш.С. Исмаилов, О.М. Гасанов
 Азербайджанский Государственный Педагогический Университет, г.Баку
 (tapd75@mail.ru)

Был проведен синтез твердых сплавов $(SnSe)_{1-x}(TbSe)_x$ методом прямого сплавления из отдельных компонентов. Образцы были подвергнуты длительному отжигу. Полученные сплавы были исследованы, на фазовое равновесие при помощи физико-химического анализа. Монокристаллы $Tb_{0,01}Sn_{0,99}Se$ и $Tb_{0,05}Sn_{0,95}Se$ были получены методом направленной зонной плавки. Было исследованы в широком температурном интервале

(250-520 К) некоторые электрофизические свойства системы сплавов $(\text{SnSe})_{1-x}(\text{TbSe})_x$, до и после облучения, и проведен анализ воздействия γ -облучения на эти свойства. Образцы облучали γ -лучами с энергией 1,25 МэВ (^{60}Co), дозами $D=65$ Мрад. Затем выявили роль γ -облучения на механизм рассеивания и возникновения дефектов в твердых сплавах $\text{Tb}_x\text{Sn}_{1-x}\text{Se}$.

На рисунке представлены температурные зависимости холловской подвижности носителей заряда. Анализ температурных зависимостей холловской подвижности носителей заряда показывает, что в образце $\text{Tb}_{0,01}\text{Sn}_{0,99}$ подвижность носителей заряда до облучения с ростом температуры, увеличивается по закону $\mu \propto T^{1.5}$, а после облучения - $\mu \propto T^{2.0}$, в исследованном интервале температур. Это означает, что основным механизмом рассеяния носителей заряда является рассеяние на заряженных примесных центрах, после облучения рассеяние усиливается. В образце $\text{Tb}_{0,05}\text{Sn}_{0,95}\text{Se}$, где содержание тербия увеличивается, зависимость $\mu(T)$, до и после облучения одинаковы и изменяются по закону $\mu \propto T^{0.8}$ что соответствует рассеянию на слабозаряженных примесных центрах, а с повышением температуры их влияние ослабевает и нейтральные примеси начинают играть основную роль с усилением френкеловских дефектов.

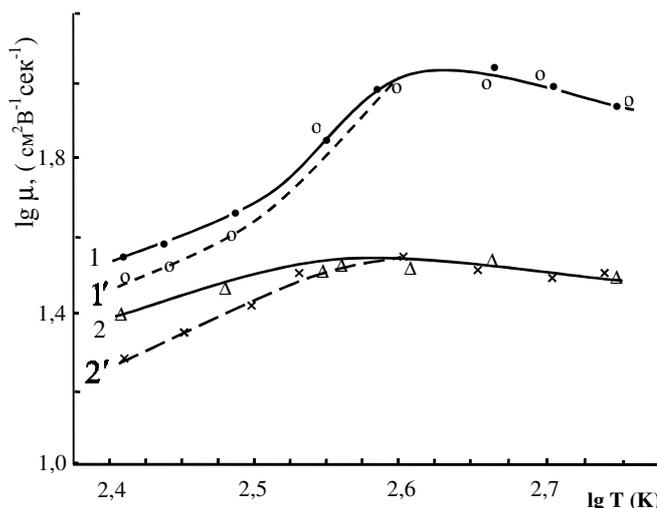


Рис. Температурные зависимости холловской подвижности 1, 1' - $\text{Sn}_{0,99}\text{Tb}_{0,01}\text{Se}$, 2, 2' - $\text{Sn}_{0,95}\text{Tb}_{0,05}\text{Se}$ (пунктирные линии до облучения)

Из полученных экспериментальных данных следует, что концентрация электронов уменьшается под влиянием γ - облучения, но с увеличением содержания тербия в составе изменение концентрации электронов ослабевает за счет усиления френкеловских дефектов. При низких температурах (77-200К) рассеяние носителей заряда в основном происходит на слабо ионизированных центрах [1], а с повышением температуры до 300К превалирующую роль начинают играть нейтральные примеси.

Литература:

1. Дж.И. Гусейнов, Т.А. Джафаров, *ФТП*, 2012, **46**, 447.

ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ФОСФОРА НА ЭВОЛЮЦИЮ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ЭЛЕКТРОННО-ОБЛУЧЕННОМ Ni

А.П. Дружков, С.Е Данилов, Д.А. Перминов, В.Л. Арбузов
 Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (druzhkov@imp.uran.ru)

Разбавленный сплав Ni-P (содержащий 50-240 атом фосфора) был облучен 5 МэВ

электронами при температурах 270-543 К. Радиационные дефекты детектировались методами измерения остаточного электросопротивления и позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) [1]. Установлено, что при облучении при 270 К (ниже III стадии в Ni), накопление моновакансий в Ni-P 1.5-2.0 раза выше по сравнению с чистым Ni, облученном при тех же условиях. Этот факт указывает на сильное взаимодействие P атомов с межузельными атомами (IAs). Вследствие этого формируются мало-подвижные IA-P комплексы. Как результат, взаимная рекомбинация точечных дефектов частично подавляется и соответственно, накопление вакансий повышается. При изохронном отжиге после облучения миграция вакансий индуцирует диффузию атомов фосфора и приводит к образованию вакансионных кластеров декорированных атомами фосфора. Было также изучено поведение дефектов в Ni-P при отжиге после облучения при повышенных температурах. Показано, что влияние фосфора на эволюцию вакансионных дефектов снижается с повышением температуры облучения.

Работа выполнена в рамках гос. задания по теме "Спин" (№012001463330) при поддержке РФФИ (№13-02-00321)

Литература:

1. A.P. Druzhkov et. al. *J. Nucl. Mater.* 2014, DOI: 1016/j. jnucmat.2014.10.082

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КАСКАДОВ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ НАКЛОННЫХ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В Zr

П.Е. Капустин

Научно-исследовательский технологический институт им. С.П. Капицы Ульяновского государственного университета, Ульяновск, Россия (kapustinpe91@gmail.com)

Цирконий обладает удачным сочетанием ядерно-физических характеристик и механических свойств. Его сплавы широко используются как конструкционный материал элементов топливных сборок и оболочек твэл ядерных энергетических установок. В данной работе рассматриваются атомистические модели симметричных наклонных (двойниковых) межзеренных границ (ГЗ) в гпу-Zr, методом молекулярной динамики проводится моделирование каскадов атомных смещений вблизи таких границ.

При расчетах использовался многочастичный потенциал межатомного взаимодействия, предложенный Менделевым и Акландом [1]. Рассмотрены двойниковые ГЗ $\Sigma_{32}(23\bar{4}6\ 23\ 27)$ и $\Sigma_{32}(\bar{1}\ 2\ \bar{1}\ 3)$ с осью вращения $[\bar{1}\ 0\ \bar{1}\ 0]$, а также $\Sigma_{14}(4\ \bar{5}\ 1\ 0)$ и $\Sigma_{14}(2\ 1\ \bar{3}\ 0)$ с осью вращения $[0\ 0\ 0\ 1]$. При моделировании используются периодические условия на границах, перпендикулярных плоскости ГЗ. Граница параллельная плоскости ГЗ является свободной. Получены оценки ширины межзеренных областей, удельных энергий свободной и межзеренной границ.

Проведено моделирование каскадов атомных смещений вблизи ГЗ. Начальная температура модельного бикристалла 300 К, энергия первично выбитого атома (ПВА) – 10 кэВ, начальный импульс ПВА всегда направлен к ГЗ вдоль нормали к плоскости границы, расстояние от ПВА до ГЗ 20-25 Å. Для каждого типа границ было промоделировано по 8 каскадов. Качественный анализ результатов моделирования позволяет сделать вывод о

тенденции точечных дефектов (прежде всего, собственных междоузельных атомов) аккумулироваться возле ГЗ. Аналогичный эффект описан ранее в работах других исследователей для металлов с оцк и гцк решетками. Также получен ряд количественных оценок повреждения кристаллической структуры ГПУ-Zr.

Литература:

1. M. I. Mendeleev, G. J. Ackland. Development of an interatomic for the simulation of phase transformations in zirconium // *Phil. Mag. Let.*, 2007, **Vol.87**, №5, p.349-359

**РАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА ГЕЛИЯ В δ -ФАЗНЫХ СПЛАВАХ
Pu-Ga**

А.В. Караваев, В.В. Дремов, Г.В. Ионов

*ФГУП "Российский Федеральный Ядерный Центр - Всероссийский Научно-Исследовательский Институт Технической Физики им. академ. Е.И. Забабахина",
Снежинск, Россия (a.v.karavayev@vniitf.ru)*

Работа посвящена теоретическому исследованию модификации δ -фазных сплавов плутония с галлием в результате самооблучения, в частности с помощью классической молекулярной динамики мы исследуем долгосрочное поведение атомов гелия в гранцентрированной кубической (ГЦК) решетке Pu-Ga сплавов при нормальных условиях. В силу того, что атомы гелия в ГЦК решетке Pu-Ga сплавов имеют достаточно низкую диффузионную мобильность, их динамика не может быть смоделирована напрямую в простом молекулярно-динамическом расчете. Вместо этого мы предлагаем использовать термодинамический потенциал, свободную энергию Гельмгольца, для исследования относительной термодинамической стабильности различных метастабильных микроконфигураций бездефектных кристаллических образцов с искусственно добавленными в них He атомами в различных конфигурациях. Свободная энергия Гельмгольца данных метастабильных конфигураций рассчитывается с помощью метода термодинамического интегрирования. На основании полученных значений свободной энергии различных метастабильных конфигураций делаются выводы об их относительной термодинамической стабильности при нормальных условиях. В работе выполнены оценки термодинамически равновесных параметров гелиевых пузырьков в ГЦК сплавах Pu-Ga, и оценено распределение гелиевых пузырьков по размерам, проведено сравнение результатов расчетов с экспериментальными данными.

**АТОМНО-МАСШТАБНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО РАСПАДА
Fe-22%Cr ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ СТАРЕНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ
ТЯЖЕЛОИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ**

О.А. Корчуганова^{1,2}, А.А. Алеев^{1,2}, С.В. Рогожкин^{1,2}

¹ФГБУ ГНЦ РФ ИТЭФ, Москва, Россия (KorchuganovaOA@gmail.com)

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

Понимание механизмов разрушительных и деградационных процессов, а также

корреляции атомно-масштабных изменений и макроскопических свойств твердотельных материалов является ключевой темой в современном материаловедении и имеет очень важное значение. Одним из направлений в этой области является бинарные системы на основе железа, а именно Fe-Cr. Его фазовая диаграмма по-прежнему является центром дискуссий, что берет начало от родства железа и хрома и их магнитной природы. Если концентрация Cr превышает 10%, происходит распад твердого раствора.

Эта работа посвящена пониманию кинетики такого процесса в Fe-22% вес. Cr сплав с помощью атомно зондовой томографии. Последняя была использована для количественного описания процессов зарождения и роста на атомарном уровне, а также для описания стабильности образующихся фаз под воздействием каскадообразующего облучения. Материал был отожжен при различных временах до 1200 часов при 500 °С, некоторые из образцов были впоследствии облучены тяжелыми ионами до 1 сна. Было показано, что формирование α -фазы, а также поведение перенасыщенного твердого раствора не соответствует классическому описанию – теории Лифшица-Слезова.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЕГРЕГАЦИЙ ЭЛЕМЕНТОВ ЗАМЕЩЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ

А.Р. Кузнецов¹, Л.Е. Карькина¹, И.Н. Карькин¹, И.К. Разумов¹, П.А. Коржавый²,
Ю.Н. Горностырев¹

¹ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (a_kuznetsov@imp.uran.ru)

²KTH Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden

Сегрегации легирующих элементов на границах зерен (ГЗ) оказывают существенное влияние на физико-механические свойства сплавов, протекание фазовых превращений и формирование микроструктуры. Хотя эта проблема исследуется теоретически и экспериментально уже многие годы, механизмы взаимодействия легирующих элементов с ГЗ и образования сегрегаций остаются предметом дискуссий. В частности, не удается выделить один или несколько параметров, зависящих от характеристик ГЗ (угол разориентации, свободный атомный объем, энергия ГЗ), или от типа примесного атома (ионный радиус, энергия растворения), существенным образом определяющие сегрегационные эффекты на ГЗ.

Мы исследовали механизм образования сегрегаций на ГЗ различного типа, используя подходы различного масштабного уровня: расчет энергий сегрегаций в рамках теории функционала электронной плотности (PAW-VASP) и метод молекулярной динамики (МД), а также методы термодинамического моделирования Монте Карло (МК). В качестве объекта исследования рассмотрены сплавы Al, легированные Mg, Si или Ti. Полученные результаты дают представление не только о величине энергии сегрегации, определяющей движущую силу процесса, но и о ширине приграничной области L_{GB} , в которой происходит обогащение примесными элементами.

Результаты расчетов выявили роль различных вкладов во взаимодействие примесей – ГЗ. Показано, что для *sp*-элементов, расположенных в Периодической таблице справа от Al, наличие дополнительных валентных электронов приводит к усилению химической связи в областях с нарушенной атомной координацией, что вносит доминирующий вклад во взаимодействие с ГЗ. Для других легирующих элементов определяющим является

деформационное взаимодействие. При этом замещение Al на ГЗ атомом с меньшим радиусом (Ti) приводит к проигрышу в энергии, в то время как перемещение на ГЗ более крупного атома (Mg) является энергетически выгодным. Показано, что для границ общего типа, содержащих структурные дефекты, ширина L_{GB} области интенсивного взаимодействия примеси с ГЗ значительно больше, чем в случае симметричных специальных ГЗ. Поскольку энергия сегрегации демонстрирует сильные осцилляции вдоль ГЗ, предложено описывать взаимодействие примеси – ГЗ эффективной величиной, характеризующей сегрегационную способность ГЗ в целом.

Для исследования кинетики образования сегрегаций на ГЗ различного типа мы провели атомистическое моделирование, используя подход, сочетающий методы Монте Карло и молекулярной динамики (МК+МД). Для системы Al-Mg мы получили, что обогащение ГЗ и профиль распределения концентраций хорошо согласуются с экспериментом. При этом, для получения корректного описания образования сегрегаций необходимо учитывать не только взаимодействие растворенных элементов с границей, но и между собой. Результаты позволяют объяснить наблюдаемые особенности обогащения ГЗ в сплавах, подвергнутых большим пластическим деформациям.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 14-12-00673).

ПРОЦЕССЫ АТОМНОГО ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИ РАДИАЦИОННО- И ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОМ РАСТВОРЕНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СПЛАВЕ Fe-Ni-Si

В.А. Шабашов, В.В. Сагарадзе, А.В. Литвинов

*Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
(litvinov@imp.uran.ru)*

Методом мёссбауэровской спектроскопии исследовано растворение дисперсных интерметаллидов Ni_3Si в ГЦК матрице стареющего сплава $FeNi_{34}Si_3$ при 340 К в каскадах смещения нейтронов и проведено сопоставление с растворением интерметаллидов при холодной мегапластической деформации (с различной скоростью и степенью). Обнаружено индуцированное нейтронами растворение интерметаллидов Ni_3Si в отличие от радиационно-ускоренного электронами расслоения бинарных ГЦК Fe-Ni сплавов. Установлено ослабление кинетики ускоренного высокоэнергетическими электронами процесса образования интерметаллидов в сплаве Fe-Ni-Si по сравнению со сплавами Fe-Ni-Ti(Al). Подобное снижение релаксационной составляющей старения при облучении нейтронами, обусловленное малой диффузионной подвижностью атомов кремния, является причиной активного деформационно- и радиационно-индуцированного растворения интерметаллидов Ni_3Si .

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 14-13-00908.

КИНЕТИКА ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ 12Х18Н10Т И AISI 304.

М.С. Мережко, О.П. Максимкин, Д.А. Мережко

Институт ядерной физики, Алматы, Республика Казахстан (merzhko.mihail@gmail.com)

Значительное влияние на параметры прочности и пластичности метастабильных аустенитных сталей оказывает протекающее при пластической деформации мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение. Оно заключается в том, что под действием напряжений в процессе пластической деформации ГЦК решетка аустенита трансформируется в ОЦК решетку α' -мартенсита. Образование более прочной по сравнению с аустенитом мартенситной фазы может привести к увеличению пластичности и энергоемкости материала.

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 получены механические и энергетические характеристики, определены значения энергии дефекта упаковки (ЭДУ) для исследуемых материалов. Построены диаграммы накопления мартенситной α' -фазы в координатах «мартенситная α' -фаза – «истинные» напряжения», «мартенситная α' -фаза — «истинные» локальные деформации» и «мартенситная α' -фаза – плотность энергии деформации».

С помощью уравнений, полученных в работах [1, 2] проведена аппроксимация диаграмм накопления мартенситной α' -фазы и определены параметры, характеризующие кинетику мартенситного превращения. Анализируется взаимосвязь энергии дефекта упаковки и кинетики мартенситного превращения.

Литература:

1. Shin H.C., Ha T.K., Chang Y.W., Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel // *Scripta Materialia*. 2001, **Vol.45**, No.7, P.823-829.
2. Olson, G.B. Cohen, M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation // *Metallurgical Transactions A*. 1975, **Vol.6**, No.4, P.791-795.

ЭВОЛЮЦИЯ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДИФФУЗИОННОГО ПОТОКА ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ.

И.И. Новоселов, А.В. Янилкин

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

Под воздействием радиации в металлах и сплавах образуются дефекты кристаллической решетки, которые могут оказывать существенное влияние на эксплуатационные характеристики материала, вызывая распухание, охрупчивание,

ползучесть [1]. Кроме того, выход дефектов на поверхность образца изменяет микрорельеф поверхности. Учет данного эффекта может быть необходим для более детального прогнозирования изменения характеристик изделий, подверженных воздействию радиации.

Методами кинетического Монте-Карло, сопряженного с молекулярно динамическими расчетами, в работе моделируется эволюция микрорельефа поверхности под действием диффузионного потока точечных дефектов.

На первом этапе работы, рассматриваются отдельно влияния потока вакансий и междоузлий на форму рельефа. Показано, что, в случае, если междоузлий выходит на поверхность больше, чем вакансий, поверхностные неоднородности сглаживаются. Напротив, доминирование потока вакансий на поверхность материала приводит к образованию более развитого рельефа. При различных скоростях генерации вакансий реализуются различные режимы модификации поверхности: от образования дендритных структур до равномерного углубления уже имевшихся впадин.

Распухание материала под действием облучения приводит к возникновению градиентов напряжений вблизи поверхностных неоднородностей. Поскольку известно, что напряжение влияет на коэффициент диффузии точечных дефектов [2], во втором этапе работы используемая модель была расширена, чтобы учесть влияние упругих полей на диффузионные свойства вакансий и междоузлий.

Для этого методами классической молекулярной динамики была рассчитана зависимость энтальпии образования точечных дефектов от давления. На основании полученных данных вычислялась поправка к энергии миграции дефекта. Предложенный подход позволяет моделировать пространственную неоднородность коэффициентов диффузии в твердом теле. Показано, что учет влияния упругих полей может качественно изменить режим модификации поверхности.

Результаты, полученные в рамках данной работы, могут быть использованы для качественной оценки эволюции поверхности металлических образцов, эксплуатируемых под воздействием радиации, а также материалов, подверженных самооблучению.

Литература:

1. Cockeram B. et al, *Journal of Nuclear Materials* 2011, **418**, p 121.
2. Liu F. et al, *Physical. Review B*. 2001, **64**, 245410.

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ И УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В.В. Овчинников¹, Н.В. Гущина¹, Л.И. Кайгородова², А.Н. Григорьев³, А.В. Павленко³,
В.В. Плохой³

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

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

³ФГУП «РФЯЦ – ВНИИТФ им. академ. Е. И. Забабахина», г. Снежинск, Россия

Динамические эффекты дальнего действия, проявляющиеся при корпускулярном облучении конденсированных сред, могут быть объяснены с привлечением гипотезы о возникновении и последующем распространении в веществе послекаскадных ударных

волн [1]. Для подтверждения были выполнены сравнительные эксперименты по влиянию на свойства сплавов системы Al-Cu-Mg ионно-лучевой обработки и механического ударного нагружения (на стендах РФЯЦ ВНИИТФ). Образцы холоднодеформированных алюминиевых сплавов ВД1 и Д16 толщиной 3 мм облучались на установке для ионно-лучевой имплантации ИЛМ-1 непрерывными пучками ионов Ag^+ , формируемыми ионным источником Пульсар-1М, разработанным в Институте электрофизики УрО РАН [2]. В ходе облучения энергия ионов варьировалась в диапазоне 20-40 кэВ, плотность ионного тока пучка изменялась от 50 до 400 мкА/см², а флюенс составлял $10^{15} - 7,5 \cdot 10^{17}$ см⁻².

В процессе ионно-лучевого воздействия осуществлялся контроль нагрева образцов. Мониторинг температуры образца-свидетеля с приваренной тонкой хромель-алюмелевой термопарой показал, что при низких флюенсах ($10^{15} - 10^{16}$ см⁻²) образцы разогревались от 40 до 130 °С, а при повышенных флюенсах ($\geq 10^{17}$ см⁻²) нагрев не превышал 400 °С.

Аналогичные образцы холоднодеформированных алюминиевых сплавов подвергались механическому ударному нагружению. Скорость ударника составляла ~ 400 м/с. Температура разогрева образцов при таком неупругом взаимодействии не превышала 300 °С, что ниже температуры стандартного отжига этих сплавов ($\sim 400^\circ\text{C}$).

Электронно-микроскопические исследования образцов сплавов ВД1 и Д16 показали, что в исходном состоянии после холодной деформации в них наблюдается дислокационная ячеистая структура, границами ячеек являются плотные сплетения дислокаций. Как ударное нагружение, так и ионная бомбардировка (при флюенсах $10^{15} - 10^{16}$ см⁻²) приводят к трансформации *ячеистой структуры* в субзеренную. В обоих случаях изменяется также состав продуктов распада твердого раствора: в сплаве ВД1 зарегистрировано формирование частиц метастабильной фазы $S'(Al_2CuMg)$, а в сплаве Д16 вместо наблюдаемой в холоднодеформированном образце метастабильной фазы θ'' образовалась фаза, состав которой близок к $Al_5Cu_6Mg_2$.

Таким образом, установлена прямая аналогия между процессами изменения микроструктуры холоднодеформированных сплавов ВД1 и Д16 в результате механического ударного нагружения и ускоренного холодного (при аномально низких температурах) радиационного отжига пучками ионов Ag^+ ($E = 20-40$ кэВ). Результаты исследований могут служить косвенным подтверждением ударно-волновой природы структурно-фазовых превращений, на начальных стадиях облучения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 14-08-01049_А).

Литература:

1. Овчинников В.В. *Успехи физических наук*. 2008, **178**, 9, 991.

Гаврилов Н.В., Никулин С.П., Радковский Г.В. *Приборы и техника эксперимента*. 1996, **1**, 93.

ПОЗИТРОН-АННИГИЛЯЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ НАНОКЛАСТЕРОВ СЕРЫ В СИСТЕМЕ Ni-S ПРИ ОБЛУЧЕНИИ И ТЕРМИЧЕСКОМ СТАРЕНИИ

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

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

Сера является широко распространенной $3sp$ -примесью в никелевых сплавах. При этом, как известно, сера имеет малый предел растворимости в никеле. По этой причине, даже при малой концентрации серы (десятки ppm) в процессе термического отжига может происходить распад твердого раствора Ni-S. Кроме того, в процессе облучения также может происходить радиационно-индуцированный распад твердого раствора благодаря взаимодействию атомов серы с точечными дефектами и образованию подвижных комплексов атом серы - дефект.

Процессы старения материалов обычно исследуют методами измерения остаточного электросопротивления, малоуглового рентгеновского рассеяния, электронной микроскопии и др. Однако, прямые методы исследования, например, электронная микроскопия, не позволяют исследовать процессы зарождения и роста выделений на ранних стадиях старения из-за малого размера выделений.

Позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС) широко используется для исследований эволюции вакансионных дефектов. Кроме того, локализация позитрона в выделениях, индуцированная предпочтительным сродством позитрона, позволяет изучать ультрамелкие (1-10 нм) «бездефектные» выделения вторых фаз. При этом, с помощью таких методик ПАС как Допплеровское уширение аннигиляционной линии (ДУАЛ) и угловая корреляция аннигиляционного излучения (УКАИ), в которых измеряется импульсное распределение электронов, можно определять химический элемент, с электронами которого аннигилирует позитрон. Это позволяет определять химическое окружение места, где аннигилирует позитрон, и, тем самым, обнаруживать и изучать мелкие примесные кластеры или выделения, присутствующие в материале.

В данной работе методом УКАИ были исследованы системы Ni-S, содержащие 50-350 ppm серы. Часть образцов Ni-S старилась при температуре 650 K в течение различного времени. Другая часть облучалась электронами энергией 5 МэВ при температуре 270 K с последующим изохронным отжигом. Установлено, что в процессе термического старения в Ni-S образуются «бездефектные», когерентные к матрице ультрамелкие обогащенные серой выделения (кластеры). Позитроны локализируются в этих кластерах, что обусловлено повышенной электронной плотностью в кластерах по сравнению с никелем. В облученной системе Ni-S в процессе отжига выше 350 K образуются подвижные комплексы атом серы-вакансия, которые объединяются в трехмерные вакансионные кластеры, декорированные атомами серы. Выше 550 K вакансионные кластеры диссоциируют. При этом происходит радиационно-индуцированное образование «бездефектных» обогащенных серой кластеров.

Работа выполнена в рамках государственной программы "Спин" (№012001463330) при частичной поддержке РФФИ (проект №13-02-00321-а).

Литература:

1. D.A. Perminov et al. *Acta Physica Polonica A*, 2014, **125**, 729-732.
2. A.P. Druzhkov et al. *J. Nucl. Mater.*, 2014, **449**, 54-61.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОГО МАССОПЕРЕНОСА В СПЛАВАХ ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

В.А. Печенкин¹, А.Д. Чернова¹, В.Л. Молодцов¹, F.A. Garner²

¹ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского, Обнинск,
Российская Федерация (vap@ippe.ru)

²Radiation Effects Consulting, Richland, WA 99354, USA

В условиях облучения металлическими ионами может происходить существенное изменение локального состава сплавов вдоль проективного пробега. Причинами являются радиационно-индуцированная сегрегация (РИС) возле поверхности образца и в области сильной неоднородности скорости генерации точечных дефектов (ТД), а также радиационно-ускоренная диффузия имплантированных ионов.

В работе проведены расчеты характеристик повреждающей дозы: скоростей создания «стандартных» (NRT) и «эффективных» смещений на атом (сна), энергетических спектров первично-выбитых атомов (ПВА) вдоль проективного пробега в Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Si сплавах при облучении 7 МэВ ионами никеля и 1.8 МэВ ионами хрома. Энергетические спектры ПВА существенно различаются при ионном и нейтронном облучении в активной зоне тепловых и быстрых реакторов, причем средняя энергия ПВА оказывается существенно ниже при ионном облучении.

Сформулирована система диффузионных уравнений для ТД и элементов сплавов с учетом накопления имплантированных ионов. Проведено моделирование изменения локального состава сплавов при облучении ионами с учетом рекомбинации ТД и простых аппроксимаций интенсивностей внутренних стоков вдоль проективного пробега. Показано, что увеличение интенсивностей внутренних стоков выше 10^{14} м⁻² приводит к замедлению диффузионного массопереноса вдоль проективного пробега.

Предложенный подход применен также для анализа опубликованных данных по облучению стали F82H ионами никеля с энергией 4 МэВ повреждающей дозой 100 сна. Результаты расчетов с учетом данных об интенсивностях внутренних стоков удовлетворительно согласуются с измеренными профилями внедренных ионов никеля.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Правительства Калужской области (проект № 14-42-03094).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ В РЕАКТОРЕ ВВР-К

С.В. Рубан, О.В. Рофман, О.П. Максимкин, К.В. Цай

Институт ядерной физики РК, г.Алматы, Казахстан (o.rofman@mail.ru)

Характерной особенностью метастабильных высоко-легированных аустенитных сталей является их склонность к прямому $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситному превращению под действием градиентов напряжений и температур. Развитие ОЦК-мартенситных включений в стали

вызывает сильную фрагментацию зерна, упрочняет и, одновременно, охрупчивает аустенитную матрицу, изменяя физико-механические характеристики стали по сравнению с исходным материалом. Известно, также, что мартенситная α' -фаза в сталях метастабильна и в условиях постдеформационного отжига превращается в аустенит в ходе обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращения.

С целью детального изучения природы прямых мартенситных $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращений в аустенитных сталях были приготовлены плоские миниобразцы толщиной 300 мкм из хромоникелевых сталей 12X18H9T и 12X18H10T и облучены нейтронами на исследовательском реакторе ВВР-К до различных флюенсов, 10^{18} - 10^{20} н/см². Необлученные и облученные нейтронами стальные образцы подвергали одноосному растяжению при разных температурах испытаний (20°C и -100°C). В результате в материале была сформирована α' -фаза и получены кривые накопления мартенситной фазы в зависимости от степени деформации $M_f(\epsilon)$.

Для изучения особенностей обратного мартенситного превращения часть деформированных образцов отжигали при температурах 300-800°C в течение 30 минут с последующими измерениями значений намагниченности и микротвердости.

Показано, что понижение температуры испытаний в область отрицательных значений приводит к увеличению прочностных характеристик материала σ_{02} и σ_B по сравнению с испытаниями при комнатной температуре и облегчает протекание прямого $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения при деформации. При одинаковой температуре испытаний предварительное нейтронное облучение обуславливает дополнительное упрочнение стали по сравнению с необлученным материалом.

Обнаружено, что в результате нейтронного облучения в деформируемых при отрицательных температурах образцах хромоникелевых сталей интенсивность образования мартенситной α' -фазы уменьшается по сравнению с необлученным материалом. Увеличение флюенса облучения сдерживает протекание $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращений на ранних стадиях деформации и частично подавляет кинетику образования мартенсита в стали. Данный эффект будет наблюдаться в аустенитных сталях при условии, что зависимость содержания мартенситной фазы от степени деформации, $M_f(\epsilon)$, из экспоненциальной переходит в S-образную кривую и, одновременно, значительно растет величина M_f . При этом конечным продуктом деформации является фрагментированный мартенсит с областями остаточного аустенита. В образцах с подобной микроструктурой, как правило, имеет место значительное постдеформационное отжиговое упрочнение при относительно слабом приросте содержания ферромагнитной фазы. Температурный интервал эффекта постотжигового упрочнения 300-600°C (для стали 12X18H10T), а его интенсивность практически не зависит от наличия предварительного облучения.

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ГЕНЕРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов, К.А. Козлов, Н.В. Катаева, А.В. Литвинов, В.А. Завалишин
Институт физики металлов имени М.Н.Мухоморова УрО РАН, Екатеринбург, Россия
(vsagaradze@imp.uran.ru)

Актуальной научной и практически значимой задачей является изучение аномальных фазовых превращений в сплавах железа при различных температурах, сопровождающих деформационное наноструктурирование в условиях генерации большого количества точечных дефектов, в определенных случаях сопоставимое с радиационным воздействием. В работе исследовали аустенитный сплав железа с 37,5 мас.% Ni и 3 мас.% Ti после закалки от 1150⁰С и старения при 650⁰С, при котором происходит равномерное выделение интерметаллидной γ' - фазы Ni₃Ti с когерентной матрице ГЦК решеткой. Размер частиц составлял менее 5 нм. Растворение γ' -частиц осуществляли в процессе прокатки с обжатием 95-96% при различных температурах (77, 203, 293, 423 и 573 К). Измерение концентрации никеля C_{Ni} в матрице Fe-Ni-Ti при растворении или выделении γ' - фазы Ni₃Ti определяли с помощью магнитометрии по температуре Кюри, а также мессбауэровским методом по среднему полю H_{ср} на ядре ⁵⁷Fe при 293К, используя известную зависимость H_{ср}=f (C_{Ni}). Фазовый и структурный анализ осуществляли с использованием трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ).

Как показали мессбауэровские измерения, в результате выделения фазы Ni₃Ti при старении в матрице сплава концентрация Ni снизилась от 37,5 до 31,2%. Деформация при всех выбранных температурах привела к росту H_{ср} и соответственно к увеличению содержания никеля, то есть к растворению γ' - фазы Ni₃Ti. Часть дисперсных интерметаллидов осталась нерастворенной. При снижении температуры сильной деформации от 573 до 77К средняя концентрация Ni в Fe-Ni-Ti аустените заметно увеличилась – от 32,2 до 35,3%, что свидетельствует об интенсификации процесса растворения γ' - фазы Ni₃Ti при криогенных температурах. Этот результат можно объяснить затруднением развития инициируемого точечными дефектами альтернативного процесса выделения частиц Ni₃Ti при криогенных температурах. Работа представляет не только научный но и практический интерес, в частности, для создания механически легированных дисперсно-упрочненных оксидами жаропрочных реакторных сталей.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-13-00908).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V–Cr–Zr–W

И.В. Смирнов^{1,2}, И.А. Дитенберг^{2,3}, Ю.П. Пинжин^{1,3}, К.В. Гриняев^{1,2,3}, А.Н. Тюменцев^{1,2,3},
В.М. Чернов⁴

¹Томский государственный университет, Томск, Россия (smirnov_iv@bk.ru)

²Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

⁴ОАО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва, Россия

Представлены результаты исследования влияния температуры на особенности пластической деформации и разрушения сплава V–4,23 Cr–1,69 Zr–7,56 W (вес. %) после комплексной термомеханической плюс химико-термической обработки. Механические испытания образцов активным растяжением проведены при температурах 20 °С, 800 °С, 900 °С и 1000 °С.

Установлено, что при комнатной температуре пластическая деформация характеризуется как хрупким, так и вязким типом разрушения. При высоких температурах (800 – 1000 °С) преобладает вязкое разрушение. Отличительной особенностью при этом является формирование трещин, вязко раскрывающихся в направлении растяжения.

В результате анализа карт ориентации, полученных с использованием метода дифракции обратно рассеянных электронов, установлено, что микроструктура недеформированной части образцов представлена вытянутыми в направлении прокатки крупными зернами (длиной до 200 мкм и шириной до 20 мкм), разделенными прослойками из мелких (длиной 2 – 20 мкм и шириной 2 – 6 мкм) кристаллитов. Объемные доли крупных и мелких зерен приблизительно равны. Микроструктура в областях однородной деформации образцов после испытаний при 20 °С, 800 °С и 900 °С качественно подобна микроструктуре в недеформированной части. Увеличение температуры деформации до 1000 °С приводит к уменьшению доли крупных зерен в области однородного удлинения до 30 %.

В области локализации деформации, в зависимости от температуры испытаний, выявлены следующие особенности фрагментации зеренной структуры:

– при 20 °С и 800 °С наблюдается частичное сохранение исходных крупных зерен, примерно 70 % объема материала занимают мелкие зерна, длиной до 10 мкм и шириной 1 – 4 мкм, внутри большей части как крупных, так и мелких зерен формируется высокая плотность малоугловых границ с разориентировками непрерывного и дискретного типа;

– при повышении температуры испытания до 900 °С объемная доля исходных крупных зерен уменьшается до 20 % и основной объем материала при этом представлен мелкими зернами, длиной 10 – 20 мкм и шириной до 5 мкм, в объеме кристаллитов практически не наблюдается формирования малоугловых границ;

– увеличение температуры до 1000 °С приводит только к уменьшению объемной доли крупных зерен до 7 %.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования ТГУ.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ БИНАРНОГО СПЛАВА FeCr С СИММЕТРИЧНЫМИ НАКЛОННЫМИ ГРАНИЦАМИ ПОД ОДНООСНЫМ НАПРЯЖЕНИЕМ.

М.Ю. Тихончев, В.В. Светухин

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

Границы зерен (ГЗ) традиционно рассматриваются как стоки для точечных дефектов и примесных атомов. Однако, механизм взаимодействия ГЗ с указанными дефектами все еще не изучен достаточно полно. Также, такие важные явления как фазовая нестабильность, сегрегация Cr или, наоборот, обеднение по Cr возле ГЗ наблюдается в высокохромистых феррито-мартенситных сталях под нейтронным облучением. Поэтому в последние годы наблюдается возросший интерес к компьютерному моделированию структур и свойств ГЗ на атомистическом уровне.

Представляемый материал посвящен моделированию радиационного повреждения бинарного сплава Fe-Cr с симметричными наклонными ГЗ методом молекулярной динамики. В работе рассмотрено по две ГЗ с осями поворота [001] и [110]. Границы моделировались под одноосными напряжениями различного знака. Причем, нагрузка всегда задавалась перпендикулярно плоскости ГЗ. Для железа и хрома использовали многочастичные потенциалы Г. Аккланда, М. Мендеева et al. [1] и П. Олссона, Дж. Валлениуса et al. [2] соответственно. Для описания кросс-взаимодействий Fe-Cr использовали модифицированную версию потенциала А. Каро et al. [3,4].

Для различных одноосных напряжений получены оценки удельной энергии ГЗ, размеры межзеренных областей, энергии связи с ГЗ точечных дефектов и замещающего атома Cr в железе. Исследованы особенности развития каскадов атомных смещений возле нагруженных ГЗ. Моделирование проведено для начальной температуры би-кристаллита 300 К и энергии первично выбитого атома (ПВА) 10 кэВ.

Литература:

1. G. J. Ackland, M. I. Mendeleev, D. J. Srolovitz, S. Han, A. V. Barashev, *J. Phys. Condens. Matter*, 2004, **16**, S2629.
2. P. Olsson, J. Wallenius, C. Domain, K. Nordlund, L. Malerba, *Phys. Rev. B* 2005, **72**, 214119.
3. A. Caro D. A. Crowson, M. Caro, *Phys. Rev. Lett.*, 2005, **95**, 075702.
4. M. Tikhonchev, V. Svetukhin, A. Kadochkin, E. Gaganidze, *J. Nucl. Mater.* 2009, **395**, 50.

КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО СТАРЕНИЯ СПЛАВОВ

В.А. Хлебников, А.Ю. Куксин, А.В. Янилкин
ФГУП ВНИИ Автоматики им. Н.Л.Духова, Москва, Российская Федерация
(breadoff@gmail.com)

Для описания явлений связанных с диффузией точечных дефектов и примесей в сложных сплавах нами разрабатывается модель, основанная на представлении о парных взаимодействиях атомов на жёсткой кристаллической решётке. Модель встраивается в свободно распространяющийся код SPPARKS для параллельных вычислений методом Монте-Карло. Элементарными процессами являются: температурный переход вакансии на место ближайшего атома, перемещение межузельного атома, радиационное образование пары Френкеля. При этом энергии активации (а вместе с ними вероятности/темпы) процессов зависят от локального окружения. Модель позволяет описывать динамику осаждения примесей, процессы образования пор и дислокационных петель. Энергии парных взаимодействий выражаются через такие величины как энергия когезии, энергия растворения, различные энергии связи, которые вычисляются из первых принципов, частично берутся из экспериментов. При численном моделировании выявляется степень влияния различных энергетических параметров, а так же температуры и концентрации примесей на процессы диффузии, роста неоднородностей, изменения локального состава сплава. Работая в параллельном режиме, программа воспроизводит результаты многочасовых экспериментов по отжигу дефектов, описывает накопление радиационной повреждённости вплоть до сотых дра.

РЕКОМБИНАЦИЯ И КЛАСТЕРИЗАЦИЯ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ЭВОЛЮЦИИ КАСКАДА СМЕЩЕНИЙ

А.Ю. Куксин^{1,2}, А.В. Янилкин^{1,2}

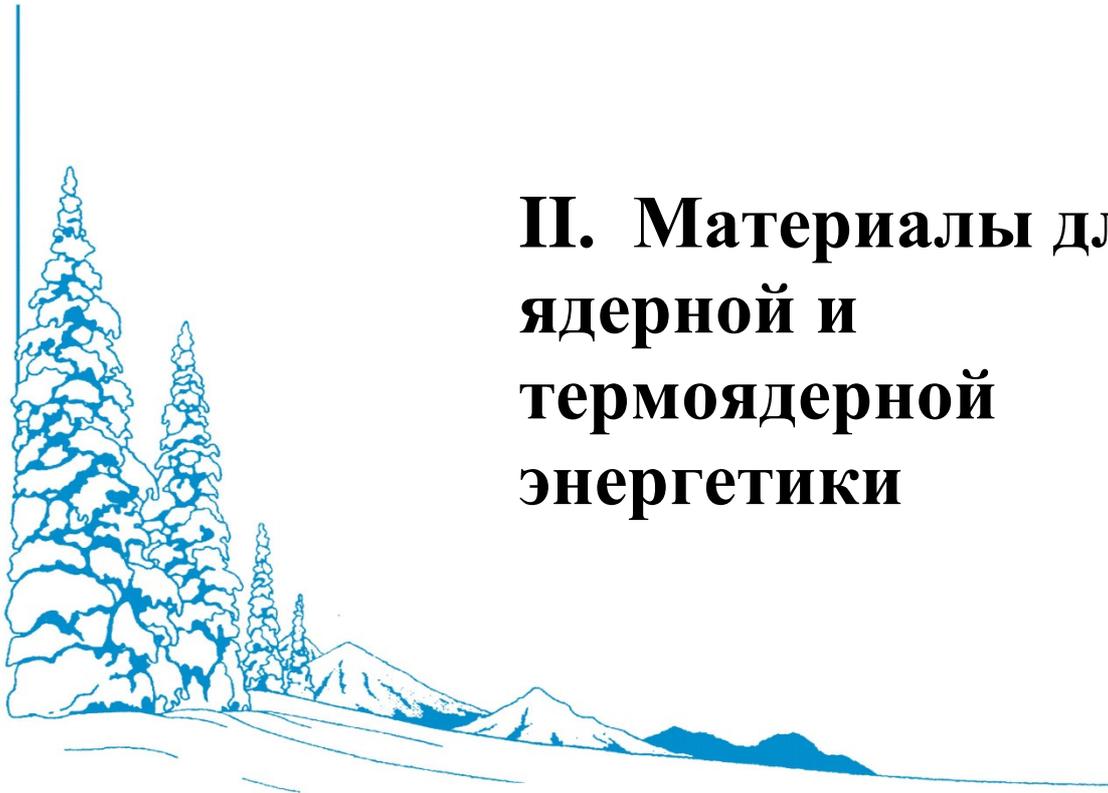
¹*ФГУП Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова, Москва, Россия* (aleyanilkin@gmail.com)

²*Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия*

Моделирование поведения эволюции дефектов при радиационном повреждении материала начинается с моделирования их образования в каскадах смещений, которое успешно проводится методом молекулярной динамики. На основе таких расчетов получают число образующихся дефектов, распределения их по размерам, характерный масштаб области образования дефектов. Но метод молекулярной динамики ограничен временами порядка наносекунд. Поэтому в дальнейшем результаты таких расчетов используют зачастую в кинетическом моделировании в рамках теории среднего поля, когда концентрация дефектов считается в среднем по какому-то большому объему. Это позволяет существенно упростить расчеты и выйти на макроскопические времена. Но между двумя этими этапами возникает противоречие: с одной стороны каскад локализован и средняя концентрация дефектов 10^{-3} - 10^{-2} , с другой стороны - в кинетической теории число образующихся дефектов приводится на большой объем и концентрации там значительно меньше. Это может приводить к существенному изменению кинетики рекомбинации и образования кластеров. С помощью МД расчетов не

удается посчитать расплывание каскада на большой объем, поскольку характерные времена такого процесса существенно превосходят доступные.

Поэтому в данной работе предлагается использовать метод кинетического Монте-Карло для исследования эволюции дефектов после начальной стадии образования каскада смещений. Начальная стадия исследуется с помощью метода молекулярной динамики. В качестве исследуемого материала рассматривается молибден, сплавы которого могут быть использованы в условиях высоких рабочих температур. В работе рассмотрены энергии первично выбитых атомов 5, 10, 20 кэВ и температуры 300, 1000 и 1500 К.



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).

MEASUREMENT OF VOID SWELLING IN THICK NON-UNIFORMLY IRRADIATED 304 STAINLESS STEEL BLOCKS USING NONDESTRUCTIVE ULTRASONIC TECHNIQUES

F.A. Garner¹, T. Okita², Y. Isobe³, J. Etoh³, M. Sagisaka³, T. Matsunaga³, P.D. Freyer⁴,
Y. Huang⁵, J.M.K. Wiezorek⁶, D.L. Porter⁷

¹*Radiation Effects Consulting, Richland WA USA (frank.garner@dslextreme.com)*

²*University of Tokyo, Tokyo, Japan*

³*Nuclear Fuel Industries, Osaka, Japan*

⁴*Westinghouse Electric Company, Pittsburgh PA USA*

⁵*University of Wisconsin, Madison WI USA, currently at University of Oxford, U. K.*

⁶*University of Pittsburgh, Pittsburgh PA USA*

⁷*Idaho National Laboratory, Idaho Falls, ID USA*

Void swelling is of potential importance in PWR austenitic internals, especially in components that will see higher doses during plant lives beyond 40 years. Proactive surveillance of void swelling is required to identify its emergence before swelling reaches levels that cause high levels of embrittlement and distortion. Non-destructive measurements of ultrasonic velocity can measure swelling at fractions of a percent. To demonstrate the feasibility of this technique for PWR application we have investigated five blocks of 304 stainless steel that were irradiated in the EBR-II fast reactor. These blocks were of hexagonal cross-section, with thickness of ~50 mm and lengths of ~218-245 mm. They were subjected to significant axial and radial gradients in gamma heating, temperature and dpa rate, producing complex internal distributions of swelling, reaching ~3.5% maximum at an off-center mid-core position.

Swelling decreases both the density and elastic moduli, thereby impacting the ultrasonic velocity. Concurrently, carbide precipitates form, producing increases in density and decreases in elastic moduli. Using blocks from both low and high dpa levels it was possible to separate the ultrasonic contributions of voids and carbides. Time-of-flight ultrasonic measurements were used to non-destructively measure the internal distribution of void swelling. These distributions were confirmed using non-destructive profilometry followed by destructive cutting to provide density change and electron microscopy data. It was demonstrated that the four measurement types produce remarkably consistent results. Therefore ultrasonic measurements offer great promise for *in-situ* surveillance of voids in PWR core internals.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF AISI 316L TENSILE SPECIMENS FROM THE SECOND OPERATIONAL TARGET MODULE AT THE SPALLATION NEUTRON SOURCE

M.N. Gussev¹, D.A. McClintock¹, F.A. Garner²

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

²*Radiation Effect Consulting, Richland, WA, USA*

The Spallation Neutron Source (SNS) at Oak Ridge National Laboratory (ORNL) is a megawatt class accelerator-based neutron source that generates intense neutron pulses for neutron scattering based research. Neutrons are produced by bombarding a target module containing flowing liquid mercury with 1 GeV protons at a frequency of 60 Hz. The SNS target module is composed of AISI 316L stainless steel and consists of an inner mercury target vessel

surrounded by a water-cooled shroud. The target module operates in a harsh environment (dual proton and neutron irradiation, cavitation, vibration, contact with liquid metal) and the analysis of the material property degradation effects is of high interest.

Tensile testing was previously performed on material removed from the first and second operational target module at the SNS. During these characterizations a tensile specimen from the second operational target, irradiated to 5.4 dpa, was tested at room temperature to approximately 57% total elongation and exhibited significantly more elongation compared to the other specimens tested. The tested tensile specimen was examined using electron-backscatter diffraction to characterize the post-deformation microstructure.

Deformation twinning and strain-induced martensite were observed and analyzed in detail. Examination revealed an elevated volume fraction of martensite in the deformed gauge section, and abnormally large grains in both the specimen head and gauge section. Results of the microstructural characterization suggests the specimen deformed plastically via the “deformation wave” process observed in a number of recent studies on 300 series steels irradiated in other reactors. This wave phenomenon always causes a substantial increase in the measured total elongation. It was shown that in the SNS specimen the combined effect of large grain size and phase transformation appears to serve as the cause of high ductility and wave formation.

PHASE INSTABILITY DURING PLASTIC DEFORMATION OF AISI 304L STEEL IRRADIATED IN LIGHT-WATER AND FAST REACTORS

M.N. Gussev¹, K.G. Field¹, J.T. Busby¹, F.A. Garner²

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

²*Radiation Effect Consulting, Richland, WA, USA*

Many austenitic stainless steels are metastable under straining and are prone to deformation twinning and formation of alpha (α , bcc) and epsilon (ϵ , hcp) martensite. However, the question of how irradiation impacts the phase and structural stability has not been answered in detail. Some recent papers show that neutron irradiation tends to accelerate strain-induced austenite instability, and this could be an issue during long-term operation or life extension of nuclear power plants.

In the present work, martensitic transformation during plastic deformation has been studied for commercial purity austenitic 304L and 316L steels and also model austenitic alloys irradiated in both a light water power reactor and the BOR-60 fast reactor. To investigate phase and structure transformations (α - and ϵ - martensite formation), scanning-transmission electron microscopy (STEM) and electron backscattering diffraction (EBSD) have been employed. Finite-element analysis (commercial COMSOL v.4.3. FEA software) has been used to evaluate stress and strain distributions in the deformed specimens.

For both non-irradiated and irradiated materials, the critical stress and critical strain required to produce martensite were studied as a function of damage dose and material starting condition. It was shown that in the irradiated steels martensite formed at a lower strain level; however, the critical stress increased compared to that of non-irradiated material. The morphology of martensite as function of irradiation, strain, stress value and stress state were examined using STEM and EBSD. The role of grain orientation is analyzed in detail; martensite formed in grains oriented along the [001]-[111] direction, but not in [001] or [101]- oriented grains.

RELATIONSHIP OF VOID SWELLING AND DISPERSOID STABILITY IN VARIOUS ODS FERRITIC-MARTENSITIC ALLOYS IRRADIATED WITH SELF-IONS TO VERY HIGH DPA LEVELS

F.A. Garner¹, L. Shao², S. Ukai³, M.B. Toloczko⁴, V. Voyevodin⁵, V. Bryk⁵, O. Borodin⁵,
D. Hoelzer⁶

*1*Radiation Effects Consulting, USA, (frank.garner@dslextreme.com)

*2*Texas A&M University, USA,

*3*Hokkaido University, Japan,

*4*Pacific Northwest National Laboratory, USA,

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

*6*Oak Ridge National Laboratory, USA

Recently published studies conducted in the Ukraine have shown that ferritic and ferritic-martensitic alloys irradiated with 1.8 MeV Cr-ions resist rapid swelling for hundreds of dpa before accelerating to ~0.2%/dpa thereafter, with the transition highly dependent on composition and grain structure, varying from 100-500 dpa. More recent studies now focus on oxide-dispersion-strengthened (ODS) alloys irradiated with 1.8 MeV Cr-ions and/or 3.5 MeV Fe-ions, the latter at Texas A&M University. Results are presented here for an EP-450 ODS variant, MA956, MA957, and 14YWT, these alloys having dispersoids in a ferrite matrix, and also a unique 9Cr duplex ODS alloy with dispersoids in both ferrite and tempered martensite phases.

A number of major questions are addressed. Is void swelling delayed by dispersoids? Are the dispersoids stable under irradiation? Are the two phenomena directly or indirectly related? Does the dispersoid-suppressed swelling arise from their role as sinks for point defects or more from their pinning of the nano-grain microstructure to resist radiation-induced recrystallization?

In MA956 dispersoids were not used to produce nano-grains and the overwhelming majority of voids nucleate at relatively low dose directly on the surfaces of the dispersoids. The dispersoids in MA956 are also unstable during irradiation, first becoming amorphous and then dissolving. In other alloys such as MA957 and 14YWT the dispersoids are much more stable, and the transient regime of swelling persists to 400-500 dpa. The voids in highly nano-structured alloys appear to be aligned in internal patterns associated with the deformation texture. It also appears that the role of dispersoids in delaying accelerated swelling arises primarily from their action to pin and maintain the nano-grain structure such that grain boundary denuding is a significant contribution. Swelling observed in this study appears to be dependent not only on composition but also on grain structure, most easily observed in duplex alloys.

**TOMOGRAPHIC ATOM PROBE STUDY OF ODS STEEL
12Cr-1.1W-0.2V-0.3Ti-0.3Y₂O₃**

A.A. Khomich^{1,2}, N.N. Orlov^{1,2}, S.V. Rogozhkin^{1,2}

*1*National Research Nuclear University «MEPhI», Moscow, Russian Federation

*2*State Scientific Center of the Russian Federation – Institute for Theoretical and Experimental Physics, Moscow, Russian Federation (artem.khomich@gmail.com)

One of the important problems for advanced fission and fusion power plants is the development of structural materials for the reactor core. Operation characteristics of new

materials should be considerably better in comparison with the existing ones. Radiation resistance is expected to be up to 200 dpa, mechanical properties must be stable at high temperatures ($> 700^{\circ}\text{C}$), and new materials also must have corrosion resistance in coolant, and so on. Prospective candidates to meet these requirements are oxide dispersion strengthened (ODS) ferritic-martensitic steels. The development of such materials is currently underway in the world research centers (ORNL, KIT, KAERI, VNIINM etc.). Mechanical properties of ODS steels significantly depend on the nanostructure of the material: size and spatial distribution of dispersed inclusions (oxide particles and clusters). It is known that Ti and V affect the formation of nanoscale particles by reducing their size and increasing the number density [1, 2]. In this context, it is important to study ODS steels with different alloying systems [3, 4]. In this work ferritic-martensitic ODS steel 12Cr-1.1W-0.2V-0.3Ti-0.3Y₂O₃ produced in KAERI (Korea) was investigated by tomographic atom probe. The 3D-distribution of chemical elements in the bulk of the material has been obtained. Clusters enriched in Ti, O, V, and Y were found. The average number density of clusters is $\sim 10^{23} \text{ m}^{-3}$ with the size about 2-4 nm.

References

1. Aleev A.A., Iskandarov N.A., Klimenkov M., Lindau R., Möslang A., Nikitin A.A., Rogozhkin S.V., Vladimirov P., Zaluzhnyi A.G., *J. Nucl. Mater.*, 2011, **v.409**, p. 65–71.
2. Oksiuta Z., Lewandowska M., Unifantowicz P., Baluc N., Kurzydowski K.J., *Fus. Eng. Des.*, 2011, **v.86**, p. 2417–2420.
3. Kimura A., Kasada R., Iwata N., Kishimoto H., Zhang C.H., Isselin J., Dou P., Lee P., Muthukumar N., Okuda T., Inoue M., Ukai S., Ohnuki S., Fujisawa T., *J. Nucl. Mater.*, 2011, **v.417**, p. 176–179
4. He P., Klimenkov M., Lindau R., Moslang A., *J. Nucl. Mater.*, 2012, **v.428**, p. 131–138.

DETAILED ANALYSIS OF DEFORMATION WAVES IN NON-IRRADIATED AND IRRADIATED METASTABLE Cr18-Ni10-Ti STEEL

S.V. Ruban¹, M.N. Gussev², O.P. Maksimkin¹, K.V. Tsay¹, J.T. Busby², F.A. Garner³

¹*Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan (rubanserg@gmail.com)*

²*Oak Ridge National Laboratory, Tennessee, USA*

³*Radiation Effects Consulting Richland, WA, USA*

Recently it was observed that under some PWR-relevant irradiation conditions, low-nickel steels such as austenitic AISI 304 and 316 steels used in pressure vessel internals can develop a unique strain mechanism characterized by a "deformation wave" when exposures greater than ~ 20 dpa are reached [1]. This wave phenomenon is analogous to the TRIP effect in non-irradiated steels but in the irradiated case involves a strong martensite instability at the wave front. On the one hand, we may speculate that the initial radiation-induced ductility loss might be recovered via the deformation wave at higher exposure for deformation temperatures characteristic of zero-power shutdown conditions. On the other hand, the microstructural alteration accompanying the wave raises the question of loss of stability with respect to cracking and corrosion especially, and this may be an issue during life extension of light-water reactors.

At the moment, a number of questions related to wave formation and phase instability remain to be investigated. For instance, how much martensite is required to initiate and form a wave, and what is the geometry and strain distribution along the travelling wave. One of the most intriguing aspects is the influence of grain orientation on martensite formation and the kinetics of

phase transformation.

In the present work, the deformation wave was simulated using non-irradiated Cr18-Ni10-Ti steel by varying the annealing temperature (800-1050°C) and test temperature (-100°C to RT) of cold rolled (~ 40%) specimens. Also, some specimens were irradiated in the WWR-K test reactor to 1.9×10^{19} and 1.1×10^{20} neutrons / cm². A special low-temperature test chamber was constructed that allows for specimen observation and non-contact optical strain measurement. The parameters of the deformation wave (relative velocity, local flow stress, local strain, etc.) and the kinetics of magnetic phase accumulation were studied in detail.

Also, structural analysis of the specimens was performed using SEM-EBSD allowing for observation of martensite particle distribution and size. The amount of martensite and its distribution along the specimen gauge was defined and analyzed. It was shown that the wave front had a width of ~0.3 mm and that grain orientation significantly influenced the onset and amount of phase transformation. The largest martensite amount was observed in the [111]-oriented grains, while the softest grains with largest Schmid factor; the [001]- and [011]-grains were found to be much less transformed.

References

1. Gusev M.N., Maksimkin O.P., Osipov I.S., Garner F.A., *J. Nucl. Mater.* 2009, **386-388**, 273-276.

СРАВНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ДУО СТАЛИ ODS EUROFER 97 ПРИ ТЯЖЕЛОИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ Fe И Cr ДО ФЛЮЕНСА 10^{15} см⁻²

А.А. Алеев, С.В. Рогожкин, О.А. Корчуганова, А.А. Никитин, Н.Н. Орлов
Государственный Научный Центр Российской Федерации - Институт Теоретической и
Экспериментальной Физики, Москва, Россия (Andrey.Aleev@itep.ru)

Расчеты температурных и дозовых полей, механических напряжений для ядерных и термоядерных реакторов новых поколений поставили минимальные требования к конструкционным материалам активных зон на уровень, значительно превышающий возможности современных материалов. Материалы активной зоны энергетических установок должны выдерживать уровни радиационных повреждений в 150 сна и обеспечивать жаропрочность при высоких температурах (~ 700°C) при сохранении остальных характеристик. Одними из возможных материалов применимых в таких условиях 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, охватывая широкий спектр возможного состава и термообработок. Одним из важных направлений является проведение тяжелоионного облучения для определения степени устойчивости наноразмерных (1-3 нм) кластеров – как основного фактора стабильности системы, в каскадах атом-атомных смещений. В настоящей работе проведено облучение пластин из ферритно/мартенситной стали ODS Eurofer 97 ионами Fe

и Cr с энергиями 101 кэВ/нуклон и флюенсом 10^{15} см⁻² (~3 с.н.а.) и представлены томографические атомно-зондовые данные из различных областей. Проводилось сравнение различия повреждений для текущей геометрии и ранее полученных данных для образцов в форме игл.

НАКОПЛЕНИЕ И ОТЖИГ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 16Cr15Ni3Mo1Ti ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ НЕЙТРОННОМ И ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

В.Л. Арбузов, Б.Н. Гощицкий, С.Е. Данилов, А.Е. Карькин, В.Д. Пархоменко, В.В. Сагарадзе

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

В настоящее время для внутрикорпусных элементов реакторов наиболее широко используются аустенитные нержавеющие стали. Их радиационная стойкость определяется эволюцией микроструктуры. Первичное радиационное повреждение проявляется в виде кластеров дефектов междоузельного или вакансионного типа, формируемых в каскадах атомных смещений, или отдельных точечных дефектов, обладающих способностью свободно мигрировать. В данной работе представлены экспериментальные результаты по влиянию низкотемпературного нейтронного и электронного облучения на физико-механические свойства аустенитной нержавеющей стали.

Для исследований была взята аустенитная нержавеющая сталь Cr16Ni15Mo3Ti1. Облучение нейтронами проводили в реакторе ИВВ-2М при 77 К до флюенсов в интервале $(1,5-15) \times 10^{18}$ см⁻². Облучение электронами 5 МэВ проводились на линейном ускорителе электронов ЛУЭ-5 при 77 К до флюенсов $(1-4) \times 10^{18}$ см⁻².

Облучение при 77 К существенно увеличивает предел текучести стали, как при нейтронном, так и при электронном облучениях. Как при электронном, так и при нейтронном облучениях существует практически линейная связь между приростом предела текучести и корнем квадратным из прироста остаточного электросопротивления. Однако, единая линейная зависимость не наблюдается. Это связано с неоднородным распределением дефектов в каскадах смещений и равномерным распределением при электронном облучении.

Перекрытие каскадов смещения при облучении начинается при флюенсе большем $1,5 \times 10^{18}$ см⁻². При меньших флюенсах вклад от радиационных дефектов в остаточное электросопротивление не зависит от того распределены они гомогенно или находятся в области каскадов смещения. Однако, неоднородность распределения точечных дефектов и перекрытие каскадов смещений оказывают сильное влияние на повышение предела текучести стали.

В процессе отжига при 250-600 К наблюдается свободная миграция вакансий, образование вакансионных кластеров, модификация вакансионных кластеров, образовавшихся в каскадах смещений, и диссоциация этих кластеров. Эти процессы приводят к снижению предела текучести, причем при бескаскадном электронном облучении он полностью восстанавливается до исходного состояния в области 400 К

Работа выполнена по плану РАН, шифр «Спин» и «Поток», при частичной поддержке РФФИ (гранты № 14-03-00359 и № 15-03-01709) и УрО РАН (проект № 15-17-2-3).

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕРИДИОНАЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА УРАНА С ЖЕЛЕЗОМ И ГЕРМАНИЕМ ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ

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

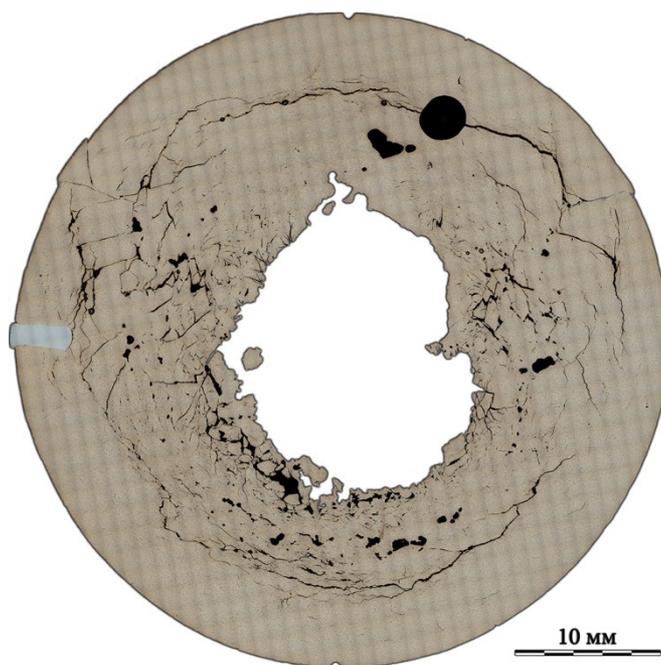
Наряду с техническими приложениями ударные волны широко используются в фундаментальных научных исследованиях, оставаясь на сегодняшний день основным экспериментальным методом при изучении термодинамических свойств вещества в области высоких и сверхвысоких давлений и реологических свойств в условиях высокоскоростного деформирования. Существенно большие амплитуды ударных волн могут быть получены на взрывных системах, использующих принцип схождения детонационных волн. В сферической геометрии давление на фронте детонационной волны непрерывно возрастает по мере приближения к центру. Поэтому эксперименты по всестороннему взрывному сферическому обжатию являются хорошим инструментом для изучения материалов при сверхвысоких давлениях [1].

В настоящей работе изложены результаты, полученные при металлографическом изучении сохраненной после взрывного нагружения низкого уровня толстостенной сферической оболочки из сплава урана с железом и германием [2].

Изучение выполнялось методами световой микроскопии и твердометрии. Исследовалось сечение оболочки, полученное в результате разрезки по меридиональной плоскости, как наиболее полно отражающей все структурное многообразие материала, обусловленное воздействием взрывного нагружения (рисунок) [3].

Выявлены концентрически расположенные зоны, имеющие разные структурные состояния, уровни твердости и микротвердости, степени поврежденности, концентрации и размеры неметаллических включений.

Проведен анализ полученных экспериментальных данных и выявлены закономерности структурных изменений, связанные с образованием и залечиванием системы откольных повреждений, происшедшие в процессе ударно-волновых взаимодействий в материале. 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.



Макроструктура меридионального сечения оболочки из сплава урана с железом и германием

Обработка, представление и анализ экспериментальных данных, несущих информацию об объемном распределении исследованных физических величин, выполнялись с применением методов цифрового панорамирования и картирования аналогично [4 — 6].

Литература:

1. *Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках*. Монография под общей редакцией д.ф.-м.н. М.В. Жерноклетова, Саров, 2003.
2. Е.А. Козлов и др. Откольные и сдвиговые разрушения в сферически сходящихся оболочках из железа и сталей. Измерение энергии и остаточных деформаций // *Деформация и разрушение материалов*, 2008, № 11.
3. Козлов Е.А. Литвинов Б.В., Тимофеева Л.Ф., Курило В.С., Орлов В.К. Структурные, фазовые превращения и откольные разрушения шара из δ -фазного сплава плутония с галлием в сферических волнах напряжений // *Физика металлов и металловедение*. 1996. Т.81. Вып.6, С.139-157.
4. Александров А.С., Беляев Д.А., Зуев Ю.Н., Козлов Е.А., Святков И.Л., Шестакова Е.А. Металлографическое исследование меридионального сечения оболочки из сплава U-1,5% Мо-1% Zr после взрывного нагружения // *Тезисы докладов X Международного Уральского семинара «Радиационная физика металлов и сплавов»*. Кыштым, Дальняя дача, 25 февраля — 3 марта 2013, С. 38-39.
5. Е.А.Козлов, Д.А.Беляев, Ю.Н.Зуев, И.Л.Святков. Откольные и сдвиговые повреждения, твердость и микротвердость оболочки из сплава U-1,5% Мо после взрывного нагружения // *Тезисы докладов X Международного Уральского семинара «Радиационная физика металлов и сплавов»*. Кыштым, Дальняя дача, 25 февраля — 3 марта 2013. С. 35-37.
6. Ю.Н. Зуев, Е.А. Козлов, И.В. Подгорнова, И.Л. Святков. Металлографические исследования урановых оболочек после ударно-волнового нагружения с применением метода цветового картирования // *Доклад на IX Международном Уральском семинаре «Физика радиационных повреждений»*. Кыштым, 20 — 26 февраля, 2011.

ЭЛЕКТРОННОМИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБОЛОЧКИ ИЗ СПЛАВА U-1,5Мо, СОХРАНЕННОЙ ПОСЛЕ УДАРНО- ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

С.В. Бондарчук¹, В.В. Сагарадзе², Н.Л. Печёркина², И.Л. Святков¹, Д.А. Беляев¹

¹ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», г.Снежинск (bsv.tomsk@mail.ru)

²ИФМ УрО РАН, г.Екатеринбург

Изучение поведения материалов при взрывном нагружении позволяет получить информацию об их свойствах в экстремальных условиях сверхвысоких давлений и температур, недоступных при исследовании другими методами. Сферическая геометрия эксперимента позволяет простым изменением количества ВВ получать различные состояния – с максимальным количеством накопленных повреждений либо с полным набором фазовых превращений вплоть до плавления материала [1, 2].

Данная работа посвящена изучению тонкой структуры толстостенной сферической оболочки из сплава U-1,5%Мо, сохраненной после взрывного нагружения сходящимися сферическими ударными волнами.

В сохраненной оболочке в результате нагружения образовались четыре зоны, обладающие различным типом структуры. При этом две зоны являются сферически симметричными, а две другие присутствуют только в «северном» секторе оболочки. В результате проведенного ранее металлографического исследования установлено, что структура внешней сферической зоны осталась практически недеформированной и представляет собой эвтектоидную смесь α -фазы урана и обогащенной молибденом γ -фазы с размером с размером колоний 30 – 70 мкм. Вторая сферическая зона имеет деформированную структуру. Две оставшиеся сферически несимметричные зоны обладают структурой, неразрешаемой в оптическом микроскопе [3].

Для более полного понимания структурной природы зон, присутствующих в сохраненной оболочке, было проведено электронномикроскопическое исследование образцов, вырезанных перпендикулярно радиусу оболочки на различных расстояниях от ее центра. Установлено, что ближайшая к центру оболочки зона 4 обладает мелкодисперсной структурой, образовавшейся, вероятно, в результате плавления и быстрой кристаллизации металла. Размер колоний пластин эвтектоида здесь составляет 0,5 – 1,5 мкм, что почти на 2 порядка меньше, чем в недеформированной внешней зоне.

Зона 3, расположенная в небольших участках на расстояниях 6,5 – 9,5 мм от внешней поверхности оболочки, имеет также дисперсную структуру, которая, вероятно, возникла в результате рекристаллизации материала вследствие разогрева в процессе нагружения.

В дальнейшем планируется по результатам расшифровки электронограмм проведение фазового и кристаллографического анализа.

Литература

1. *Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках. Монография под общей редакцией д.ф.-м.н. М.В. Жерноклетова.* - Саров: ФГУП РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2003. - 403 с.

2. Козлов Е.А., Бричиков С. А., Вильданов В.Г., Горбачев Д.М., Юсупов Д.Т. *Откольные и сдвиговые разрушения в сферически сходящихся оболочках из железа и сталей. Измерение энергии и остаточных деформаций // Деформация и разрушение материалов.* 2008. № 11. С. 2 - 10.

3. Александров А.С., Беляев Д.А., Зуев Ю.Н., Козлов Е.А., Святков И.Л., Шестакова Е.А. *Металлографическое исследование меридионального сечения оболочки из сплава U-1,5% Mo-1% Zr после взрывного нагружения // Тезисы докладов X Международного Уральского семинара «Радиационная физика металлов и сплавов». Кыштым, Дальняя дача, 25 февраля - 3 марта 2013. С. 38 - 39.*

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ТВЭЛОВ РЕАКТОРА БН-600 МЕТОДОМ НЕЙТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ

В.И. Воронин¹, И.Ф. Бергер^{1,2}, Э.З. Валиев¹, А.В. Козлов³

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

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

³ОАО "Институт реакторных материалов", г. Заречный, Свердловская обл., Россия

Важной задачей для успешной эксплуатации реакторов на быстрых нейтронах и его безопасной работы является создание материалов, радиационноустойчивых до достижения максимальных повреждающих доз 120-140 сна. В настоящее время наиболее

перспективным становится аустенитная сталь ЭК-164 (х.д.). Значительный ресурс служебных свойств аустенитных сталей реализуется оптимизацией состава, структуры материалов при выплавке и последующем трубном переделе. Вносимые подбираемые изменения технологических режимов требуют оценки состояния готовых оболочечных труб как в исходном (необлученном) состоянии, так и после облучения в реакторе. Применение методов структурной нейтронографии по сравнению с традиционными методами реакторного материаловедения позволяет получать объемную информацию с массивных образцов о наличии дефектов, в том числе и дислокаций.

В работе исследованы образцы оболочечных труб ТВЭЛов из стали ЭК-164 (х.д.) до и после эксплуатации в составе тепловыделяющих сборок (ТВС) реактора на быстрых нейтронах БН-600 при различных условиях (температура, доза, плотность потока нейтронов). Определена анизотропия микронапряжений и ее изменение в оболочках ТВЭЛов в процессе эксплуатации реактора. Сделана попытка объяснения наблюдаемой анизотропии наличием дислокаций и изменением их типа. Выявлено значительное влияние температуры облучения на структурное состояние оболочек ТВЭЛов.

Работа выполнена с использованием УНУ «ИВВ-2М НМК ИФМ» по теме Института «Поток» при частичной финансовой поддержке ОФИ УрО РАН №13-2-047-БЯ.

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ ЧС-68 ПРИ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

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

Сталь аустенитного класса ЧС-68 используется в качестве оболочек твэлов реактора на быстрых нейтронах БН-600 и начальном этапе эксплуатации планируется в качестве оболочек твэлов в реакторе БН-800. Оптимизация химического состава и структуры оболочек из данной стали [1] позволила при надежной работе активной зоны реактора повысить выгорание с 10 до ~12,5%, а повреждающую дозу с 75 до 87 с.н.а. Однако, основной проблемой, ограничивающей использование данного материала при больших выгораниях, остается распухание.

Основными факторами, сдерживающими распухание, являются [2]: повышение стабильности твердого раствора, фазовой стабильности выделяющихся частиц MeC и γ' -фазы, стабильности дислокационной структуры; увеличение содержания бора в твердом растворе, а также холодная деформация на 20-25%, формирующая ячеистую структуру с наличием микродвойников деформации. В то же время, считается, что контролирующим распухание структурным фактором является твердорастворный фактор [3], определяемый концентрацией в твердом растворе матрицы легирующих элементов и примесных элементов, формирующих комплексы «точечный дефект-примесь».

Таким образом, от состояния структуры материала зависят его эксплуатационные свойства. Изменения структуры сказываются на параметре кристаллической решетки, ее искаженности и таких характеристиках тонкой структуры как дефекты упаковки, точечные дефекты и дислокационные петли.

В работе приведены результаты рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследований стали ЧС68 после нейтронного облучения в температурном диапазоне 370÷600 °С до различных повреждающих доз, вплоть до ~84 сна. Авторами предпринята

попытка разделения влияния температуры и повреждающей дозы нейтронного облучения на изменения характеристик тонкой структуры.

Литература:

1. Баканов М.В., Чуев В.В., Крюков О.В. Лукин А.В. и др. Оптимизация структурного состояния материала оболочечных труб из стали ЧС68 в холоднодеформированном состоянии // *Известия ВУЗов. Ядерная энергетика*. 2005, №1, С. 139-145.

2. Митрофанова Н.М., Целищев А.В., Агеев В.С., Буданов Ю.П. и др. Конструкционные материалы оболочек твэлов и чехлов ТВС реактора БН-600 // *Известия ВУЗов. Ядерная энергетика*. 2011, №1, С. 211-223.

3. Целищев А.В. Митрофанова Н.М. Агеев В.С., и др. Развитие и применение микроструктурного подхода для создания радиационно-стойких сталей аустенитного класса // *ВАНТ. Серия: Материаловедение и новые материалы*. 2006, вып.1(66), С.304-312.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В СИСТЕМЕ U-Mo-Al

О.А. Голосов, М.С. Лютикова, Е.А. Бахтина, В.Б. Семериков, С.А. Аверин, В.Л. Панченко
ОАО «Институт реакторных материалов», г. Заречный, Россия (irm@irmatom.ru)

В большинстве исследовательских реакторов используется дисперсное ядерное топливо, в котором в качестве матрицы служит алюминий или его сплавы, а в качестве делящегося материала используются оксиды (UO_2), силициды (U_3Si) и алюминиды (UAl_4) урана. С целью сохранения высоких плотностей потоков нейтронов в исследовательских реакторах при их переводе с топлива высокого обогащения по U-235 на топливо низкого обогащения необходимо использование топлива более высокой плотности и загрузки по U-235 по сравнению с традиционно используемыми. Одним из возможных материалов в качестве высокоплотного топлива могут быть уран-молибденовые сплавы. Однако последние могут вступать во взаимодействие с алюминием с образованием алюминидов урана типа UAl_x , теплопроводность которых значительно ниже по сравнению с алюминием, что может быть ограничивающим фактором для использования уран-молибденовых сплавов в качестве высокоплотного топлива. Таким образом, стабильность системы U-Mo-Al в условиях реакторного облучения является весьма актуальной.

В работе исследовано влияние реакторного облучения на скорость взаимодействия сплава U-Mo с технически чистым алюминием, на изменение фазового и элементного состава слоя взаимодействия. С этой целью были проведены экспериментальные реакторные испытания четырех твэлов штатной конфигурации реактора ИВВ-2М. Испытания проводились при штатных условиях эксплуатации реактора ИВВ-2М (по два твэла в 2-х ТВС до набора двух различных уровней среднего выгорания топлива).

Проведены комплексные послеракторные материаловедческие исследования с использованием методов оптической металлографии, рентгеноструктурного фазового анализа, дифракции нейтронов и рентгеноспектрального микроанализа (РСМА).

Установлено, что ширина слоя взаимодействия и его объемная доля возрастают с увеличением времени испытаний, температуры, скорости деления и выгорания топлива. Получено аналитическое выражение для определения ширины слоя взаимодействия в зависимости от времени испытаний, температуры и скорости деления топлива. Показано,

что реакторное облучение увеличивает скорость взаимодействия сплава U-Mo с технически чистым алюминием на 1-1,5 порядка по сравнению с термическими вне реакторными испытаниями, при этом значительное влияние оказывает скорость деления топлива.

Выявлено, что образующийся в реакторных условиях слой взаимодействия между сплавом U-Mo и алюминием является рентгеноаморфным соединением: на рентгенограммах и нейтронограммах отсутствуют линии, соответствующие фазам UAl_4 , UAl_3 , UAl_2 , выявляемым в условиях термических вне реакторных испытаний.

Слой взаимодействия состоит из урана, алюминия и молибдена с содержанием твердых и газообразных продуктов деления топлива. При этом количественное соотношение содержания молибдена и урана $Mo/(U+Mo)$, характерное для топливных частиц с соответствующим выгоранием, сохраняется и в слое взаимодействия. Формулу для слоя взаимодействия можно представить в виде $(U,Mo)Al_x$, в которой x , по данным РСМА, находится в пределах от 1,3 до 1,6.

РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ – МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ БЫСТРОГО РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ВЫСОКИХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗАХ. 3. ПЕРСПЕКТИВНАЯ СТАЛЬ ЭК164-ИД Х.Д.

И.П. Золотов, В.В. Чуев

*Филиал ОАО «Концерн Росэнергоатом» «Белоярская атомная станция»
(ivanzolotov@ivanzolotov.ru)*

Представлены результаты изучения радиационного распухания перспективной стали ЭК164-ИД х.д., облучённой в качестве материала оболочек твэлов в активной зоне третьей модернизации быстрого реактора БН-600 при максимальных повреждающих дозах в интервале от 74 до 96 сна и при температурах от 360 до 700°C. Приведены результаты оценок остаточного ресурса твэлов с оболочками из этого материала, плакирующего штатное оксидное урановое таблеточное топливо.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Fe НА МИКРОСТРУКТУРУ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЧС-139

Н.А. Искандаров^{1,2}, А.А. Богачев^{1,2}, А.А. Никитин^{1,2}, С.В. Рогожкин^{1,2}, Т.В. Кулевой^{1,2},
Р.П. Куйбида¹, Б.Б. Чалых¹

¹*ФГБУ «ГНЦ РФ ИТЭФ» НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
(Iskandarov@itep.ru)*

²*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*

В настоящее время жаропрочные ферритно-мартенситные стали являются перспективными конструкционными материалами активной зоны ядерных реакторов. В России ведутся разработки по созданию жаропрочных 12%-ных хромистых сталей ЭК-181 (16X12В2ФТАР) и ЧС-139 (20X12НМВБФАР) [1].

Деградация эксплуатационных свойств конструкционных материалов активной зоны обусловлена воздействием облучения и высоких температур. Поскольку структурно-фазовое состояние материалов играет важную роль в изменении механических свойств, необходима информация о его поведении под воздействием облучения. Целью настоящей работы является изучение изменения структурно-фазового состояния стали ЧС-139 методами томографической атомно-зондовой и просвечивающей электронной микроскопии при облучении. В работе применялось облучение ионами железа, которое позволяет моделировать каскадное рождение дефектов и, соответственно, моделировать влияние реакторного облучения на тонкую структуру исследуемого материала. Облучение проводилось на линейном ускорителе ТИПр (ИТЭФ) при комнатной температуре. Образцы для электронно-микроскопических исследований облучались до дозы ~ 1 сна. В облученном состоянии не обнаружены существенные изменения размеров, пространственного распределения и расположения карбидов по сравнению с исходным состоянием. Размеры и тип зерен также сохраняются. Наблюдается повышенная, относительно исходного состояния, плотность дислокационных петель $\sim 5 \times 10^{10}$ деф./см², средний размер которых 14 ± 3 нм. Томографическими атомно-зондовыми исследованиями было показано, что в исходном состоянии стали ЧС-139 в объеме материала содержится значительное число наноразмерных кластеров, обогащенных атомами Cr, V, Nb и N. Подобные кластеры также обнаружены после облучения образцов-игл до дозы 10 ± 3 сна.

Литература:

1. Леонтьева-Смирнова М. В., Иолтуховский А. Г. и др., *ВАНТ, Материаловедение и новые материалы*, 2005 **1(64)**, с. 247-257.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ СВЯЗЬ МЕЖДУ СТРУКТУРНЫМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ ЭВКТЕКТОИДА В СПЛАВЕ U-1.5%Mo

И.Г. Кабанова¹, В.В. Сагарадзе¹, Ю.Н. Зуев², Н.Л. Печеркина¹, М.Ф. Ключкина¹

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

²РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия

В сплаве U-1.5%Mo с помощью электронной микроскопии определены ориентационные соотношения (ОС_Э) между структурными составляющими эвтектоида, состоящего из чередующихся пластин обеднённой по Mo α -фазы (α -U) и упорядоченной γ' -фазы (U₂Mo) в соответствии с фазовой диаграммой [1]. Структуру эвтектоида, в отличие от структуры мартенсита, получали после закаливания образцов от 1000°C в воде с недостаточно быстрым охлаждением. Полученные соотношения ОС_Э: $(100)_\alpha \parallel (113)_\gamma$, $(010)_\alpha \parallel (11\bar{6})_\gamma$, $(001)_\alpha \parallel (\bar{1}10)_\gamma$ оказались аналогичными мартенситным ориентационным соотношениям (ОС_М): $(100)_\alpha \parallel (111)_\gamma$, $(010)_\alpha \parallel (11\bar{2})_\gamma$, $(001)_\alpha \parallel (\bar{1}10)_\gamma$, определённым в настоящей работе и ранее [2,3] в ряде сплавов U. Для обоих видов соотношений вычислены матрицы ОС, позволяющие переходить из координат одной структурной составляющей к другой.

Сравнение ОС для двух видов структур на стереографических проекциях, показало, что при эвтектоидном распаде упорядоченная γ' -фаза (U₂Mo) сохраняет параллельность направлений главных осей *a*, *b*, *c* в своей тетрагональной решётке относительно аналогичных трёх осей ОЦК решётки исходной γ -фазы, но именно ось тетрагональности *c* занимает единственное кристаллографически неэквивалентное положение по отношению к матричной α -фазе урана. Соответствующие этой оси плоскости пластин в колониях

эвтектоида, являющиеся плоскостями атомного упорядочения, параллельны плоскостям $(\bar{1}\bar{3}0)_\alpha$.

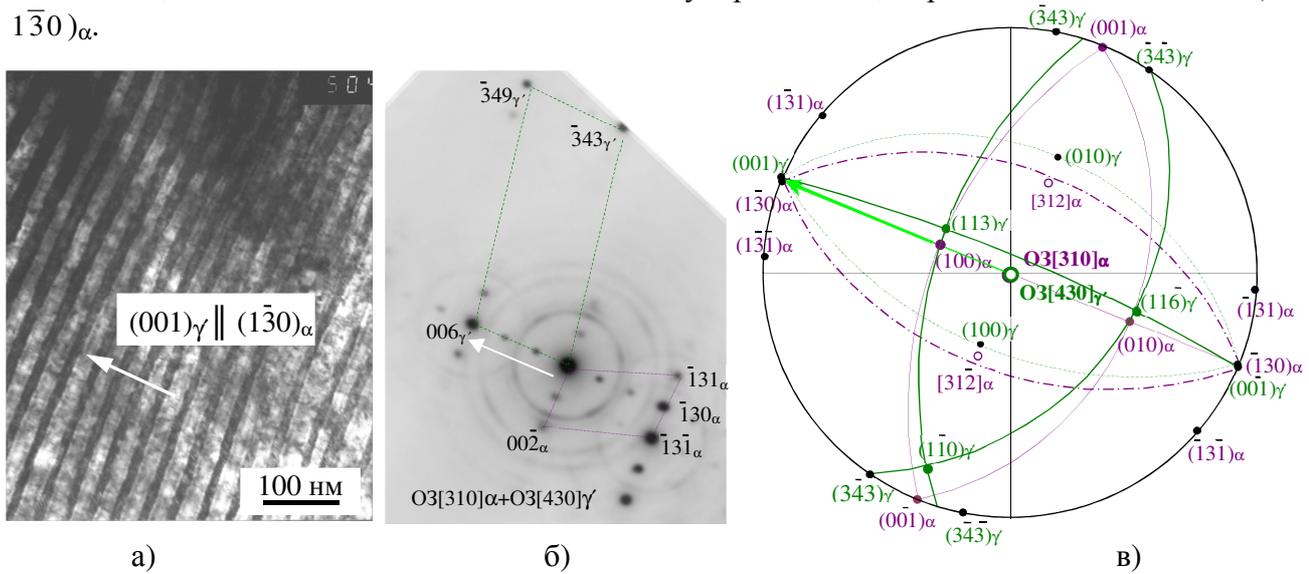


Рис. Сплав U-1.5%Mo, закалка от 1000°C + отпуск при 540°C, 4ч: а - структура, б – электронограмма и её расшифровка, в – совместная стереографическая проекция для OZ[310]α и OZ[430]γ.

Работа выполнена при финансовой поддержке УрО РАН.

Литература:

1. Сокурский Ю.Н., Стерлин Я.М., Федорченко В.А. *Уран и его сплавы*. М.: Атомиздат, 1971. С. 173.
2. Speer J.G., Edmonds D.V. *Acta Met.*. 1988, **36**. № Т"4. 1015.
3. Hatt B.A. *J. Nucl. Mater.*, 1966, **19**, 133.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ЖАРОПРОЧНОСТИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ, ВКЛЮЧАЯ ДУО МОДИФИКАЦИИ

Т.Н. Кочеткова¹, В.В. Сагарадзе¹, В.С. Агеев², Н.Ф. Вильданова¹, Н.В. Катаева¹
¹Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
 (kataeva@imp.uran.ru)

²ВНИИИМ им. А.А. Бочвара, г. Москва, Россия

В настоящее время оболочки тепловыделяющих элементов быстрых реакторов типа БН-600 изготавливаются из стали ЧС-68 с ГЦК решеткой. Эта сталь пластична, имеет достаточно высокую длительную прочность при 500...700°C, но склонна к вакансионному набуханию при высоких дозах нейтронного облучения. Поэтому ее стараются заменить на ферритные или ферритно-мартенситные нержавеющие стали с ОЦК решеткой и повышенным (0,15 - 0,20 мас.%) содержанием углерода. В частности стали ЭК-181 и ЧС-139 обладают более высоким сопротивлением вакансионному набуханию. Исследования показали, что указанные стали имеют меньшую жаропрочность и более склонны к потере пластичности и охрупчиванию при нейтронном облучении, чем реакторные аустенитные стали. В настоящей работе были изучены наиболее жаропрочные реакторные стали, дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО). Введенные (с помощью механолегирования) в

стальную матрицу оксиды иттрия размером 2-4 нм не растворяются при высоких температурах и тем самым способствуют сохранению высоких характеристик длительной прочности. Были проанализированы структура и жаропрочность ОЦК стали ЭП-450-ДУО в сравнении с такой же сталью ЭП-450 без упрочняющих оксидов при 650 – 700°C и напряжениях 100 и 140 МПа. Во время испытаний на ползучесть в образцах стали ЭП-450 происходит выделение достаточно крупных карбидов типа $Me_{23}C_6$ и развиваются процессы полигонизации и рекристаллизации ОЦК-фазы. Совершенно иная картина наблюдается в исследованной оксид-содержащей стали ЭП-450-ДУО. Скорость ползучести при 700°C и напряжении 140 МПа в стали ЭП-450-ДУО почти на порядок меньше, а время до разрушения в 10 - 50 раз больше, чем в безоксидных сталях. Это связано с высокой термической устойчивостью упрочняющих Y-Ti оксидов.

Работа выполнена по теме «Структура» с частичной финансовой поддержкой по проекту УрО РАН.

СВЯЗЬ ЭНЕРГИИ МИГРАЦИИ ВАКАНСИЙ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ С ИХ СТОЙКОСТЬЮ К РАДИАЦИОННОМУ РАСПУХАНИЮ

А.В. Козлов, И.А. Портных, О.И. Асипцов, О.Б. Шило
ОАО «ИРМ», Заречный, Россия (kozlov_av@irmatom.ru)

Радиационное распухание оболочек твэлов является одним из основных явлений, ограничивающих ресурс эксплуатации тепловыделяющих сборок реакторов на быстрых нейтронах. Выявление факторов, влияющих на стойкость к радиационному распуханию является одной из важных задач физики радиационных повреждений. Целью работы являлось установление связи энергии миграции вакансий в аустенитных сталях со стойкостью к радиационному распуханию.

Исследования проводились на оболочках твэлов, изготовленных из аустенитных сталей ЧС68 и ЭК164, облученных в реакторе БН-600 до различных повреждающих доз. Радиационное распухание измерялось методом гидростатического взвешивания, характеристики радиационной пористости определялись с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Было установлено, что сталь ЭК164 имеет меньшее распухание, чем сталь ЧС-68, при близких условиях облучения. Кроме того, максимум распухания на твэлах из стали ЧС68 располагается в активной зоне на расстоянии 350..480 мм от низа активной зоны, а у твэлов с оболочкой из стали ЭК164 на расстоянии 200...350 мм. Радиационное распухание – сложный процесс, зависящий от многих факторов. Одним из них является подвижность собственных точечных дефектов, от которой зависит степень пресыщения их концентрации при нейтронном облучении.

С целью выявления связи энергии миграции точечных дефектов со стойкостью к радиационному распуханию были проведены эксперименты по определению энергии миграции вакансий в сталях ЧС68 и ЭК164. Для этого трубчатые образцы, изготовленные из необлученных оболочек твэлов из этих сталей, были облучены в реакторе ИВВ-2М при температуре ~30°C до различных повреждающих доз. После чего на них проводились дилатометрические измерения при нагреве до 600°C. Сопоставление полученных данных с результатами дилатометрических измерений необлученных образцов позволили установить кинетику отжига дефектов и определить энергию миграции вакансий [1]. Измеренные значения энергий миграции вакансий составили: $(1,10 \pm 0,02)$ эВ – в стали

ЧС-68, и $(1,00 \pm 0,02)$ эВ – в стали ЭК-164. С использованием этих значений были рассчитаны стационарные концентрации вакансий в обеих сталях при облучении в реакторе БН-600. Показано, что различие энергий миграции должно приводить к сдвигу температуры максимума распухания у стали ЭК164 на 10...15°C ниже, по сравнению со сталью ЧС68. Из-за этого доза в области наиболее благоприятно для распухания у стали ЭК164 меньше, чем у стали ЧС68, что приводит к меньшему распуханию и наблюдаемому сдвигу максимума распухания на твэлах с оболочками из стали ЭК164, по сравнению с оболочками из стали ЧС68.

Литература:

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

БЛИЖНЕЕ АТОМНОЕ РАССЛОЕНИЕ В ОЦК СПЛАВАХ Fe-Cr И Fe-Mn ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ

В.А. Шабашов, К.А. Козлов, Н.Л. Печеркина

*Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Росси,
(shabashov@imp.uran.ru)*

В настоящем исследовании методом мёссбауэровской спектроскопии установлены процессы деформационно-индуцированного атомного перераспределения марганца по типу ближнего расслоения на примере однофазных сплавов Fe-Cr ($X = 5...15$) и Fe-Mn ($X = 4, 7, 9$).

В сплавах Fe-Cr и Fe-Mn после закалки формируются α_1 (ОЦК) твердые растворы, которые претерпевают распад по типу ближнего расслоения и упорядочения в условиях отжига и облучения высокоэнергетическими электронами при 300 - 500°C. С термически активируемым ближним атомным расслоением связано, в частности, явление необратимой хрупкости в Fe-Mn сплавах.

Оценка параметров ближнего упорядочения (параметры Каули) показывает заметное смещение в положительную область в условиях увеличения времени помола аналогично экспериментам по термическому отжигу и облучению электронами.

В деформированных сплавах Fe-XMn ($X = 7, 9, 10$) после отжига при 500°C формируется антиферромагнитный (при комнатной температуре) аустенит с содержанием 20% и более Mn. Подобные изотермические выдержки закаленных сплавов не изменяют заметным образом содержание марганца в аустените.

Данные настоящего исследования позволяют сделать заключение о том, что в неидеальных (склонных к ближнему упорядочению Fe-Cr и Fe-Mn) сплавах в условиях интенсивной пластической деформации происходит насыщение структуры деформационными вакансиями, ускоряющими процессы ближнего атомного упорядочения.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 14-13-00908.

МЕХАНОСИНТЕЗ ЖЕЛЕЗА, ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО ОКСИДАМИ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО ОКИСЛЕНИЯ

К.А. Козлов, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, В.А. Шабашов, А.В. Литвинов
Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
(kozlov@imp.uran.ru)

Помимо традиционного легирования с использованием дорогостоящих дефицитных металлов, одним из эффективных способов повышения механических свойств является формирование в объеме материала дисперсных упрочняющих частиц. В работе был предложен наименее затратный способ создания дисперсно-упрочненного материала, основанный на использовании в качестве упрочняющей фазы оксидов железа.

Получение дисперсно-упрочненного железа достигалось путем нагрева порошка чистого железа на воздухе, приводящего к формированию оксидной пленки на поверхности частиц, последующей механоактивации в шаровой мельнице и постдеформационного отжига, в частности в процессе спекания порошка. Механоактивация приводит к растворению поверхностных оксидов и формированию твердых растворов кислорода в матрице железа, а последующий отжиг способствует выделению вторичных упрочняющих оксидов.

Анализ температуры, необходимой для выделения вторичных оксидов, показал, что начало формирования этих частиц наблюдается при 900°C. Для активации этого процесса необходимо повышение температуры до 1100°C. Первичные оксиды железа при обработке в шаровой мельнице начинают растворяться при малых временах помола, однако для наиболее полного их растворения время обработки должно составлять не менее 10 ч.

Для получения монолитных образцов в работе были опробованы различные методы компактирования и спекания и наилучший результат был получен при использовании вакуумного горячего прессования при температуре 1100°C. Было показано, что временное сопротивление σ_B железа, упрочненного оксидами с использованием механоактивации составляют 490, что более чем в 2 раза выше, чем у обычного железа. Однако пластичность у синтезированного материала резко снизилась. Отжиг при 1100°C в течение 3 ч. приводит к увеличению размеров вторичных выделений, уменьшению их концентрации и, как следствие, к ухудшению механических свойств до значений несущественно превышающих характеристики железа.

Таким образом, температура и время отжига имеют определяющее значение при создании железа, дисперсно-упрочненного железными оксидами.

Работа выполнена по теме «Структура» с частичной финансовой поддержкой по проекту УрО РАН.

РАДИАЦИОННЫЙ ОТЖИГ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ СТАЛИ КОРПУСА РЕАКТОРА

Е.А. Красиков, В.А. Николаенко

*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия
(ekrasikov@mail.ru)*

Анализируются возможные причины значительного разброса экспериментальных данных при исследовании влияния нейтронного облучения на свойства материалов корпусов ядерных реакторов.

На основании собственных экспериментальных данных и анализа зарубежных публикаций авторы предполагают, что зависимость степени радиационного охрупчивания от флюенса может носить нестандартный (немонотонный) характер.

На наш взгляд немонотонность может быть вызвана особенностью процесса охрупчивания стали, содержащей примеси меди, при низком флаксе, когда за начальной фазой усиленного против нормативного охрупчивания следует стадия его снижения.

В то же время, сверхочистка стали от примесей меди до порогового уровня 0,05% масс., уменьшающая эффект флакса, не приводит к уменьшению разброса экспериментальных данных.

Мы полагаем, что возмущающим фактором, вызывающим осцилляцию, может быть колебательный процесс зарождения и отжига радиационных дефектов при нейтронной бомбардировке матрицы металла.

Можно предположить, что формирующаяся вследствие нейтронной бомбардировки дефектная структура периодически претерпевает трансформацию в направлении как потери, так и восстановления первоначальных свойств. Дефектный материал может при малых дозах облучения корпускулярными частицами восстанавливаться. То есть на некоторой стадии деградации металла облучением последнее действует как восстанавливающий фактор.

Отмечается, что количество случаев нестандартного поведения материалов в условиях нейтронного облучения низкой интенсивности увеличивается. В связи с нетривиальностью предположения о явлении радиационного повреждения как потенциально колебательном процессе необходимо осуществить экспериментальную проверку этой гипотезы углублёнными материаловедческими исследованиями.

РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИЗОЛЯЦИИ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ В ПРОЦЕССЕ ПЕРЕРАБОТКИ ОЯТ

Ю.Н. Курылева, Д.А. Захарьевич, Д. Б. Изергин

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия (julieta-k@mail.ru)

Авторами предложена модификация существующих процессов переработки отработанного ядерного топлива (ОЯТ), позволяющая сократить объёмы и активность жидких радиоактивных отходов (РАО) [1]. Она предполагает извлечение компонентов РАО из растворов ОЯТ ионным обменом в кристаллическую матрицу, которая может быть использована для иммобилизации РАО после некоторой химико-термической

обработки. Включение дополнительных ионообменных материалов на стадии отделения урана и плутония, способных сорбировать наиболее опасные компоненты РАО - стронций, цезий, кобальт - позволило бы снизить активность и токсичность жидких отходов и сократить саму схему. В качестве таких материалов предлагаются смешанные оксиды сурьмы, антимонаты. В докладе описывается схема предлагаемого процесса, расчетные и экспериментальные методики поиска материалов для его реализации, результаты уже проведенных исследований.

Алгоритм моделирования предлагаемого процесса включает в себя следующие этапы: экстракция компонентов РАО из раствора ОЯТ, превращение и иммобилизация. Весь анализ основан на расчетах энергии решётки. Для экстракции необходимо подобрать материалы, обладающие высокой избирательностью к поглощению компонентов РАО. Избирательность оценивается по энергии связи соединения на основе антимонатов, содержащего данные компоненты, и сравнением этой энергии с энергией связи соединений, содержащих в составе другие компоненты раствора ОЯТ. На следующем этапе анализируется устойчивость, полученных на первом этапе систем, при повышенных температурах, путём сравнения энергии связи данных соединений с энергиями связи простых оксидов. При установлении неустойчивости происходит поиск легирующего компонента, обеспечивающего устойчивость при высоких температурах. На последнем этапе производится оценка устойчивости подобранных систем при высоких концентрациях точечных дефектов. В результате получаются технологические цепочки процесса, которые подвергаются экспериментальной проверке. Этот алгоритм реализован с использованием программы GULP [2] и разработанной авторами среды разработки.

В результате проведенных расчетных и экспериментальных исследований предложены материалы и последовательность технологических операций для изоляции Sr, а также определены направления поиска систем для изоляции Cs и Co. Предполагаемое сокращение числа стадий процесса обращения с РАО позволит избежать образования больших объемов жидких РАО, снизить экологическую опасность РАО образующихся при переработке ОЯТ, облегчить решение задач учета и контроля.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №13-08-01347).

Литература:

1. Захарьевич Д.А., Курылева Ю.Н. *Вопросы радиационной безопасности*. 2015 (в печати).
2. Gale J.D. *J. Chem. Soc., Faraday Trans.* 1997, **93**, 629.

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

М.В. Лапин¹, О.Ю. Шешуков², И.В. Некрасов²
¹РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия (Max2046@yandex.ru)
²ИМЕТ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Ядерной энергетике необходимы материалы, обладающие одновременно как хорошими механическими и эксплуатационными свойствами, так и радиационной стойкостью [1]. К таким материалам относятся некоторые марки легированных сталей, по отношению к которым предъявляются повышенные требования по чистоте от примесей и

неметаллических включений [2]. Одним из основных способов очистки стали от неметаллических включений и газовых примесей является процедура вакуумирования расплава с одновременной продувкой инертным газом через пористую донную вставку. После этого в расплав добавляют модификаторы и отправляют на разливку в машину непрерывного литья заготовок либо в изложницы [3]. Данная технология является общепринятой и позволяет, в большинстве случаев, получить удовлетворительные механические свойства и заданный химический состав. Однако при выплавке ответственных марок стали высок процент брака по ультразвуковому анализу готовых слитков. Одним из основных недостатков данной технологии является загрязнение расплава материалами, входящими в состав легирующих и модифицирующих добавок. Кроме того, стоит отметить неоптимальную температуру ввода модификаторов вследствие снижения температуры расплава во время вакуумирования [4].

В докладе обсуждаются результаты внедрения технологии высокотемпературной обработки металла перед вакуумированием силикокальциевыми сплавами с добавлением бария и редкоземельных элементов, в качестве которых выступают Се и La, на примере сталей Ст45, 17Г1С и 40CrMo4 и перспективы применения данной технологии при выплавке ответственных марок сталей для нужд атомной промышленности.

Кроме того, проведено сравнение влияния технологии изготовления модификатора на степень переохлаждения железоуглеродистого расплава. Для данного исследования был выбран сплав силикокальция с добавкой Ва, Се и La. Использовались близкие по химическому составу коммерческие модификаторы, выплавленные по стандартной технологии и быстро охлажденный сплав. Проведен анализ фракционного, фазового и химического составов модификаторов. Оценка степени переохлаждения расплава проводилась средствами высокотемпературной вискозиметрии.

Литература:

1. V.N. Voyevodin, *Problems of atomic science and technology*, 2007, Rev.2.
2. V.S. Vahrusheva, T.A.Dergach *et al.*, *Problems of atomic science and technology*, 2008, Rev.2.
3. A.M.Bigeev, V.A. Bigeev, *Metallurgy of Steel*, 2004.
4. R.A. Gizatulin, *Modern problems of education and science*, 2014, Rev.2.

ИЗУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА АНТИКОРРОЗИОННОЙ НАПЛАВКИ КОРПУСОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ МЕТОДАМИ НЕЙТРОННОГО РАССЕЯНИЯ

В.М. Лебедев¹, В.Т. Лебедев¹, Б.З. Марголин², А.М. Морозов²

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

²Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов
«Прометей», Санкт-Петербург, Россия

В настоящее время в мировой и российской энергетике актуальной проблемой является продление срока службы корпусов реакторов на действующих блоках АЭС. Применяемый в настоящее время путь решения этой проблемы заключается в применении восстановительной термической обработки критических зон корпусов реакторов (отжиг

корпусов ВВЭР-1000 при температурах $560 \pm 15^\circ\text{C}$). К числу материалов корпуса реактора, подвергаемых воздействию восстановительного отжига, относится антикоррозионная наплавка и материал внутрикорпусных устройств (базовая композиция материалов X20H10Г2Б и X18H10Т соответственно). Существующий опыт относится к реакторам типа ВВЭР-440, корпуса которых отжигали при температурах не выше 470°C , однако при этом функциональные свойства антикоррозионной наплавки и внутрикорпусных устройств не были изучены. Впервые обстоятельно механические и физико-химические исследования материалов наплавки были начаты авторами [1].

Характер процессов структурных превращений, происходящих в данных материалах и воздействующих на их механические, коррозионные свойства, радиационное охрупчивание, остается невыясненным. Сложность изучения наплавных материалов связана с тем, что их структура, как правило, неравновесная (метастабильная), а также весьма неоднородная из-за условий получения (значительные градиенты температур, химического состава, различные скорости отжига по объему материала и т.д.).

В работе представлены результаты исследований наноструктуры исходных необлученных конструкционных аустенитных нержавеющей сталей типа X20H10Г2Б и X18H10Т и образцов, прошедших различные режимы термической обработки в диапазоне температур от 475°C до 680°C , методами рассеяния тепловых нейтронов с использованием Фурье-анализа данных для установления зависимостей, связывающие структурные превращения и процессы деградации механических свойств.

Литература:

1. Марголин Б.З. и др. *Вопросы материаловедения*, 2005, **2** (42), 196

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ ОСНОВЫ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИХ ФРИКЦИОННЫХ ОБРАБОТОК МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

А.В. Макаров^{1,2}, В.П. Кузнецов^{3,4}, П.А. Скорынина², А.С. Юровских³, А.Л. Осинцева²

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

²Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

⁴Курганский государственный университет, Курган, Россия

Широкое применение в атомной промышленности находят аустенитные хромоникелевые стали, которые обладают высокой коррозионной стойкостью и технологичностью, однако не упрочняются термической обработкой. Изучено влияние обработки скользящими сферическими инденторами (в лабораторных условиях и на многоцелевом токарно-фрезерном центре) на фазовый состав, структуру, микромеханические и трибологические характеристики поверхностных слоев метастабильных аустенитных нержавеющей сталей 10X18H10Т и AISI 304. При оптимизации технологических параметров фрикционной обработки аустенитных сталей по критериям обеспечения интенсивного деформационного упрочнения и низкой шероховатости поверхности установлены преимущества использования индентора из синтетического алмаза и безокислительной среды аргона. С увеличением кратности фрикционного воздействия возрастают количество мартенсита деформации в поверхностном слое сталей, характеристики прочности и сопротивления пластическому деформированию (по данным микроиндентирования), а также глубина упрочненного слоя.

Полнота протекания деформационного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения в сильной степени зависит от температуры фрикционного нагружения: при увеличении температуры от -196°C до $+250^\circ\text{C}$ количество мартенсита деформации снижается от 100 об. % до 6 об. %. Установлено формирование в поверхностном слое аустенитных сталей при фрикционной обработке индентором из синтетического алмаза в среде аргона и многопроходном выглаживании индентором из природного алмаза фрагментированных субмикро- и нанокристаллических мартенситно-аустенитных структур.

Наноструктурирующие обработки скользящими инденторами обеспечивают значительный рост износостойкости и снижение коэффициента трения аустенитных сталей в условиях граничного трения (при испытаниях на трение скольжения со смазкой) и адгезионного изнашивания (при сухом трении скольжения). Это обусловлено устранением в результате фрикционных обработок периода приработки, при которой происходит наиболее интенсивное изнашивание, а также к замедлению разрушения материала при установившемся изнашивании. Проведением отпуска при температурах $450-500^\circ\text{C}$ достигается существенное дополнительное упрочнение аустенитной стали, подвергнутой многопроходному алмазному выглаживанию. После выглаживания и отпуска при $600-650^\circ\text{C}$ в результате прямого деформационного (при выглаживании) $\gamma \rightarrow \alpha'$ - и обратного (при нагреве) $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращений на поверхности стали может быть сформирована преимущественно аустенитная субмикро- и нанокристаллическая структура с твердостью, превышающей в 2,3-3,0 раза твердость аустенита недеформированной закаленной стали.

Таким образом, фрикционные наноструктурирующие обработки, обладающие высоким потенциалом промышленного использования в современном машиностроительном производстве, являются эффективным способом деформационного упрочнения и повышения трибологических свойств термически неупрочняемых аустенитных сталей, а также обеспечении низкой шероховатости поверхности изделий.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СТАЛИ X18H10T, ОБЛУЧЕННОЙ ДЛИТЕЛЬНОЕ ВРЕМЯ В РЕАКТОРЕ БОР-60 В КАЧЕСТВЕ ЭЛЕМЕНТОВ ЭКРАННЫХ СБОРОК

Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, И.Ю. Жемков, Д.Е. Маркелов

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

Конструкционные материалы любого реактора работают в достаточно напряженных условиях, что способствует их повреждению и ухудшению физико-механических свойств. Для обеспечения надежной работы несменяемых конструкций реактора и реактора в целом используются данные, полученные из специальных экспериментов по облучению образцов и данные из исследований реальных изделий и конструкций, эксплуатировавшихся в реакторе длительное время.

В работе представлены результаты материаловедческих исследований образцов стали X18H10T, вырезанных из элементов экранныхборок реактора БОР-60, облученных до повреждающих доз, превышающих 50 сна при низкой температуре облучения. Получены новые экспериментальные результаты по набуханию, физико-механическим свойствам и структуре образцов стали X18H10T - материала внутрикорпусных устройств реактора

БОР-60 и реакторов ВВЭР. Полученные данные можно использовать для пополнения базы данных по радиационной стойкости стали X18H10T, необходимой для обоснования продления срока службы внутрикорпусных устройств реактора БОР-60 и энергетических реакторов типа ВВЭР.

ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА ЦИРКОНИЙ-НИОБИЙ Э635 В УДАРНЫХ ВОЛНАХ СУБМИКРОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

С.Н. Малюгина, А.В. Павленко, С.С. Мокрушин, А.С. Майорова, Д.Н. Казаков,
О.Е. Козелков

*РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина, г.Снежинск, Россия,
(svetlana.malyugina@mail.ru)*

Представлены результаты измерения прочностных свойств сплава цирконий-ниобий Э635 в условиях ударно-волнового нагружения при нормальной и повышенной температурах. Измерения проводились в условиях воздействия на образцы плоскими ударными волнами с давлением до 13 ГПа и длительностью от ~0.05 мкс до 1 мкс. Регистрация профилей скорости свободной поверхности осуществлялась лазерными доплеровскими измерителями скорости VISAR и PDV с наносекундным временным разрешением.

Проведено исследование эволюции упругих предвестников при изменении толщины образцов от 0,5 до 8 мм. Изучено влияние температуры на величину динамического предела упругости и отклонную прочность при нормальной и повышенной температурах.

Работа выполнена при поддержке Госкорпорации «Росатом» в рамках государственного контракта № Н.4х.44.90.13.1111.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ 12Х18Н10Т В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБЛУЧЕНИЯ В ТЕЧЕНИЕ 41 ГОДА В РЕАКТОРЕ БОР-60

Д.Е. Маркелов, А.В. Обухов, Е.И. Макаров, В.С. Неустроев, И.Ю. Жемков
ОАО "ГНЦ НИИАР", Ульяновская обл., г. Димитровград, Россия (mitry.markl@yandex.ru)

Конструкционные материалы любого реактора работают в жёстких условиях, когда наряду с высоким уровнем нейтронных повреждающих доз, присутствуют напряжения различного типа, что способствует их повреждаемости и ухудшению физико-механических свойств. Для обеспечения надежной работы несменяемых конструкций реактора и реактора в целом используются данные, полученные из специальных экспериментов по облучению образцов и данные из исследований реальных изделий и конструкций, эксплуатировавшихся в реакторе длительное время.

В работе представлены результаты микроструктурных исследований образцов стали X18H10T, вырезанных из элементов экранной сборки реактора БОР-60, облученной до повреждающих доз 150 сна при температурах от 330°C до 380°C. Получены новые экспериментальные результаты по микроструктуре образцов, набуханию, физико-механическим свойствам стали с основой X18H10 - материала внутрикорпусных

устройств реактора БОР-60 и реакторов ВВЭР. При ТЭМ-исследовании образцов обнаружены три типа радиационно-индуцированных фаз, которые образовались в материале в результате процессов перераспределения легирующих элементов.

Полученные данные можно использовать для обоснования критерия гамма-альфа перехода в материалах ВКУ реакторов ВВЭР при длительной эксплуатации до высоких повреждающих доз. Эти данные будут также использованы для пополнения базы данных по радиационной стойкости стали X18H10T, необходимой для обоснования продления срока службы внутрикорпусных устройств реактора БОР-60 и энергетических реакторов типа ВВЭР.

РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ – МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ БЫСТРОГО РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ВЫСОКИХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗАХ. 2. ШТАТНАЯ СТАЛЬ ЧС68-ИД Х.Д.

О.Г. Нестеренко, В.В. Чуев

Филиал ОАО «Концерн Росэнергоатом» «Белоярская атомная станция» (post@belnpp.ru)

Представлены результаты изучения радиационного распухания стали ЧС68-ИД х.д., облучённой в качестве штатного материала оболочек твэлов в активных зонах второй и третьей модернизации быстрого реактора БН-600 при максимальных повреждающих дозах в интервале от 50 до 94 сна и при температурах от 360 до 710°C. На примере повышения радиационной стойкости этой стали показана важная роль сквозного технологического контроля структуры, служебных свойств оболочек на всех этапах их изготовления от выплавки металла до готовых труб и проведения послереакторных исследований их облучённого состояния. Приведены результаты оценок остаточного ресурса твэлов с оболочками из этого материала, плакирующего оксидное урановое и смешанное уран-плутониевое топливо двух типов.

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

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

ОАО «ГНЦ НИИАР, г. Димитровград, Ульяновской области, Россия, (Vsn1954@yandex.ru)

При длительной эксплуатации реакторов возникает необходимость в оценке свойств материалов несменяемых элементов и конструкций реактора, изготовленных, как правило, из аустенитных коррозионно-стойких сталей с основой X18H9. Длительная эксплуатация различных конструкций в сложных и агрессивных условиях, подобно продолжительной активной жизни человека, несет в себе не только одну так называемую «болезнь», а несколько связанных в букет «болезней», которые могут ускорить окончание процесса эксплуатации конструкции.

Для оценки состояния материала после длительной эксплуатации необходимо, без сомнения, проводить исследования элементов и конструкций длительное время

эксплуатировавшихся при различных температурах в реакторе БОР-60. Однако нельзя обойтись и без специально поставленных экспериментов на образцах различных конструкций с выделением отдельных важных составляющих условий эксплуатации, определяющих то или иное радиационное явление.

Исторически сложилось так, что в материаловедческой «юности» (1960-1970-е годы) в основном ставились оптимизационные эксперименты по выбору наиболее радиационно-стойких материалов для реакторных приложений, а радиационные явления исследовались уже в этих разрабатываемых новых материалах и поэтому негласно всегда ставилась задача сравнения того или иного радиационного явления для разных материалов. Таким образом, были изучены первые закономерности и особенности таких радиационных явлений как радиационные набухание и ползучесть, упрочнение и охрупчивание, изменение микроструктуры и фазовая стабильность. Со временем появились новые задачи, связанные также со сравнительным исследованием образцов и элементов, облученных в течение короткого и длительного времени. Фазовая нестабильность также оказалось важной составляющей ухудшения состояния материалов при длительном облучении, что также потребовало новых исследований. И кроме этих достаточно явных и ясных направлений исследований появились и некоторые другие, например, изучение влияния напряжений различного типа или влияние состояния поверхности образцов на свойства материалов и др.

В представленной работе представлено текущее состояние новых исследований, обращающих внимание, прежде всего, на влияние длительности облучения (влияние скорости набора дозы, влияние поверхности взаимодействия с теплоносителем реактора) на свойства и структуру облученных сталей. Рассматриваются также вопросы взаимосвязи набухания и ползучести, а также влияние особенностей формирования микроструктуры на физико-механические свойства облученных нейтронами сталей.

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ ТРЕХСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА «СТАЛЬ-ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ» ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Т.А. Нечайкина, С.Н. Вотинов, С.А. Никулин, А.Б. Рожнов, С.О. Рогачев
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва,
Россия (nechaykinata@gmail.com)*

Существующие конструкционные материалы (КМ) имеют ограничения по ряду характеристик и не позволяют максимально полно реализовать возможности современной ядерной энергетики.

Уникальный комплекс физико-химических и механических свойств ванадиевых сплавов типа V-(4-10)%Ti-(4-6)%Cr делают их перспективными для создания КМ, работающих в жестких условиях, т.к. они обладают преимуществами перед сталями (высокой кратковременной и длительной прочностью до 700 °С и высокой радиационной стойкостью), однако сдерживающим фактором использования сплавов ванадия является их взаимодействие и высокая растворимость при температурах выше 400 °С примесей внедрения (O, N, H), имеющимися в любом теплоносителе, при испытаниях в атмосфере и технологическом переделе;

Поэтому для защиты ванадиевого сплава от отрицательного воздействия сред предлагается создание многослойного КМ на основе сплава V-Ti-Cr, обладающего

высокой жаропрочностью и длительной прочностью, и защищенного с поверхности ферритной коррозионностойкой сталью, что делает его перспективным для работы в агрессивных средах (жидкий Na, Li) при воздействии высоких температур до 700 °С. При этом создание монолитного материала обеспечивается образованием бездефектного диффузионного слоя взаимодействия на границе раздела «сталь/ванадиевый сплав».

В данной работе исследовали переходную зону образцов трехслойного материала на основе сплава V-10Т-5Cr, защищенного с поверхности сталью ферритного класса (08Х17Т), полученных разными способами: горячим прессованием заготовки «сталь/ванадиевый сплав/сталь» на установке Gleeble System 3800 при температуре 1080 °С и с максимальным напряжением прессования 95 МПа; кручением под гидростатическим давлением заготовки «сталь/ванадиевый сплав/сталь» на наковальне Бриджмена при температурах 20, 200, 400 °С и давлении 6 ГПа (число оборотов 5). Исследовали влияние различных деформационно-термических параметров (скорость деформации, температура деформации, вид и величина напряжения и т.п.) на структуру и фазовый состав переходной зоны трехслойного материала.

В процессе каждой деформационно-термической обработки на границе раздела «сталь/ванадиевый сплав» формируется переходная зона с переменным химическим и фазовым составом, а также структурой, отличающейся от соединяемых металлов. Методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии и картирования установлено, что переходная зона представляет собой диффузионный слой твердого раствора компонентов (V, Ti, Cr и Fe) с монотонно изменяющимся химическим составом. Толщину диффузионной зоны определяли, как суммарную толщину области с переменным химическим составом по обе стороны от границы раздела «сталь/ванадиевый сплав». Средняя толщина диффузионной зоны составила 12 - 20 мкм. Отжиг при 1000 °С в течении 2 ч приводит к увеличению средней толщины диффузионной зоны до 40 – 60 мкм, однако при этом значительно растет зерно (на 30 – 50 %) в структуре стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Договор №14.А12.31.0001).

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОСТИ ОБЛУЧЕНИЯ НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНОЙ СТАЛИ

И.В. Бачучин, Д.А. Журко, Е.А. Красиков, В.А. Николаенко
Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия
(ekrasikov@mail.ru)

Для выделения эффекта влияния интенсивности нейтронного облучения (флакса) на охрупчивание корпусной стали в работе намеренно исключаются такие факторы как элементный состав стали и технология производства (основной металл или металл сварного шва), влияющие на радиационную деградацию металла.

Данный подход позволяет найти зависимость охрупчивания от флакса, хотя результат получен для некоторого виртуального, не существующего реально металла. Данные объединены в 4 группы с близкими средними интенсивностями облучения, составляющими 560, 31, 7 и $0,8 \times 10^{11} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$ ($E \geq 0,5 \text{ МэВ}$).

В результате по данным о зависимости критической температуры хрупкости от флюенса нейтронов (F) для каждой группы определены коэффициенты радиационного

охрупчивания (A_F) и получено искомое уравнение $A_F = 17,8+9,5/\phi$, где ϕ – значение интенсивности потока нейтронов в единицах $10^{11}\text{см}^{-2}\text{с}^{-1}$ для вышеуказанного его диапазона.

Примененный метод позволяет посредством экстраполяции оценить радиационное охрупчивание материалов, облучающихся при более низких плотностях потоков нейтронов, близких к натурным.

ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э110 В УСЛОВИЯХ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ СУБМИКРОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

А.В. Павленко, С.Н. Малюгина, С.С. Мокрушин, А.С. Майорова, Д.Н. Казаков,
О.Е. Козелков

*РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина, г.Снежинск,
Россия, (avpavlenko@vniitf.ru, avp65gr@rambler.ru)*

Представлены результаты измерений волн напряжений при ударно-волновом нагружении образцов циркониевого сплава Э110 толщиной от 0.5 до 8 мм при нормальной и повышенной температурах. Длительность импульсов ударной нагрузки варьировали от ~0.05 мкс до 1 мкс с амплитудой – от 3.4 до 23 ГПа. Профили скорости свободной поверхности регистрировали интерферометрическими измерителями VISAR и PDV с наносекундным временным разрешением. По результатам измерений затухания упругого предвестника определена скорость пластической деформации за его фронтом, которая по мере распространения уменьшается от 10^6с^{-1} на расстоянии 0.46 мм до $2\cdot 10^4\text{с}^{-1}$ на расстоянии 8 мм. Получены значения откольной прочности при нормальной и повышенной температурах, построены ее зависимости от скорости деформации в диапазоне от 10^5с^{-1} до 10^6с^{-1} . При давлении ударного сжатия выше 10.6 ГПа регистрируется трехволновая конфигурация ударной волны, причиной которой является полиморфное $\alpha \rightarrow \omega$ превращение.

Работа выполнена при поддержке Госкорпорации «Росатом» в рамках государственного контракта № Н.4х.44.90.13.1111.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

В.Л. Панченко¹, М.В. Леонтьева-Смирнова², А.А. Никитина², Н.С. Николаева²

¹ОАО «ИРМ», Заречный, Россия (vlpanch@rambler.ru)

²ОАО «ВНИИНМ», Москва, Россия

Перспективы атомной энергетики на современном этапе во многом связываются с развитием реакторов на быстрых нейтронах, что подталкивает металлургов к поиску новых сплавов способных работать в более жестких условиях новых энергетических установок. Для обеспечения экономической эффективности новых реакторов требуется

добиться существенного увеличения выгорания топлива, что приведет к увеличению соответствующей дозовой и температурной нагрузки на конструкционные материалы.

Для решения поставленных задач наиболее перспективными считаются слабо распухающие жаропрочные ферритно-мартенситные стали. В настоящее время ОАО «ВНИИНМ» в качестве кандидатных материалов рассматривает такие стали как ЭК181, ЧС139, а также сталь ЭП450 ДУО (дисперсно-упрочненную наночастицами двойных оксидов титана и иттрия). В связи с этим представляет интерес исследовать поведение кандидатных материалов в условиях повышенных температур и повреждающих доз.

В данной работе проведены электронно-микроскопические исследования структурно-фазовой стабильности перспективных ферритно-мартенситных сталей в условиях нейтронного облучения при температурах до 1000°C и выше. Все исследованные материалы, облученные до повреждающих доз ~80 сна, показали высокую устойчивость к распуханию. При температуре облучения менее 1000°C наблюдается частичная рекристаллизация сплавов, в результате чего исчезает исходная мартенситная структура, растут ферритные зерна. При этом происходит интенсивная коагуляция карбидной фазы типа $M_{23}C_6$, выпадающей преимущественно на границах ферритных зерен, размер карбидов может достигать нескольких микрон. Средний размер зерен в стали ЭП450 ДУО почти на порядок меньше, чем в ЭК181 и ЧС139. После облучения при температурах выше 1000°C в структуре сталей ЭК181 и ЧС139 наблюдаются крупные равноосные ферритные зерна и зерна с мартенситной структурой, доля которых может достигать 15-30 %, по границам ферритных зерен наблюдаются прослойки второй фазы. В стали ЭП450 ДУО после облучения сохраняется мелкозернистая ферритная структура, чередующаяся с сильно фрагментированными областями со структурой отпущенного мартенсита. Даже после облучения при максимальных температурах в структуре ДУО стали сохраняется полосчатая текстура в расположении упрочняющих оксидов близкая к исходной. Таким образом, тугоплавкие оксиды играют решающую роль в стабилизации структурного состояния ферритно-мартенситных ДУО сталей даже при температурах облучения выше 1000°C.

НАДАТОМНАЯ СТРУКТУРА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЧС139 И ЭК181 ОБЛУЧЕННЫХ В РЕАКТОРЕ БН-600

В.Д. Пархоменко, С.Г. Богданов, Б.Н. Гощицкий

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

Исследованы по два образца каждой стали (один в форме цилиндра $\varnothing 3 \times 30$ мм, другой в виде трубки $\varnothing 6,9 \times 0,4 \times 30$ мм) в исходном состоянии и после облучения в реакторе БН-600. Условия облучения: цилиндры – флюенс 21 сна, $t_{\text{обл}} = 390$ °С; трубки – флюенс 13 сна, $t_{\text{обл}} = 850-900$ °С. Надатомная структура исследованных сталей характеризуется наличием выделений двух существенно отличающихся размеров: малые (1,2-1,4 нм) – вакансионные кластеры и большие (6,1-7,2 нм) – выделения карбидной фазы. В цилиндрических образцах размеры вакансионных кластеров в обеих сталях практически одинаковы до и после облучения, а их количество после облучения существенно возрастает. Объемная доля увеличивается в 3-5 раз и составляет 2 %, а плотность – в 4 раза, достигая в облученных образцах величины $1,7 \times 10^{25} \text{ м}^{-3}$. В трубчатых образцах следует отметить отсутствие вакансионных кластеров, как в исходном состоянии, так и после облучения. Что касается облученных образцов, то здесь эту особенность можно

объяснить температурным воздействием (напомним, для трубок $T_{\text{обл}} = 850-900$ °С). Произошел отжиг пор и вакансий. В необлученных образцах, по-видимому, сыграли свою роль их размеры. Толщина стенки трубки и диаметр цилиндрического образца отличаются в 7,5 раз. Средний размер больших частиц для всех исследованных образцов практически одинаков. При облучении изменяется лишь их число. Объемная доля и плотность больших частиц в облученных образцах уменьшаются в 5-10 раз и составляют 0,1-0,3 % и $(1,5-3) \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$ соответственно. Это свидетельствует, на наш взгляд, о том, что под действием радиационного поля и температуры происходит растворение карбидных фаз. Отметим, что ранее при исследовании образцов сталей ЧС139 и ЭК181, облученных в реакторе ИВВ-2М до флюенса 3×10^{-3} сна, мы такого эффекта не наблюдали, что, скорее всего, объясняется малой величиной флюенса. Следует обратить внимание еще на одно обстоятельство. Поляризация прошедшего через образец пучка нейтронов для большинства исследованных образцов высока – 0,8-0,9, тогда как на облученных цилиндрических образцах она равна только 0,15-0,2. Это можно объяснить образованием в последних неферромагнитных включений размером 0,1-1 мкм. Вблизи немагнитной частицы линии магнитной индукции в образце искривляются, что вызывает частичную деполяризацию пучка.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОПЛИВНОЙ КОМПОЗИЦИИ И ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ С ОБОЛОЧКАМИ ТВЭЛОВ ИЗ СТАЛИ ЭК164 ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЗОНЕ МАЛОГО ОБОГАЩЕНИЯ РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ОБЛУЧЕНИЯ 540...620°С

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

При работе ТВС в реакторах на быстрых нейтронах происходят повреждения внутренней и наружной поверхностей оболочек твэлов, что является одним из факторов, ограничивающих длительность их эксплуатации. Наиболее коррозионно-уязвимы высокотемпературные области оболочки, где радиационного распухания практически не наблюдается. Целью проведенной работы являлось получение экспериментальных данных по повреждениям оболочек твэлов со стороны топливной композиции и натриевого теплоносителя в зависимости от температуры облучения.

Исследования проводились на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN Mira 3LMU, оборудованном системой энергодисперсионного анализа характеристического рентгеновского излучения X-Act 6 (Oxford Instruments), что позволило наряду с изучением топографии поверхности выполнять анализ элементного состава областей матрицы, границ зерен и выделений. В работе приведены результаты исследований участков оболочек из стали ЭК164 твэлов после эксплуатации ТВС в зоне малого обогащения реактора БН-600 до достижения максимальной повреждающей дозы 84 сна при температурах облучения 540...630 °С. Показано, что происходит взаимодействие материала оболочки твэла с топливной композицией с внутренней стороны оболочки и с натриевым теплоносителем с наружной стороны оболочки. С внутренней стороны оболочки твэла при температурах облучения выше 540 °С наблюдается диффузия по границам зерен палладия внутрь стали с образованием частиц в границах, при этом изменяется их состав. По границам зерен наблюдается растрескивание с их отслаиванием. Вместе с тем со стороны топливной композиции наблюдаются

коррозионные поражения тела зерна материала оболочки. Взаимодействие стали ЭК164 с натриевым теплоносителем с наружной стороны в исследованном температурном диапазоне приводит к образованию с наружной стороны оболочки твэла оксидного слоя и слоя обедненного по легирующим элементам: хрому и никелю. Интенсивность всех взаимодействий как с внутренней так и с наружной сторон увеличивается с ростом температуры облучения. Аналогичный характер изменений наблюдался на образцах оболочек из стали ЭК164 твэлов после эксплуатации в ТВС зоны большого обогащения реактора БН-600 до достижения максимальной повреждающей дозы 96 сна [1].

Литература:

1. Портных И. А., Пастухов В. И., Козлов А. В. Состояние поверхностей оболочек твэлов из стали ЭК164 после эксплуатации в реакторе БН-600 до максимальной дозы 96 сна // *Труды XXIV Международной конференции «Радиационная физика твердого тела» (Севастополь 07– 12 июля 2014 г.)*, под редакцией заслуженного деятеля науки РФ, д.ф.-м.н., проф. Бондаренко Г.Г., М.: ФГБНУ «НИИ ПМТ», 2014 г., с.269-281.

ТОМОГРАФИЧЕСКОЕ АТОМНО-ЗОНДОВОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОЙ ОКСИДАМИ СТАЛИ 12Cr-1.1W-0.2V-0.3Ti-0.3Y₂O₃

А.А. Хомич^{1,2}, Н.Н. Орлов^{1,2}, С.В. Рогожкин^{1,2}

¹Национальный ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
(artem.khomich@gmail.com)

²НИЦ «Курчатовский институт» ФГБУ «ГНЦ РФ ИТЭФ», Москва, Россия

В настоящее время одной из важных задач в области разработки ядерных и термоядерных энергетических установок следующего поколения, является создание новых конструкционных материалов активной зоны реакторов. При этом они должны обладать повышенными характеристиками, по сравнению с существующими реакторными материалами, такими как, высокая радиационная стойкость (> 200 сна), способность сохранять рабочие характеристики при высоких температурах (> 700°C), коррозионная стойкость, малоактивируемость и другие. Перспективным кандидатом, который, как ожидается, способен удовлетворить предъявляемым требованиям, является класс дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) ферритно-мартенситных сталей. Разработка таких материалов в настоящее время ведется в ведущих мировых научных центрах (ORNL, KIT, KAERI, ВНИИНМ и т.д.). Свойства ДУО сталей в первую очередь зависят от наноструктурного состояния материала: размера и пространственного распределения укрепляющих дисперсных частиц (оксидов и кластеров). Известно, что Ti и V оказывают влияние на формирование наноразмерных частиц, уменьшая их размеры и увеличивая количество [1, 2]. В связи с этим, актуально исследование ДУО сталей с различными системами легирования [3, 4]. В данной работе проведено томографическое атомно-зондовое исследование модельной ферритно-мартенситной ДУО стали 12Cr-1.1W-0.2V-0.3Ti-0.3Y₂O₃ производства Кореи (KAERI). Получены данные о трехмерном распределении химических элементов в исследованных объемах. Обнаружены наноразмерные (2-4 нм) кластеры, обогащенные Ti, O, V, Y. Средняя концентрация кластеров ~ 10²³ м⁻³.

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., *J. Nucl. Mater.*, 2011, v.409, p. 65–71.

2. Oksiuta Z., Lewandowska M., Unifantowicz P., Baluc N., Kurzydowski K.J., *Fus. Eng. Des.*, 2011, v.86, p. 2417–2420.

3. Kimura A., Kasada R., Iwata N., Kishimoto H., Zhang C.H., Isselin J., Dou P., Lee P., Muthukumar N., Okuda T., Inoue M., Ukai S., Ohnuki S., Fujisawa T., *J. Nucl. Mater.*, 2011, v.417, p. 176–179

4. He P., Klimenkov M., Lindau R., Moslang A., *J. Nucl. Mater.*, 2012, v.428, p. 131–138.

РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ – МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ БЫСТРОГО РЕАКТОРА БН-600 ПРИ ВЫСОКИХ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗАХ. 1. ОПЫТ И МЕТОДОЛОГИЯ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕАКТОРНЫХ СБОРОК

В.В. Чуев

Филиал ОАО «Концерн Росэнергоатом» «Белоярская атомная станция» (nio-ltvs3@belnpp.ru)

В докладе представлена методология послеексплуатационного контроля работоспособности реакторных сборок, разработанная на основании опыта, накопленного при проведении технологических исследований основного (необлученного) состояния конструкционных материалов и послереакторных исследований состояния облученных элементов реакторных сборок, отработавших повышенный ресурс. С помощью этой методологии проработано достижение ближайшей цели – увеличение ресурса основной массы штатных ТВС АкЗ БН-600 до 592-х эф. суток с выгоранием оксидного уранового топлива 11,7% т.а. при максимальной повреждающей дозе 87 сна на оболочку твэла, изготовленную из стали ЧС68-ИД х.д. нового поколения. Продолжаются поэтапные работы по повышению максимальных значений выгорания топлива до ~(14 – 16 – 19) % т.а. (повреждающие дозы до ~ (104 – 116 – 140) сна) в ТВС с чехлом из стали ЭП-450 и оболочками из улучшенной перспективной стали ЭК164-ИД х.д.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ КОРРОЗИИ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ НЕЙТРОНАМИ И СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ

А.В. Яровчук, О.Р. Максимкин, К.В. Цай, С.В. Рубан

Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан (Yarovchuk@mail.ru, maksimkin@inp.kz)

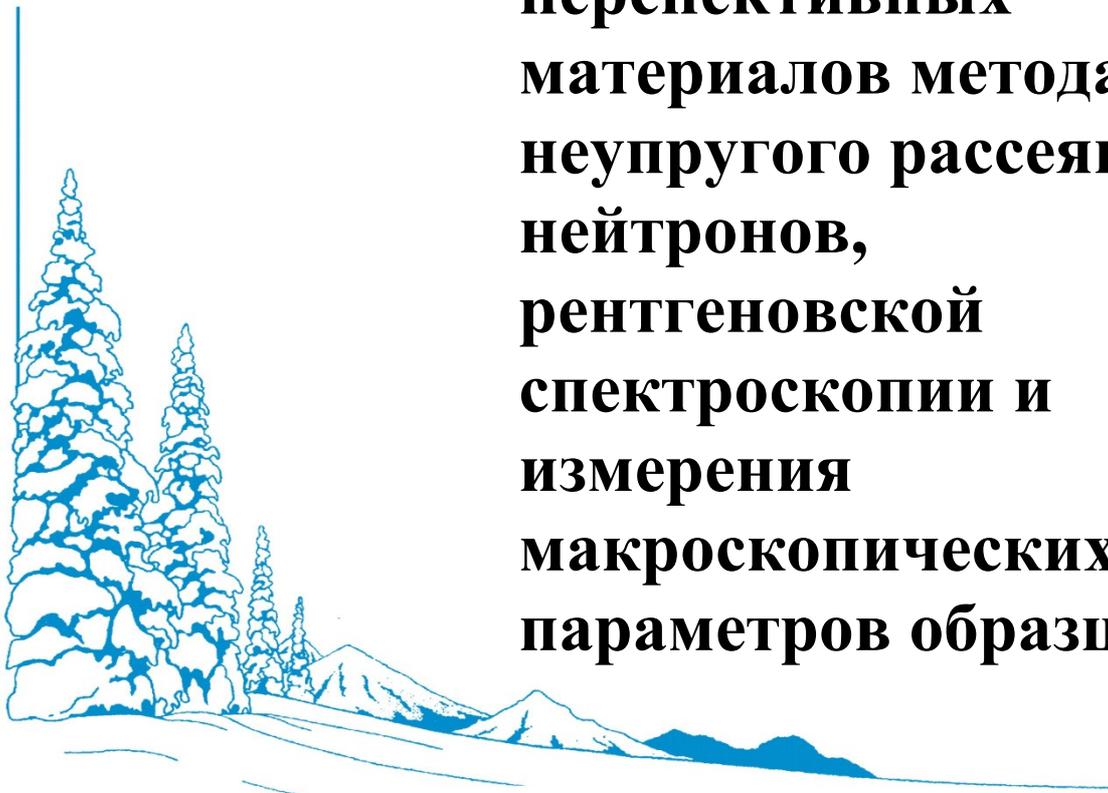
Нержавеющие аустенитные стали под влиянием нейтронного воздействия претерпевают существенные структурно-фазовые изменения, которые при определенных дозах облучения приводят не только к катастрофическому снижению механических свойств материала, но и потере коррозионной стойкости. В большинстве случаев наблюдается проявление локальных видов коррозии, в частности, коррозионное

растрескивание, межкристаллитная и питтинговая коррозия.

В настоящей работе приводятся результаты исследований влияния степени пластической деформации и мартенситной α -фазы на склонность к локальной коррозии облученной нейтронами реакторной стали 12X18H10T, деформированной растяжением при отрицательной температуре. Образцы после аустенизации (777 К в течение 30 минут) облучали в активной зоне реактора ВВР-К до флюенсов нейтронов: $4 \cdot 10^{18}$; $1,9 \cdot 10^{19}$ н/см² ($E > 0,1$ МэВ). Деформацию осуществляли методом статического растяжения со скоростью 0,5 мм/мин при комнатной и пониженных (-20, -40, -60⁰С) температурах на разрывной машине «ИНСТРОН-1195». Во время деформации контролировали содержание в них ферромагнитной α' -фазы с помощью ферритометра «Forster». Измерение массы осуществляли на электронных аналитических весах KERN-700 с погрешностью 0,001 г. Изменения тонкой структуры стали изучали на электронном микроскопе УЕМ 100СХ.

Коррозионные исследования показали, что необлученный аустенизированный недеформированный материал менее всего противостоит питтинговой коррозии. Сталь, деформированная на степень более 30 %, помимо структурной неоднородности, характеризуется фазовой гетерогенностью, что и определяет ее повышенную склонность к локальной коррозии. Коррозионные исследования облученной нейтронами стали позволили установить хорошее сопротивление питтинговой коррозии. Так, по сравнению с необлученным деформированным до предела прочности при 20⁰С материалом скорость коррозии (П мм/год) образцов уменьшилась на два порядка, при этом повышение флюенса с 10^{18} до 10^{19} н/см² увеличило сопротивление коррозии также почти на порядок. Деформация облученных образцов при отрицательных температурах вызвала появление в структуре большого количества магнитной α' -составляющей. Облученные образцы после деформации растяжением при -60⁰С содержали ~40÷45 % мартенсита, в то время, как после деформации при комнатной температуре количество α' -фазы составляло не более 24 %. При одинаковом флюенсе облученные образцы, в которых содержание мартенсита больше, показали повышенную скорость коррозии, что подтверждает отрицательное влияние мартенситной фазы на сопротивление питтинговой коррозии.

Установлены структурные отличия, определяющие особенности зарождения и развития питтинговой коррозии на облученных и деформированных при отрицательной температуре образцах. Таким образом, проведенные исследования облученных и деформированных образцов показали уменьшение сопротивления нержавеющей стали 12X18H10T к локальной коррозии в результате образования и роста объема индуцированной деформацией α -мартенсита.



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.

НЕЙТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ И ОСОБЕННОСТИ ОСНОВНОГО СОСТОЯНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ СИЛЬНОКОРРЕЛИРОВАННЫХ СИСТЕМ: КОНДОВСКАЯ НЕДОКОМПЕНСАЦИЯ, СПИНОВЫЕ ФЛУКТУАЦИИ И МАГНИТНЫЙ ПОРЯДОК

П.А. Алексеев

НИИ «Курчатовский институт», Москва, Россия (pavel_alekseev-r@mail.ru)

Редкоземельные сильнокоррелированные электронные системы (СКЭС) демонстрируют широкий спектр типов основного состояния. Это могут быть состояния, начиная от простого парамагнитного, обусловленного кристаллическим полем, и доходя до достаточно экзотических сочетания свойств, например: кондо-изолятор (сочетание зарядовой и спиновой щелей); магнитный порядок в исходно немагнитной системе; магнитный порядок + сверхпроводимость + валентная нестабильность, и т.п. Физическая подоплека таких проявлений свойств электронной подсистемы может быть изучена на основе детальных нейтронных исследований, прежде всего – методами магнитной спектроскопии и дифракции.

Проявления такого типа необычных основных состояний анализируются на основании результатов экспериментальных исследований. В докладе представлены предшествующие и современные результаты в этой области для некоторых редкоземельных интерметаллидов.

Для серии твердых растворов $\text{Yb}_{1-x}\text{Tm}_x\text{V}_{12}$ на основе кондо-изолятора YbV_{12} обнаружено [1], что частичное замещение Yb на Tm приводит к существенному увеличению коэффициента термо-ЭДС. Методом неупругого рассеяния нейтронов исследовано влияние примеси Tm на структуру спектра магнитных возбуждений YbV_{12} и его температурную эволюцию [2]. Выполнены измерения спектров динамического магнитного отклика в области концентраций $0.0 < X < 0.25$. Обнаружено взаимное влияние ионов Tm на матрицу YbV_{12} и влияние сильных электронных корреляций на взаимодействие ионов Tm с кристаллическим электрическим полем. Анализ спектров $\text{Yb}_{1-x}\text{Tm}_x\text{V}_{12}$ позволяет сделать вывод о существенном влиянии магнитных ионов Tm на спиновую щель и резонансную магнитную моду, которые характерны для чистого YbV_{12} , а также в серии твердых растворов с немагнитным изовалентным замещением $\text{Yb}_{1-x}\text{Lu}_x\text{V}_{12}$. Обсуждается связь между спектрами электронных возбуждений и кинетическими свойствами.

Приводятся результаты исследования системы $\text{EuCu}_2(\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x})_2$ [3], где обнаружено, что в достаточно значимом диапазоне соотношения Si/Ge спиновые флуктуации в режиме однородной промежуточной валентности для европия сосуществуют с дальним магнитным порядком. Эксперименты выполнены с использованием ряда взаимодополняющих методик: рентгеновской спектроскопии поглощения и изомерного сдвига в эффекте Мёссбауэра, магнитного неупругого рассеяния и дифракции нейтронов. Обсуждаются возможные механизмы обнаруженного явления.

Работа выполнена при поддержке РФФИ: грант 14-22-01002 офи-м, грант 14-02 00272-а.

Литература:

1. N.E. Sluchanko, A.V. Bogach, V.V. Glushkov *et al.*, *JETP Lett.* 2009, **89**, 256.
2. P.A. Alekseev, K.S. Nemkovski, J.-M. Mignot, E.S. Clementyev, A.S. Ivanov, S. Rols, R.I. Bewley, V.B. Filipov, and N.Y. Shitsevalova, *Phys. Rev. B* 2014, **89**, 115121.

3. P.A. Alekseev, K.S. Nemkovski, D.P. Kozlenko, A.P. Menushenkov, A.A. Yaroslavtsev, A.V. Gribanov, E.S. Clementyev, C. Pantalei, B. Klobes, R.P. Hermann, , *Письма в ЖЭТФ* 2014, **99** (3), с.184-188.

О ТЕОРЕТИЧЕСКИХ РАСЧЕТАХ РАЗРЕШЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ НЕЙТРОННЫХ ДИФРАКТОМЕТРОВ

В.И. Бобровский

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

Современные методы анализа нейтронных дифрактограмм помимо фазового состава позволяют определять весьма тонкие характеристики исследуемых объектов, такие как внутренние напряжения, размеры когерентных областей, плотности дислокаций. Развитие методов теоретического описания аппаратурных эффектов в порошковых нейтронных дифрактометрах важно как для анализа экспериментальных результатов и учета аппаратурных вкладов, так и для оптимизации существующих и разработки новых конструкций нейтронных дифрактометров. Использование для решения этой задачи аналитических методов в отличие от численного моделирования приборов позволяет понять качественную сторону аппаратурных эффектов, многие из которых имеют чисто геометрическую природу. В дополнение к этому, зачастую удается установить некоторые ограничения на справедливость предположений, используемых при численном моделировании. Это дает возможность осознанного поиска путей оптимизации нейтронных приборов.

Нами предложен математически корректный и универсальный аналитический подход к описанию разрешения нейтронных дифрактометров с учетом пространственных эффектов, обычно опускаемых для упрощения и связанных с неоднородностью и изменением характеристик нейтронного пучка по поперечному сечению при его прохождении по тракту прибора. При использовании гауссовых приближений полученные формулы замечательно упрощаются, давая хорошо анализируемые и интерпретируемые выражения для параметров нейтронного пучка, формы линии и интенсивностей брэгговских пиков для дифрактометров разнообразных конструкций.

Показана принципиальная важность учета пространственных эффектов при корректном описании нейтронных дифрактометров. В частности, пренебрежение ими ведет к нарушению критериев, которым, как установлено, должны подчиняться выражения для характеристик потока и которые следуют из правил сохранения, сформулированных в [3]. Продемонстрировано, что пространственные эффекты могут играть существенную роль даже в случае использования плоских монохроматоров.

Работа выполнена с использованием УНУ «НМК ИФМ» в рамках государственного задания по теме «Поток» г.р. №01201463334 при частичной финансовой поддержке Программы УрО РАН «Фундаментальные проблемы физического материаловедения и электрофизики», проект № 15-17-2-3.

Литература:

1. В.И. Бобровский. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, 2010, No.2 , pp. 5-13.
2. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, 2013, № 11, с. 5–13.

3. V.I. Bobrovskii. *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2013, **Volume 7**, Issue 6, pp 1254-1260.

РЕНТГЕНОВСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ПОГЛОЩЕНИЯ (EXAFS) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ

А.П. Менушенков

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
(apmenushenkov@mephi.ru)

Представлены результаты исследования температурных зависимостей EXAFS-спектров дырочно- $\text{La}_{2-x}\text{Sr}_x\text{CuO}_4$ (LSCO) и электронно- $\text{Nd}_{2-x}\text{Ce}_x\text{CuO}_{4-\delta}$ (NCCO) допированных высокотемпературных сверхпроводников, снятых выше K -Cu края поглощения в температурном диапазоне 5-300К на E4 станции синхротронного центра DESY (Гамбург, Германия). Поляризованные флуоресцентные спектры LSCO снимались на монокристалле при Ellab, спектры NCCO измерялись «на пропускание» на поликристаллических образцах в виде спрессованных таблеток оптимальной толщины. Исследовалась первая координационная сфера кислородного окружения меди Cu-O в сверхпроводящей CuO_2 плоскости. Был обнаружен аномальный ангармонизм колебаний кислорода при низких температурах. Показано, что для сверхпроводящих составов ($x = 0.15$) парная функция радиального распределения атомов (PRDF) в первой координационной Cu-O сфере сильно отличается от функции Гаусса. Моделирование EXAFS- функции с использованием потенциала произвольной формы показало, что при низких температурах часть атомов кислорода в CuO_2 плоскости колеблется в двухъямном потенциале и такие колебания коррелированы с переносом локальных дырочных (электронных) пар носителей заряда [1,2].

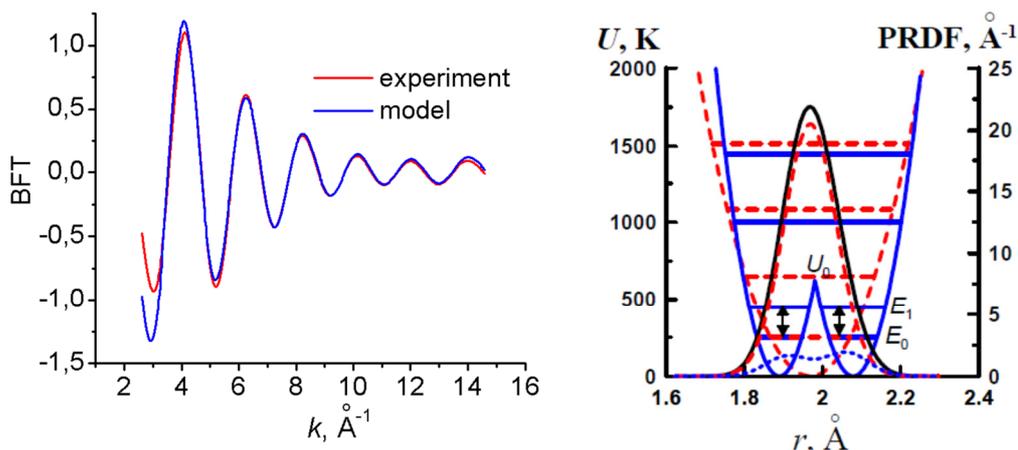


Рис. Экспериментальная и модельная EXAFS-функция $\chi(k)$ k^2 первой координационной Cu-O сферы для $\text{Nd}_{1.85}\text{Ce}_{0.15}\text{CuO}_{4-\delta}$ при 10 К (слева). Модельный потенциал (двухъямный и гармонический) с собственными энергетическими уровнями E_0 , E_1 и полной PRDF (справа).

Мы полагаем, что допирование исходных соединений La_2CuO_4 и Nd_2CuO_4 Sr и Ce формирует локальные дырочные (электронные) пары в верхней антисвязывающей молекулярной орбитали $\text{Cu}3d_{x^2-y^2}-\text{O}2p_{\sigma^*}$ части CuO_n ($n = 4; 6$) комплексов. Эти пары могут туннелировать между соседними комплексами в соответствии с динамическим обменом $\text{CuL}^2\text{O}_6 \leftrightarrow \text{CuL}^1\text{O}_6$ (для LSCO) и $\text{CuL}^2\text{O}_4 \leftrightarrow \text{CuL}^1\text{O}_4$ (для NCCO), приводя к колебаниям

ионов кислорода в двухъямном потенциале. Работа поддержана РФФ (грант 14-22-00098).

Литература:

1. Menushenkov A.P., Kuznetsov A.V., Chernikov R.V., Ivanov A.A., Sidorov V.V., Klementiev K.V., *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques* 2013, **7**, 407.
2. Menushenkov A.P., Kuznetsov A.V., Chernikov R.V., Ivanov A.A., Sidorov V.V., Klementiev K.V., *Journal of Superconductivity and Novel Magnetism* 2014, **27**, 925.

СТРУКТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СО СКАЧКОМ ОБЪЕМА В СИЛЬНО КОРРЕЛИРОВАННЫХ f-ЭЛЕКТРОННЫХ СИСТЕМАХ

А.В. Мирмельштейн¹, А.А. Подлесняк², В.Н. Матвиенко¹, О.В. Кербель¹

¹РФНЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия (mirmelstein@mail.ru)

²Окриджская Национальная лаборатория, Окридж, США

Переход между локализованным и коллективизированным поведением представляет собой актуальную проблему физики сильно коррелированных систем (СКЭС). Такой переход в системе 5f электронов является центральным событием в актинидной серии, в тяжелой части которой 5f электроны ведут себя как локализованные, а в легких актинидах они более делокализованы. Переход происходит вблизи Pu и Am. Количественное и исчерпывающее описание этого явления еще не достигнуто [1]. В лантанидах, в которых 4f орбитали пространственно менее протяженны, чем 5f в актинидах, переход локализация/делокализация происходит в начале (вблизи церия), в середине (Sm) и в конце (Yb) РЗ ряда. Изменение температуры или давления приводят к делокализации 4f состояний и, в некоторых случаях, к структурным фазовым превращениям, сопровождающимся скачком объема. Наиболее известным примером является изоструктурный $\gamma \rightarrow \alpha$ фазовый переход в церии. Подобные переходы с изменением объема происходят и в соединениях на основе Yb, например, в $\text{Yb}_{1-x}\text{In}_x\text{Cu}_2$ [2]. Механизмы этих переходов требуют дальнейшего изучения [3]. Еще больше загадок таит в себе $\delta \rightarrow \alpha$ переход в плутонии, особенно $\delta \rightarrow \alpha'$ превращение в стабилизированной галлием гцк фазе плутония [4].

В докладе обсуждаются последние достижения в области изучения изоструктурного $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода в церии, влияние давления на структуру металлического америция [5], а также недавние исследования δ -фазы плутония методами неупругого рассеяния нейтронов [6].

В 4f-СКЭС также встречаются неординарные ситуации. Примером является соединение CeNi, испытывающее индуцированный давлением структурный фазовый переход со скачком объема [7]. Нейтронные и синхротронные исследования позволили определить структуру фазы высокого давления CeNi, остававшуюся неизвестной с 1985 г. [8].

Литература:

1. J.G. Tobin, K.T. Moore, B.W. Chung *et al.*, *Phys. Rev B* 2005, **72**, 085109.
2. I. Felner and I. Nowak, *Phys. Rev. B* 1986, **33**, 617.
3. B. Chakrabarti, M.E. Pezzoli, G. Sordi, K. Haule, G. Kotliar, *Phys. Rev. B* 2014, **89**, 125113.

4. S. Conradson, N. Bock, J..M. Castro *et al.*, *Phys. Rev. B* 2014, **89**, 224102.
5. S. Heathman, R.G. Haire, T. Le Bihan *et al.*, *Phys. Rev. Lett.* 2000, **85**, 2961.
6. M. Janoschek, *private communication*.
7. D. Gignoux and J. Voiron, *Phys. Rev. B* 1985, **32**, 4822.
8. A. Mirmelstein, A. Podelsnyak, A. Kolesnikov *et al.*, *ACNS 2014, Program & Exhibit Guide*, p. 71.



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.

СОСТОЯНИЕ СПИНОВОГО СТЕКЛА В СЛОИСТОМ КОБАЛЬТИТЕ $GdBaCo_{1.86}O_{5.32}$

Т.И.Арбузова¹, С.В.Наумов¹, С.В.Телегин¹, А.В. Королев¹
¹ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (naumov@imp.uran.ru)

В слоистых перовскитах $LnBaCo_2O_{5.5\pm\delta}$ конкуренция между антиферромагнитными (AF) и ферромагнитными (FM) взаимодействиями Co-O-Co приводит к серии магнитных переходов. В стехиометрическом составе $LnBaCo_2O_{5.5}$ ионы кобальта являются трехвалентными, в зависимости от кристаллографической позиции и температуры могут иметь три спиновых состояния: HS (S=2), IS (S=1) и LS (S=0). Влияние содержания кислорода на свойства $GdBaCo_2O_{5.5\pm\delta}$ детально изучено [1]. Мы приводим результаты исследований магнитных свойств дефицитного по кобальту образца.

Монокристалл $GdBaCo_{1.86}O_{5.32}$ выращен методом зонной плавки. Он содержит 3% ионов Co^{4+} и по соотношению Co^{3+}/Co^{4+} близок к составу $GdBaCo_2O_{5.53}$. Ферромагнитное состояние в слабом магнитном поле реализуется в температурной области $T=240-300$ К аналогично составу $GdBaCo_2O_{5.5}$. Магнитное разбавление не приводит к смещению максимума $M(T)$ в сторону низких температур.

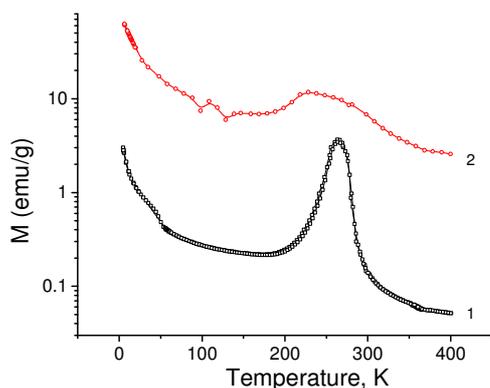


Fig.1. Зависимость намагниченности от температуры для $GdBaCo_{1.86}O_{5.32}$ в разных магнитных полях:

1 – $H = 1000$ Oe, 2 – $H = 50000$ Oe 240 K

В парамагнитной области ($T > 300$ K) температурная зависимость обратной восприимчивости имеет вид, типичный для ферромагнетиков с $T_N > T_C$. Ниже 200 K магнитное состояние в основном определяется AF сверхобменом $Co^{3+}-O^{2-}-Co^{3+}$. Однако внешнее магнитное поле при охлаждении способствует сохранению ферро- или ферромагнитных кластеров в AF матрице. Ферромагнитные кластеры вблизи дефектов могут возникнуть за счет FM взаимодействий $Co^{3+}(IS)-O-Co^{4+}(LS)$ при диспропорционировании $2Co^{3+} \rightarrow Co^{4+}-Co^{2+}$. Подтверждением присутствия FM кластеров в области $T = 50-200$ К служат температурные зависимости намагниченности при охлаждении в полях 1 kOe и 50 kOe (рис.1) и полевые зависимости намагниченности (рис.2). В парамагнитной области $T = 450-650$ К все ионы Co^{3+} находятся в IS – состоянии с близким к расчетной величине $\mu_{eff} = 8.78 \mu_B$.

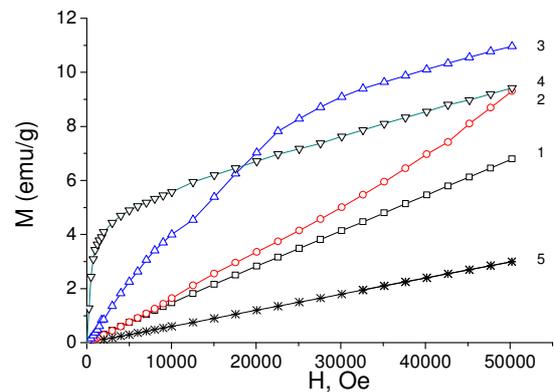


Fig.2. Зависимость намагниченности от магнитного поля для $GdBaCo_{1.86}O_{5.32}$ при различных температурах: 1 – 150 К, 2 – 210 К, 3 – 240 К, 4 – 265 К, 5 – 360 К.

Работа выполнена в рамках Государственной программы № 01201463330 код "Спин" и при финансовой поддержке программы УрО РАН № 15-9-2-4 и РФФИ 14-02-00432.

Литература

1. Taskin A. A., Lavrov A. N., and Yoichi Ando, Phys. Rev. B 2005, **71**, 134414.

2. Sarkar T., Pralong V., Raveau B., Phys. Rev. B, 2011, **83**, 214428.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ РАДИАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ КВАНТОВО-РАЗМЕРНЫХ СВЕТОДИОДОВ AlGaInP/GaAs

В.Н. Брудный¹, П.В. Горлачук², А.А. Мармалюк², И.А. Прудаев¹, И.С. Романов¹,
Ю.Л. Рябоштан²

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск,
Россия (brudnyi@mail.tsu.ru)

²ОАО НИИ «Полюс» им. М.Ф. Стельмаха, Москва, Россия

Исследовано влияние электронов, гамма-квантов и нейтронов на параметры многослойных светодиодных гетероструктур AlGaInP/GaAs. Объектами исследований являлись экспериментальные «красные» (625-635 нм) и «желтые» (585-595 нм) светодиоды (СД), выращенные на подложке GaAs с использованием технологии МОСГФЭ с активной областью на основе множественных квантовых ям $(Al_xGa_{1-x})_{0,5}In_{0,5}P$ с оптическим отражателем на основе распределенного зеркала Брэгга, а также коммерческие «красные» (630 нм) и «желтые» (590 нм) СД фирмы «Epistar».

Общей особенностью бинарных полупроводников AlP, GaP, AlAs и GaAs при воздействии радиации является их переход в высокоомное состояние, при этом главным фактором, снижающим эффективность полупроводниковых СД, является уменьшение времени жизни свободных носителей заряда за счет их захвата дефектами безызлучательной рекомбинации. Для получения информации о воздействии радиации были исследованы изменения величины внешнего квантового выхода (ВКВ), рекомбинационных токов и электросопротивления СД AlGaInP/GaAs в зависимости от флюенса при облучении образцов в пассивном режиме электропитания. Предельное состояние СД при облучении определено величиной 50% от исходного значения ВКВ.

Наиболее чувствительным параметром СД к радиационному воздействию являются величина ВКВ, а также значение рекомбинационного тока в области малых прямых смещений. Показано, что для коммерческого СД AlGaInP/GaAs 50%-ое уменьшение величины ВКВ наблюдается при флюенсах облучения примерно в 2 раза меньших по сравнению с экспериментальными образцами, что предположительно обусловлено меньшей толщиной (2 мкм и 10 мкм соответственно) и меньшим уровнем легирования оконного слоя светодиода примесью Mg (концентрация свободных дырок около $2 \cdot 10^{18}$ см⁻³ в коммерческом СД и до $4 \cdot 10^{19}$ см⁻³ в экспериментальном). Отмечено, что «желтые» СД менее устойчивы к воздействию радиации предположительно из-за меньшей глубины квантовой ямы (около 90 мэВ для «желтых» и 110 мэВ для «красных» СД), что ограничивает уровень инжекции неравновесных электронов в квантовые ямы «желтых» СД и тем самым способствует более быстрой их компенсации в квантовых ямах при облучении. Не выявлено влияние числа квантовых ям на устойчивость СД к воздействию высокоэнергетической радиации.

Литература:

1. Брудный В.Н. *Известия вузов Физика*. 2013, **56**(8), 37.
2. Мармалюк А.А., Горлачук П.В., Рябоштан Ю.Л., Брудный В.Н. и др. *Известия вузов Физика*. 2013, **56**(8), 40.

3. Прудаев И.А., Скакунов С.С., Лелеков М.А. и др. *Известия вузов Физика*. 2013, **56**(8), 44.

4. Прудаев И.А., Олейник В.Л., Романов И.С., Брудный В.Н. и др. *Известия вузов Физика*. 2014, **57**(7), 1.

ГИБРИДНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ КРЕМНИЯ С БАРЬЕРОМ ШОТТКИ: ГИГАНТСКИЕ МАГНИТОТРАНСПОРТНЫЕ ЭФФЕКТЫ, УПРАВЛЯЕМЫЕ НАПРЯЖЕНИЕМ СМЕЩЕНИЯ

Н.В. Волков, А.С. Тарасов, Д.А. Смоляков, М.В. Раутский, С.Н. Варнаков,
С.Г. Овчинников

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

Высокий прикладной потенциал магнитных наноструктур хорошо известен. Устройства, построенные на их основе, характеризуются большой скоростью переключения, энерго-независимостью, стабильностью. Они намного более устойчивы, чем традиционные электронные элементы, к воздействию ионизирующего излучения. Гибридные структуры, которые включают в себя магнитные и полупроводниковые материалы, могут оказаться системами, позволяющими эффективно интегрировать магнитоэлектронику и полупроводниковую электронику.

Интерес к магниторезистивным (MR) эффектам в гибридных структурах обусловлен как фундаментальными проблемами, так и возможностью интегрировать функциональные свойства, определяемые MR эффектами, в электронные устройства. Мы показали, что созданные на основе гибридных структур типа *ферромагнитный металл/диэлектрик/полупроводник* устройства, могут обнаруживать необычные магнитотранспортные свойства [1-4]. Для простого устройства, изготовленного на основе структуры Fe/SiO₂/p-Si и представляющего собой два включенных навстречу друг другу диода с барьером Шоттки, был обнаружен MR эффект. Величина MR не превышала 20 % при 9 Т, но величиной и даже знаком эффекта можно было управлять при помощи напряжения смещения на устройстве. Более сильное влияние магнитное поле оказывает на транспортные свойства на переменном токе. Значительное изменение импеданса при приложении поля наблюдалось нами для диодов Шоттки, изготовленных из структур Fe/SiO₂/p(n)-Si. Максимальный эффект приходился на диапазон частот 10 Hz – 1 MHz, где относительные изменения действительной и мнимой частей импеданса в магнитном поле 1 Т превосходили 300 % и 600 %, соответственно. Напряжение смещения на диоде позволяло в несколько раз изменять величину магнетоимпеданса. Гигантским оказался отклик транспортных свойств на действие магнитного поля для гибридных структур в неравновесных условиях. Гигантский MR эффект, индуцированный излучением диодного лазера, был реализован нами в планарном устройстве, изготовленном из структуры Fe/SiO₂/p-Si. Проводимость устройства изменялась более чем в 500 раз при увеличении поля до 1 Т (величина MR превышала (10⁵ %)). Величиной и знаком эффекта можно было управлять не только напряжением смещения, но и полярностью магнитного поля. Мы связываем все наблюдаемые магнитотранспортные эффекты с поверхностными состояниями, локализованными вблизи SiO₂/p(n)-Si границы. Процессы захвата-эмиссии равновесных и неравновесных носителей заряда связывают поверхностные состояния с валентной зоной и зоной проводимости, процесс туннелирования связывает их со слоем ферромагнетика. Влияние магнитного поля сводится к изменению энергетической структуры поверхностных центров, что, в свою очередь, оказывает влияние на процессы

их перезарядки. Асимметрия MR эффекта при оптическом облучении обусловлена действием сил Лоренца и заданной топологией используемого устройства.

Литература:

1. Volkov N.V., Tarasov A.S., Eremin E.V. et al., *J. Appl. Phys.* 2011, **109**, 123924.
2. Volkov N.V., Tarasov A.S., Eremin E.V. et al., *J. Appl. Phys.* 2012, **112**, 123906.
3. Volkov N.V., Tarasov A.S., Eremin E.V. et al., *J. Appl. Phys.* 2013, **114**, 093903.
4. Volkov N.V., Tarasov A.S., Smolyakov D. A. et al., *Appl. Phys. Lett.* 2014, **104**, 222406.

ИЗМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ИЗЛУЧАЮЩИХ СТРУКТУР НА БАЗЕ GaN И GaAs ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ БОЛЬШИХ ДОЗ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ

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

В работе исследовали светодиоды и лазерные диоды на базе GaN и GaAs, излучающие в инфракрасном и видимом диапазоне спектра, соответственно. Облучение образцов производили в пассивном режиме на изотопном источнике Co^{60} до уровней $2 \cdot 10^9$ Р.

В случае светодиодов контролировали интенсивность и кинетику электролюминесценции, при исследовании лазерных диодов основное внимание уделяли ватт-амперной характеристике.

На рис.1 показано характерное влияние дозы гамма-излучения на ватт-амперную характеристику лазерного диода на базе GaAs, на рис.2 - на кинетику электролюминесценции светодиода на базе GaN.

Анализ ватт-амперных характеристик лазерных диодов и кинетики электролюминесценции светодиодов показывает, что наблюдаемые изменения главным образом обусловлены изменением времени жизни неравновесных носителей в активной области исследуемых приборов.

Показано, что коэффициент радиационного изменения времени жизни при облучении лазерных диодов и светодиодов на базе GaAs, оцененный по изменению порогового тока и кинетики свечения, составляет величину $k_{\gamma} \sim 10^{10}$ см²/с, для приборов на базе GaN $k_{\gamma} \sim 10^{11}$ см²/с. Таким образом, светоизлучающие структуры на основе GaN примерно на порядок менее чувствительны к гамма-излучению по сравнению с приборами на основе GaAs.

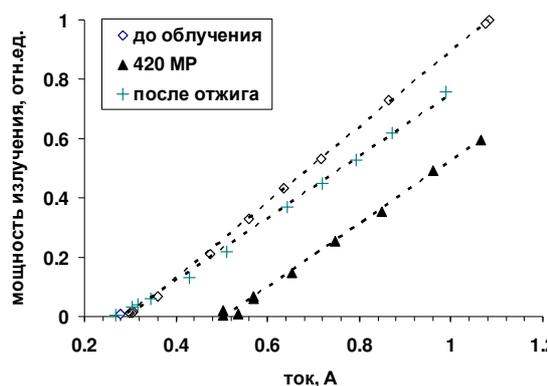


Рисунок 1 – Влияние гамма-излучения на ватт-амперную характеристику лазерного диода GaAs

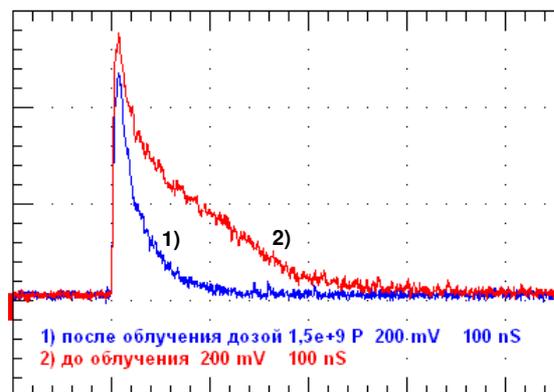


Рисунок 2 – Влияние дозы гамма-излучения $1,5 \cdot 10^9$ Р на кинетику свечения светодиода GaN

В работе также наблюдали инжекционный отжиг в лазерных диодах GaAs и GaN при пропускании тока ниже порогового. В результате отжига пороговый ток лазеров полностью восстанавливался, чего не наблюдали в аналогичных структурах, облученных нейтронами делительного спектра [1].

Литература

1. Шукайло В.П., Ткачѳв О.В., Дубровских С.М., Басаргина Н.В., Ворожцова И.В. *Оптический отклик лазерных диодов на импульсное радиационное воздействие // ВАНТ, серия: ФРВРА*, 2012 г., вып.4, с.41-45.

СИНЕРГЕТИКА КАТАСТРОФИЧЕСКИХ РАДИАЦИОННЫХ ОТКАЗОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ПРИБОРОВ: РЕЖИМ ПЕРЕМЕЖАЕМОСТИ

Б.Л. Оксенгендлер, С.Е. Максимов

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

Несмотря на то, что современная радиационная физика твёрдого тела представляется весьма развитой базой для трактовки радиационных явлений, в последнее время появились данные об эффектах, труднообъяснимых в рамках стандартных идей. В первую очередь речь идёт о радиационной аварии российского космического корабля «Фобос-Грунт» (2012 г.), вызванной отказом интегральной схемы WS512K32V20G24M [1]. Среди различных особенностей, характеризующих этот радиационный отказ, следует выделить 2 совершенно необъяснимые: 1) аномально быстрый первый отказ и 2) последовательность отказов и возвратов к нормальной работе вплоть до полного выхода прибора из строя. В нашей недавней работе [2] была показана принципиальная возможность объяснения этих особенностей в рамках синергетических процессов, возникающих при сильной неравновесности в примесно-дефектной системе под действием высокоэнергичного облучения.

В настоящей работе на основе математических методов синергетики:

- теории отображений, описывающей эволюцию числа определяющих дефектов $n+1$ поколения через число дефектов n поколения;

- мастер-уравнения, позволяющего адекватно описать комбинаторную кинетику квазихимических реакций между дефектами и флуктуации их концентраций при приближении к бифуркации;

- представлений динамического хаоса о переходе «ламинарного» режима радиационного процесса в «турбулентный» и обратно,

изучена кинетика радиационных процессов и показано, что в облучаемом полупроводнике, возможно, реализовывался режим перемежаемости 1-го рода [3], естественно объясняющий указанные выше особенности отказа аппаратуры.

Литература:

1. <http://www.roscosmos.ru/main.php?id=2&nid=18647> (in Russian).
2. Oksengendler B.L., Maksimov S.E., Turaeva N.N., Djurabekova F.G., *Nucl.Instr.Meth.B.* 2014, **326**, 45.
3. Шустер Г. *Детерминированный хаос*. Москва: «Мир». 1988. 240 с.

НАКОПЛЕНИЕ ОБЪЕМНЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ЗАРЯДОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ ПОЛИМЕРНЫХ ДИЭЛЕКТРИКОВ

Д.Н. Садовничий¹, А.П. Тютнев², Ю.М. Милехин¹

¹ФГУП "Федеральный центр двойных технологий "Союз", Московская обл., Россия
(fcdt@monnet.ru)

²Московский государственный институт электроники и математики, Москва, Россия

Описание физических процессов разделения электрических зарядов при инъекции быстрых электронов в полимерные диэлектрики является важной, но во многом нерешенной проблемой [1]. Для экспериментального изучения электрического заряжения был предложен метод нестационарных токов [2]. Здесь образец материала облучается стационарным моноэнергетическим потоком электронов с такой энергией (E_e), чтобы их пробег был меньше толщины образца, тогда по кинетике изменения тока с тыльного по отношению к потоку высокоэнергетических электронов электрода судят о закономерностях накопленного заряда и напряженности электрического поля [3-8].

В настоящей работе систематизированы экспериментальные и расчетные результаты исследований электризации различных полимерных диэлектриков при действии потоков электронов с $E_e=0.04-2$ МэВ, отличающихся особенностями радиационной электропроводности (РЭ). Рассмотрены полимерные диэлектрики, у которых РЭ характеризуется быстрым достижением стационарного значения (полиметилметакрилат, эпоксидные смолы, резиновые смеси, керамика микролит), а также полимерные диэлектрики с кинетической зависимостью РЭ от времени (полистирол, политетрафторэтилен). При описании кинетики изменения РЭ использовали модель Роуза-Фаулера-Вайсберга. Численное моделирование переноса электронов проведено с использованием метода Монте-Карло. Обсуждаются причины наблюдаемой в ряде полимерных диэлектриков инверсии нестационарного тока. Показано, что учет особенностей РЭ (зависимость от мощности дозы, времени и электрического поля) позволяет детально описать наблюдаемые закономерности нестационарных токов, несущих детальную информацию о величине генерируемого электрического поля и объемного электрического заряда.

Литература:

1. Sessler G.M., *IEEE Trans. Diel. Electr. Insul.* 1997, **4**, 614
2. Gross B., Sessler G.M., West J.E., *J. Appl. Phys.* 1974, **45**, 2841
3. Садовничий Д.Н., Тютнев А.П., Хатипов С.А., Саенко В.С., Пожидаев Е.Д., *Высокомолек. соед. А.* 2003, **45**, 230
4. Садовничий Д.Н., Тютнев А.П., Милехин Ю.М., *Высокомолек. соед. А.* 2003, **45**, 1638
5. Садовничий Д.Н., Тютнев А.П., Милехин Ю.М., Хатипов С.А., *Высокомолек. соед. А.* 2004, **46**, 1191
6. Садовничий Д.Н., Тютнев А.П., Милёхин Ю.М., *Химия высоких энергий.* 2005, **39**, 183
7. Sadovnichii D.N., Tyutnev A.P., Milekhin Yu.M., Gusev S.A., *Изв. вузов. Физика. Прил.* 2006, 185
8. Садовничий Д.Н., Тютнев А.П., Милёхин Ю.М., *Химия высоких энергий.* 2008, **42**, 485



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.

ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ Ст3 С НАНЕСЕННЫМ ПОКРЫТИЕМ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ЭНЕРГИИ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА

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

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

Методы ионно-лучевой и ионно-плазменной обработки, активно развивающиеся в последнее десятилетие и обладающие рядом преимуществ (в десятки раз сокращается время и резко понижается температура обработки, позволяет производить селективную обработку отдельных участков детали, отсутствие проблем адгезии между модифицированным слоем и объемом материала) по сравнению с традиционными методами химико-термической обработки, могут быть использованы для модификации поверхностных слоев металлов и сплавов с целью повышения их прочностных свойств [1]. В частности, с помощью метода ионной имплантации можно повысить такие свойства поверхностных слоев материала, как предел прочности, текучести, ударную вязкость, трещиностойкость, коррозионную стойкость, износостойкость [2 – 6].

При трении процесс разрушения локализован в поверхностных слоях материала. Поэтому с появлением новых технологий, осуществляющих воздействие на поверхность, встала задача их эффективного применения для поверхностного упрочнения деталей машин [7]. К таким способам относятся различные процессы нанесения покрытий. Совмещение процесса нанесения покрытий с ионной имплантацией может увеличить толщину упрочненного слоя и его физико-механические и эксплуатационные свойства [6].

Целью данной работы являлось исследование влияния облучения ионами аргона с различными энергиями на формирование состава и структуры поверхностных слоев, изменение морфологии и механических свойств (микротвердость и износостойкость) углеродистой стали Ст3 с нанесенным ионно-плазменным покрытием Cr и Ni₈₀Cr₂₀.

Литература:

1. Комаров Ф.Ф. *Ионная имплантация в металлы*. М.: Металлургия, 1990. 216 с.
2. Бондаренко Г.Г., Михайлов В.В. *Перспективные материалы*. 1998, (5), 77.
3. Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. *Металлы*. 1995, (4), 98.
4. Шулов В.А., Ночовная Н.А., Рябчиков А.И., Пайкин А.Г. *ФизХОМ*. 2004, (4), 17.
5. Воробьев В.Л., Быков П.В., Баянкин В.Я. *ФММ*. 2012, **113** (11), 1153.
6. Костюк Г.И., Бруняка О.О., Кот Н.И. *Вести АИНУ*. 2009, (1), 25.
7. Тушинский Л.И. *Теория и технология упрочнения металлических сплавов*. Новосибирск: Наука. Сиб. Отд-ние, 1990. 306 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ ТОНКИХ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК НА ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ Cu-Ni, Cu-Mn

Ф.З. Гильмутдинов, О.Р. Бакиева, В.Л. Воробьев, А.А. Колотов
Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (vasily.1.84@mail.ru)

Сплавы на основе 3d- металлов являются наиболее широко применяемыми материалами. Формирование оксидных состояний в поверхностных слоях и границах раздела этих сплавов – один из наиболее существенных факторов, влияющих на их эксплуатационные свойства. При этом химический состав, тип химической связи и атомное строение оксидных пленок являются определяющими характеристиками свойств самих пленок, так и материала в целом. Ионная имплантация, приводящая к изменениям состава и структуры поверхностных слоев, может оказать существенное влияние на их физико-химические свойства, в том числе – на процессы формирования оксидных пленок в кислородсодержащих средах.

В настоящей работе проведено исследование химического состава и атомной структуры тонких оксидных пленок, сформированных на поверхности сплавов Cu-Ni, Cu-Mn при температурах от комнатной до 350 °С на воздухе после облучения ионами аргона с энергией 30 кэВ с дозами $5 \cdot 10^{16}$ и 10^{17} ион/см² с плотностью тока 100 мкА/см² в импульсно-периодическом режиме (1 мс, 200 Гц). Методом спектроскопии протяженных тонких структур энергетических потерь электронов (EELFS – Electron Energy Loss Fine Structure) определены параметры локальной атомной структуры исследуемых оксидных пленок [1]. Показано, что в пределах первой координационной сферы происходит перераспределение компонент сплава после модификации ионами аргона. Глубина анализа составляет не более 5нм. Методом рентгеноэлектронной спектроскопии исследованы закономерности формирования химического состава, изучены профили распределения и химическое состояние компонентов оксидных слоев на поверхности ионно-модифицированных сплавов Cu-Ni, Cu-Mn в зависимости от параметров облучения, температуры окисления и состава сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ №14-02-31488 мол_а и РФФИ-урал_а № 13-02-96002

Литература

1. D. Yu. Guy, O. R. Bakieva at al. *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*. 2010, **182**, 115.

МОДИФИКАЦИЯ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АРМКО-ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ ПЛЕНОК ГРАФИТА

Ф.З. Гильмутдинов, В.Л. Воробьев, О.Р. Бакиева, В.Я. Баянкин
Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (vasily.1.84@mail.ru)

Методами РФЭС, РСА и EELFS исследованы химический состав и структура тонких поверхностных слоев армко-железа, легированных углеродом методом ионнолучевого

перемешивания. Тонкие (~25 нм) пленки графита на поверхности α -Fe, полученные методом магнетронного напыления при температурах подложки 200 и 250 °С, облучены ионами Ar^+ в импульсно-периодическом режиме ($\tau=1$ мс, $\nu=200$ Гц) с энергией 30 и 40 кэВ и дозами $5 \cdot 10^{16}$ и 10^{17} ион/см². Облучение при выбранных режимах приводит к частичному распылению углеродного слоя и перемешиванию компонентов покрытия и подложки через границу раздела. По данным РФЭС формируется протяженный (~ 20 нм) переходный слой переменного состава, в котором наблюдается химическое взаимодействие углерода и железа с образованием химических связей С-Fe, характерных для карбидов железа. Степень перемешивания и доля углерода в связи С-Fe зависят от температурных условий получения пленок и параметров воздействия (энергия, доза). Рентгеноструктурными исследованиями выявлено образование структурных неоднородностей по слою перемешивания, а также образование структуры цементита в переходной области «пленка-металл». Твердость тонких (~70 нм) поверхностных слоев полученных покрытий, определенная методом наноиндентирования, превышает соответствующее значение для исходного армко-железа на 30%.

При выбранных параметрах ионнолучевого воздействия вблизи поверхности покрытия сохраняется сверхтонкий слой, состоящий преимущественно из углерода. Локальная атомная структура этого слоя отличается от структуры, характерной для графита. Длины химических связей С-С в первой координационной сфере, определенные методом EELFS-спектроскопии, превышают соответствующее значение, характерное для структуры графита.

Исследовано коррозионно-электрохимическое поведение поверхностных слоев армко-железа, легированных углеродом методом ионнолучевого перемешивания.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ №14-02-31488 мол_а и РФФИ-урал_а № 13-02-96002

ФОРМИРОВАНИЕ СОСТАВА ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСКОРЯЮЩЕГО НАПРЯЖЕНИЯ ИМПУЛЬСНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Cr^+

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 свойства металлов и сплавов (износостойкость, циклическая усталость и др.) определяются структурно-фазовым состоянием поверхностных слоев и их можно значительно улучшить путем модифицирования поверхности. Как известно для поверхностной обработки металлов и сплавов используется метод ионной имплантации [1-2]. Важнейшей особенностью этого метода, в отличие от других методов ионно-вакуумной обработки, является минимальное изменение геометрических размеров изделия, возможность обработки при низкой температуре, что обеспечивает во многих случаях исключение коробления изделия. Однако трудность применения метода ионной имплантации связана с недостаточной изученностью процесса связи параметров имплантируемых ионов (энергия, плотность ионного тока, доза облучения) с их концентрацией в твердом теле, а также с отсутствием методик выбора технологических режимов обработки. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование влияния ускоряющего напряжения (20, 30, 40 кВ) в процессе импульсного облучения ионами Cr^+

на состав приповерхностных слоев, микротвердость и морфологию поверхности углеродистой стали Ст3.

В результате исследования установлено уменьшение максимума концентрации ионно-легированного хрома от 22 до 13 ат.% с увеличением ускоряющего напряжения. Выявлено формирование в приповерхностных слоях оксидов Cr_2O_3 , CrO_2 , CrO_3 и FeO , Fe_2O_3 , содержание которых с увеличением ускоряющего напряжения уменьшается, что обусловлено ростом температуры образцов и более интенсивным распылением. Установлено увеличение микротвердости на 20% после облучения с ускоряющим напряжением 20 кВ. С увеличением ускоряющего напряжения значение микротвердости снижается до уровня, соответствующего значению микротвердости исходного образца, что является следствием термического [3] и радиационно-стимулированного [4] отжигов генерируемых ионным облучением дефектов.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ №14-02-31488 мол_а и РФФИ-урал_а № 13-02-96002

Литература:

1. Е.В. Легостаева, Ю.П. Шаркеев. *Трение и износ*. 2002, **23**, 5, 529.
2. В.А. Шулов и др. *Физика и химия обработки материалов*. 2004, **4**, 17.
3. А.П. Гуляев. *Металловедение. Металлургия*, М. 1977. 648 с.
4. В.В. Овчинников. *УФН*. 2008, **178**, 9, 992.

МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОЙ ВОЛНЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ $\text{Fe}_{80}\text{P}_{20}$

А.Ю. Дроздов¹, Н.М. Созонова², В.Я. Баянкин¹

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

²ФГБОУ ВПО Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия
(less@ftiudm.ru)

Аморфные материалы из-за особенностей атомного строения и электронной структуры обладают физико-химическими свойствами, значительно отличающимися их от свойств материалов с кристаллической структурой. В связи с изучением процессов модификации свойств твёрдых тел при импульсных внешних воздействиях возникает необходимость исследования структурных превращений на атомном уровне. Метод молекулярной динамики является эффективным инструментом для таких исследований. В работе изучалось поведение аморфного сплава $\text{Fe}_{80}\text{P}_{20}$ при ударном воздействии.

При помощи компьютерного моделирования с использованием программного пакета LAMMPS [1] получен аморфный сплав $\text{Fe}_{80}\text{P}_{20}$ путем разогрева и резкого охлаждения модельного кристаллита. Для описания межатомного взаимодействия использовался потенциал погруженного атома [2, 3]. Данное семейство потенциалов позволяет в рамках классической МД описывать характер взаимодействия в металлах на качественно лучшем уровне по сравнению с парными межатомными потенциалами. Реализована модель плоского удара в результате взаимодействия ударника и мишени. Выявлено, что при ударном воздействии образуется волна, которая распространяется в модельном образце, со скоростью, превышающей скорость звука в этом материале при комнатной температуре. За областью повышенного давления следует волна разгрузки. Поскольку

процесс перестройки атомов в аморфном веществе при прохождении ударной волны невозможно наблюдать экспериментально из-за малых времен взаимодействия источника облучения с материалом, высокой скорости распространения ударной волны, поэтому широко используется компьютерное моделирование данного процесса.

Для анализа структуры полученного сплава построены функции радиального распределения атомов. Фронт волны проходит через весь образец за время 7 пс. При этом происходит увеличение линейного размера моделируемого образца вдоль направления движения волны на 6,5 %.

Получено, что после прохождения ударной волны происходит формирование небольших кластеров фосфора, равномерно распределенных в объеме аморфного сплава. Происходит увеличение линейных размеров системы вдоль направления движения волны. Рассчитана скорость распространения волны в аморфном сплаве. Также обнаружено, что кристаллизации материала при данном воздействии не происходит.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект РФФИ – Урал» №13-02-96002 р_урал_a)

Литература:

1. LAMMPS WWW Site: <http://lammmps.sandia.gov>
2. Daw M. S., Baskes M. I., *Phys. Rev. B.* 1984, **29**, 6443.
3. Daw M.S., Baskes M.I., *Phys. Rev. Lett.* 1983, **50**, 1285.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СИСТЕМЫ (Cu₅₀Ni₅₀)+C

А.В. Жихарев, В.Я. Баянкин, И.Н. Климова, С.Г. Быстров
Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия (less@ftiudm.ru)

Цель работы – исследование влияния числа импульсов лазера на особенности взаимодействия металлов неравновесной подложки (медно-никелевой фольги) с нанесенным слоем углерода.

Для решения поставленной задачи применены методы рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, атомной силовой микроскопии (АСМ) и измерения микротвердости материалов. Лазерное воздействие на образцы осуществлялась оптоволоконным иттербиевым лазером “LDesigner” с плотностью мощности лазерного источника $1.8 \cdot 10^7$ Вт/см² и числом импульсов 1, 3, 5, 7, 9, 11, 15 и 20 импульсов. Облучение образцов происходило в атмосфере аргона.

В результате проведенных исследований установлено:

1. Отсутствие изменений рельефа поверхности образцов на макро- и микро уровне в зоне облучения. На оптических и АСМ-изображениях рельефа поверхности нет следов плавления или кратерообразования поверхности.

2. Значение рассчитанной температуры на поверхности образца в зоне облучения для одного импульса может достигать значения ~ 2900°C. Температура плавления углерода согласно литературе находится в пределах ~ 3850 ± 50°C [1, 2].

3. Отсутствие накопления тепла от импульса к импульсу (проверочный расчет). Во всех

случаях облучения оперировали значением рассчитанной температуры для одного импульса.

4. Снижение в облученном анализируемом слое концентрации кислорода и углерода с увеличением концентрации меди и никеля (до облучения в приповерхностных слоях медно-никелевой фольги присутствуют соединения меди и никеля с кислородом). Предполагается, что наблюдаемые изменения связаны с восстановлением оксидов металлов подложки до чистых металлов за счет углерода. Возможность протекания таких восстановительных реакций при рассчитанной температуре показал термодинамический расчет.

5. Снижение микротвердости в зоне облучения образцов во всех случаях лазерного воздействия в результате отжига дефектов неравновесной медно-никелевой подложки. Предполагается отжиг происходит в результате проникновения фронта тепловой волны через слои углерода в подложку за счет снижения, как плотности, так и толщины нанесенного слоя углерода в результате восстановительных реакций.

6. Значение рассчитанной глубины распространения тепла в подложку может быть порядка 25 мкм (толщина фольги 50 мкм) при глубине проникновения индентора в образцы около 3 мкм (толщина нанесенного слоя углерода порядка нанометра). Согласно диаграмме состояния медь-никель температура начала плавления медно-никелевого сплава состава 50 × 50 составляет значение ~ 1200°C (расчетная температура на поверхности образцов ~ 2900°C). Следовательно, значение температуры, приходящейся на внутренние слои подложки после прохождения оставшегося слоя углерода, могло быть достаточным, чтобы привести к отжигу дефектов подложки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект N 13-02-96002_p_урал_a).

Литература:

1. Краснов К.С. *Физическая химия*. Высшая школа, М. 1995, т.1, 512 с.
2. <http://bse.sci-lib.com/article013553.html>

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

*А.А. Колотов, И.Н. Климова, А.Ю. Дроздов, В.Я. Баянкин
ФГБУН Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия (less@ftiudm.ru)*

Данная работа посвящена изучению структурных превращений и термодинамически связанных с ними сегрегационных процессов в таких неравновесных системах, как аморфные сплавы. В рамках работы исследуются закономерности эволюции структуры и состава поверхностных слоев аморфных сплавов на основе железа, подвергнутых ионно-лучевой обработке. Одним из актуальных направлений прикладных и фундаментальных исследований является вопрос и термической стабильности аморфных сплавов. Здесь не маловажен анализ структуры и сегрегационных процессов особенно на ранних стадиях кристаллизации, поскольку процесс кристаллизации аморфных сплавов протекает через последовательность метастабильных состояний, при этом свойства сплава изменяются настолько, что мы можем говорить о двух различных материалах, одинакового

химического состава. Отсюда возникает задача управления кристаллизацией, как метода создания новых материалов. Изучение структурно-фазовых превращений при переходе из аморфного состояния в стабильное кристаллическое может продвинуть нас в понимании природы аморфного состояния.

В качестве объектов исследования используются модельные сплавы систем Fe-V и Fe-P подвергнутых облучению ионами различных типов - Ar, He, N, O, В. Облучение ионами газов проводилось на плазменном источнике с ненакаливаемым катодом импульсно-периодического действия с вариацией параметров ионного пучка – по дозе, плотности ионного тока и энергии ионов. Проводилось исследование послойного компонентного состава и рентгеноструктурный анализ. Дополнительно использовались методы атомно-силовой микроскопии и измерение микротвердости.

Показано, что структурные изменения аморфной фазы и поверхностных кристаллов аморфного сплава зависят не только от параметров облучения – дозы и энергии ионов, но и от типа имплантируемых ионов. При этом немаловажно, что температура разогрева мишени, практически не зависит от типа ионов, и определяется плотностью тока и энергией первичных атомов. Из этого можно сделать вывод, что решающую роль в процессе диффузии и фазобразования играют микроскопические процессы развития каскадов атомно-атомных соударений. Сравнивая результаты рентгеноструктурного анализа и данные компонентного состава приповерхностной области, можно сделать предположение, что в результате облучения, в поверхностных слоях происходит активное образование метастабильных фаз, состав которых изменяется в зависимости от параметров облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект РФФИ – Урал» №13-02-96002 p_урал_a)

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПУТЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ И ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

*А.А. Новоселов, Е.А. Печина, В.Я. Баянкин
ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия (less@ftiudm.ru)*

Целью работы являлось исследование влияния ионно-лучевого облучения на изменение морфологии поверхности, структуры, состава и физико-механических свойств медно-никелевого сплава, деформированного в наковальнях Бриджмена. Наибольший интерес представляло изучение изменения химического состава и микротвердости, для сравнения с результатами предыдущих исследований [1, 2].

Образцы представляли собой прокатанную фольгу сплава Cu₅₀Ni₅₀ толщиной 250 мкм, подвергнутую интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). После ИПДК до восьми оборотов с нагрузкой 3 ГПа толщина образцов составила: в центре – 150 мкм, по краям – 100 мкм.

Имплантация проводилась ионами аргона в импульсном режиме с плотностью тока 30 мкА/см², энергией ионов 30 кэВ, до дозы 10¹⁷ см⁻². Температура образцов в процессе облучения не превышала 170°С. Изменений атомной структуры после облучения не выявлено. Все образцы показали одинаковые результаты как до, так и после облучения (в пределах погрешности).

Микротвердость деформированных образцов зависит от расстояния до центра образца, а следовательно, определяется степенью деформации образца. Более высокая степень деформации по краям приводит к увеличению микротвердости, в то время как в центре образца, где деформация при кручении минимальна, микротвердость не изменяется. Отсюда можно сделать вывод, что имеет место дислокационный механизм увеличения твердости материала. После облучения микротвердость увеличивается, причем в области высоких степеней деформации это увеличение выражено более ярко. Это подтверждает предположение о том, что изменение свойств материала при облучении вызывается релаксацией исходной дефектной структуры.

По результатам исследований методом РФЭС было выявлено наличие большого количества адсорбированного углерода в части образцов, причем как с облученной стороны, так и с необлученной. При этом карбиды не образуются. Характерным является то, что распределение основных компонентов – никеля и меди – в образцах с любой степенью загрязнения имеет одинаковый характер на необлученной стороне и в пределах погрешности, постоянно на всех исследованных глубинах. Однако с облученной стороны ситуация иная – в случае, когда концентрация углерода не превышает найденного постоянного значения, отношение концентраций никеля к меди линейно убывает по мере удаления от облученной поверхности. Ранее, на прокатанных фольгах сплавов $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{40}$, $\text{Cu}_{80}\text{Ni}_{20}$ и $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{50}$, такого не наблюдалось. Физические механизмы, приводящие к формированию подобной линейной зависимости, неясны.

Литература:

1. В. Я. Баянкин, А. А. Новоселов, Ф. З. Гильмутдинов. *Поверхность*. 2014. №2. с.93–98.
2. А. А. Новоселов, Ф. З. Гильмутдинов, В. Я. Баянкин. *Поверхность*. 2008. №6. с.57–64.

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДИНАМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ ПРИ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКЕ

В.В. Овчинников¹, Н.В. Гущина¹, Л.И. Кайгородова², Ф.Ф. Махинько¹

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

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

В работе проведены сравнительные исследования микроструктуры, фазового состава и механических свойств алюминиевых сплавов ВД1, Д16 системы Al-Cu-Mg (толщиной 2-3 мм), а также трудно отжигаемого термически сплава третьего поколения 1424 системы Al-Mg-Li-Zn (толщиной 7,3 мм) в исходном (холоднодеформированном) состоянии и в состояниях после одностороннего облучения пучками ускоренных ионов Ar^+ в различных режимах. Облучение производилось на установке ИЛМ-1, оборудованной ионным источником Пульсар-1М, разработанным в Институте электрофизики УрО РАН [1].

Экспериментально с использованием методов статических испытаний на одноосное растяжение, оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии доказана возможность радиационного отжига холоднодеформированных листов исследуемых сплавов при одностороннем облучении пучками ускоренных ионов Ar^+ (при проективном пробеге внедряемых ионов, составляющем всего лишь несколько десятков

нанометров). Ускоренный радиационный отжиг представляет собой альтернативу длительному печному отжигу при повышенных температурах. Установлены режимы ионно-лучевой обработки указанных сплавов, обеспечивающие их максимальное разупрочнение. Полученный *уровень свойств* соответствует *регламентированному уровню*, при котором сплавы могут быть подвергнуты холодной прокатке.

Радиационно-динамическая природа быстропротекающего отжига пучком ускоренных ионов аргона подтверждается отсутствием заметных изменений структуры и свойств сплавов ВД1 и 1424 при их обычном печном нагреве в отсутствие облучения, в условиях полного воспроизведения теплового режима воздействия пучка ионов.

Кроме того, установлено, что в результате воздействия ускоренных ионов Ar^+ на *холоднодеформированный* сплав Д16 в зависимости от режима облучения могут быть обеспечены *различные свойства*, а именно: 1) при относительно невысоком флюенсе $\sim 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ наблюдается изменение относительного удлинения (~ 2 раза при постоянстве прочностных характеристик), 2) при последующем увеличении флюенса до $\sim 7,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ достигается увеличение относительного удлинения в 4,5 раза, предел текучести уменьшается на 110 МПа, что аналогично *отожженному* состоянию (но при более высоком значении предела прочности) и 3) при облучении флюенсом $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ формируемые свойства сплава Д16 близки к свойствам *закаленного* состояния. Различие структурных изменений, преимущественно на конечных стадиях термического и радиационного отжига, дает дополнительные возможности управления структурой и свойствами алюминиевых сплавов.

С целью верификации результатов работы успешно реализована холодная прокатка полос толщиной 7,3 мм алюминиевого сплава 1424 до толщины 1,2 мм с помощью кратковременных промежуточных радиационных отжигов взамен применяемых для этого в ходе холодной прокатки сложных технологических операций полистной обработки, включающих операции выдержки в селитровой ванне (аналогичные нагреву под закалку).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 14-08-01049_А).

Литература

1. Гаврилов Н.В., Никулин С.П., Радковский Г.В. *Приборы и техника эксперимента*. 1996, **1**, 93.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПРОКАТАННЫХ ТИТАНОВЫХ ФОЛЬГ С НАПЫЛЕННЫМ СЛОЕМ АЛЮМИНИЯ

А.Н. Тарасенков¹, П.В. Быков²

¹ФГБУ «Научно-производственный комплекс «Технологический центр» МИЭТ», Москва, Россия (A.Tarasenkov@tcen.ru)

²ФГБУН Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия, (less@ftiudm.ru)

Методы ионно-лучевой и ионно-плазменной обработки, имея ряд принципиальных преимуществ по сравнению с традиционными методами химико-термической обработки, получили активное развитие в области модификации поверхностных слоев металлов и сплавов с целью повышения их прочностных свойств. В дополнение к классическим преимуществам ионной обработки (возможность превышения предела растворимости,

контроль глубины распределения примеси, возможности селективной обработки участков деталей и т.д.) в последнее десятилетие удалось добавить и совершенно новые методики воздействия на приповерхностные слои материалов. В частности, с помощью формирования на поверхности мишени, одного или нескольких слоев других материалов нанометрового диапазона толщин, и их последующей ионной обработкой высокоэнергетичными частицами, удалось сформировать новые соединения и фазы в поверхностных слоях нанометрового диапазона толщин. Полученные таким образом приповерхностные слои могут приобретать отличные от «материнских» предел прочности, текучести, ударную вязкость, трещиностойкость, коррозионную стойкость, износостойкость.

Дополнительно, совмещение процесса нанесения покрытий с ионной обработкой позволяет варьировать толщину модифицированного слоя [1], что впоследствии позволяет изменять его физико-механические и эксплуатационные свойства в некотором диапазоне значений

При трении процесс разрушения локализован в поверхностных слоях материала. Поэтому с появлением новых технологий, осуществляющих воздействие на поверхность, встала задача их эффективного применения для поверхностного упрочнения деталей машин [2].

Целью данной работы являлось исследование влияния облучения ионами аргона с различными дозами на формирование состава и структуры поверхностных слоев, изменение морфологии и механических свойств (микротвердость и износостойкость) промышленного титана ВТ-01 с нанесенным ионно-плазменным и электроно-лучевым покрытием Al.

Литература:

1. Костюк Г.И., Бруйка О.О., Кот Н.И. *Вести АИНУ*. 2009, (1) 25.
2. Тушинский Л.И. *Теория и технология упрочнения металлических сплавов*. Новосибирск: Наука. Сиб. Отд-ние, 1990. 306 с.



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.

РАЗВИТИЕ МЕТОДИКИ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ В ИТЭФ

А.А. Алеев^{1,2}, А.А. Лукьянчук¹, С.В. Рогожкин^{1,2}, А.С. Шутов^{1,2}, О.А. Разницын^{1,2}, С.Е. Кириллов¹

¹ НИЦ "КИ" ФГБУ "ГНЦ РФ ИТЭФ", Москва, Россия (Andrey.Aleev@itep.ru)

² Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

В последние несколько лет кратный рост научных работ с использованием атомно-зондовой томографии, как одного из инструментов материаловедческого исследования, косвенно свидетельствует о масштабной и успешно проделанной работе по развитию методики и связанных с ней представлений. Появившиеся подходы и созданная новая элементная база позволяют в значительной мере изменить качество и количество получаемых данных, расширив спектр возможных применений. Томографический атомный зонд с энергокомпенсацией (ЕсоТАР), который работает в ИТЭФ с 2002 года, был одним из первых коммерчески успешных продуктов, обеспечивая высокие показатели разрешения по массам и достоверность проводимых исследований. Тем не менее, системы детектирования нового поколения и новые подходы в области лазерного испарения открыли возможности для глубокой модернизации данной установки. Для достижения этой цели был разработан и собран экспериментальный стенд для отработки основных принципов и определения параметров работы детектирующих и испаряющих элементов системы, построенный с использованием детектора на линиях задержки и фемтосекундного лазерного испарения, соответственно.

В работе представлена концепция развития атомно-зондовой методики в ИТЭФ, предпосылки и достигнутые результаты по реализации экспериментального стенда. На примере линейной геометрии с лазерным испарением продемонстрированы достоинства и ограничения использования методики и разрабатываемого программно-аналитического инструментария для работы со сбором данных и их последующей обработкой. Поднят ряд вопросов реконструкции 3D распределения атомов в исследованных объемах.

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЭПР-ДОЗИМЕТРИИ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ЭКСПОЗИЦИОННОЙ ДОЗЫ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОГО ФОТОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

А.Г. Березовский, В.П. Пудов

ФГУП "РФЯЦ-ВНИИТФ им. академика Е.И. Забабахина", г. Снежинск, Россия

(dep5@vniitf.ru)

В работе рассмотрена возможность применения ЭПР-дозиметрии на основе аланиновых детекторов для измерения экспозиционной дозы высокоинтенсивного фотонного излучения.

Получены экспериментальные данные, показывающие линейность градуировочной характеристики макетов аланиновых детекторов в диапазоне доз от 1 кР до 1 МР, что создает предпосылки для создания детектора ионизирующих излучений повышенной точности. В диапазон от 1 до 10 МР наблюдается эффект насыщения и линейность нарушается, при изменении дозы на один порядок коэффициент радиационной чувствительности уменьшается примерно в два раза.

В работе приведены экспериментальные результаты показывающие независимость показаний аланиновых детекторов от мощности экспозиционной дозы до $2 \cdot 10^{12}$ P/c.

ИЗУЧЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ Cr-Ni-Mo-Ti АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ МЕТОДОМ НЕЙТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ

Э.З. Валиев¹, В.И. Воронин¹, И.Ф. Бергер^{1,2}, Б.Н. Гощицкий¹, В.В. Сагарадзе¹

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

²Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В работе дана количественная оценка величины плотности дислокаций и отношения доли краевых и винтовых дислокаций в образцах реакторной стали X16H15M3T1 после предварительной холодной деформации и последующего облучения быстрыми нейтронами по данным нейтронной дифракции. При расчете использован модифицированный метод Виллиамсона-Халла [1]. Показано, что облучение быстрыми нейтронами приводит к уменьшению плотности дислокаций, возникших после деформации образцов. Показана применимость метода нейтронографии к исследованию дислокационной структуры деформированных и облученных материалов.

Была исследована серия из четырех образцов аустенитной стали X16H15M3T1. С целью получения однофазного аустенитного твердого раствора с ГЦК решеткой и снятия напряжений производили нагрев стали до 1100°C , выдерживали 2 часа и охлаждали в воде. После этого образцы были подвергнуты холодной пластической деформации со степенями 10, 20, 30, 40 %. Для нейтронографических экспериментов образцы были изготовлены в виде цилиндров диаметром 6.45 мм и длиной 55 мм. Облучение быстрыми нейтронами ($E > 0.1$ МэВ) проводили в вертикальном канале исследовательского реактора ИВВ-2М при температуре $\sim 80^{\circ}\text{C}$. Измерения дифракционных спектров от исследуемой серии образцов стали X16H15M3T1 были проведены при комнатной температуре на нейтронном дифрактометре Д7а (угловое разрешение $\Delta d/d = 0.2\%$), расположенном на выходе нейтронного пучка из горизонтального канала исследовательского реактора ИВВ-2М. Основные структурные параметры были получены в результате профильного анализа измеренных дифракционных спектров по методу Ритвельда с помощью программы FullProf.

Работа выполнена с использованием УНУ «ИВВ-2М НМК ИФМ» по теме Института «Поток» при частичной финансовой поддержке ОФИ УрО РАН №13-2-047-БЯ.

Литература:

1. Ungar T., Dragomir I., Revesz A. and Borbely A., *J. Appl. Cryst.* 1999, **32**, 992.

ОСОБЕННОСТИ ИССЛЕДОВАНИЯ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ НА СТЕНДЕ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ С ЛАЗЕРНЫМ ИСПАРЕНИЕМ

А.А. Лукьянчук¹, А.А. Алеев^{1,2}, С.В. Рогожкин^{1,2}, О.А. Разницын^{1,2}, А.С. Шутов^{1,2},
С.Е. Кириллов¹

¹ФГБУ «ГНЦ РФ ИТЭФ» НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
(Antchuk@gmail.com)

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

Атомно-зондовая томография является достаточно новым и динамично развивающимся методом исследования материалов на атомных масштабах, восстанавливающим расположение атомов в объеме материала и одновременным определением их химической природы. В основе этого метода лежит принцип по-атомной разборки материалов и проекционного увеличения, использовавшегося ранее в полевой автоионной микроскопии, а также времяпролетная масс-спектрометрия, примененная к каждому испаренному иону.

В настоящее время в атомно-зондовой томографии, наряду с импульсно-полевым испарением ионов из изучаемого образца, широкое распространение получило лазерное испарение. Применение лазеров в атомно-зондовой томографии позволяет исследовать не только металлы, но полупроводники и диэлектрики. Также, с появлением новых систем детектирования и типов геометрий движения испаренных ионов, стало возможным существенно увеличить объем получаемых данных.

Данная работа посвящена описанию разработки и запуска стенда атомно-зондовой томографии с фемтосекундным лазерным испарением. Работа проводится в рамках модернизации комплекса атомно-зондовой томографии в Институте Теоретической и Экспериментальной Физики. На стенде используется 2D+ детектор на основе линий задержки (DLD) с эффективным диаметром 120-мм. Используемая линейная геометрия для пролета ионов обеспечивает увеличение угла сбора данных и, соответственно, увеличение анализируемого объема материала. Выбранная геометрия обеспечивает несложное восстановление трехмерного объема данных. Используемый для испарения фемтосекундный лазер генерирует 3 гармоники.

В качестве исследуемых материалов были выбраны перспективные ферритно-мартенситные стали. Эти материалы разрабатываются для активных зон термоядерных реакторов и ядерных реакторов на быстрых нейтронах. В исследуемых образцах найдены наноразмерные кластеры. Определены их размеры, построены распределения кластеров по размерам. Проведено предварительное сравнение полученных результатов с помощью лазерного испарения и результатов, полученных ранее с помощью полевого импульсного испарения.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭНЕРГОВЫДЕЛЕНИЯ В ПЛОТНЫХ КАСКАДАХ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ ПРИ ИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

В. В. Овчинников, В.И. Соломонов, Ф.Ф. Махинько

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

Экспериментально определены интенсивности энерговыделения в области плотных каскадов атомных смещений в чистых металлах W, Zr, Fe, Al и алюминиевом сплаве 1424 в зависимости от режимов облучения ионами Ar^+ . В основе специально разработанного для этого метода лежит измерение спектральных плотностей энергетической светимости разогретых в ходе ионного облучения металлических мишеней и их аппроксимация планковскими функциями теплового излучения. Эти функции соответствуют: 1) наноразмерным областям короткоживущих ($\sim 10^{-12}$ с) термических пиков и 2) интегральному разогреву всего объема мишеней.

Облучение мишеней из чистых металлов и сплава 1424 осуществляли ионами Ar^+ в непрерывном режиме на установке для ионно-лучевой имплантации ИЛИМ-1, оснащенной технологическим ионным источником «ПУЛЬСАР-1М» на основе тлеющего разряда низкого давления с холодным полым катодом [1], разработанном в ИЭФ УрО РАН. Спектры свечения мишеней в ходе их облучения ионами Ar^+ с энергией 5-50 кэВ измеряли многоканальным фотоприемником на базе дифракционного спектрографа ОС-12 и ПЗС-линейки в диапазоне от 360 до 850 нм. Использовали кварцевый световод, приемный конец которого был установлен на расстоянии 1 см от края образца и направлен на поверхность образца под углом 60° .

Экспериментально определены плотности энерговыделения в областях плотных каскадов атомных смещений при облучении ионами аргона с энергией 5-20 кэВ, достигающие 0,3-0,5 эВ/ат. Соответствующие оценки температуры термализованных каскадных областей принимают значения в интервале 3600-6200 К. Быстрый разогрев этих областей за время $\sim 10^{-12}$ с до установленных экспериментально температур объясняет природу предсказанного теорией механизма эмиссии этими областями послекаскадных ударных волн, способных перестраивать метастабильные среды. Оценки давления в области плотных каскадов, составляют 4-10 ГПа и более, что является экспериментальным подтверждением возможности эмиссии послекаскадных уединенных волн с напряжениями на их фронте превышающими предел текучести материала (в том числе для алюминия и его сплавов). Такие волны могут быть ответственны за перестройку конденсированных сред при ионной бомбардировке.

Данные для чистого железа, хорошо согласуются с результатами работы по ионному распылению [2], а также для железа и других мишеней с результатами расчетов методами молекулярной динамики и Монте-Карло (TRIM) [3]. Наблюдается также согласие экспериментальных данных с планковской теорией теплового излучения. Результаты исследования являются прямым подтверждением предсказываемого теорией атомных столкновений факта формирования наноразмерных (диаметром порядка 10 нм) зон взрывного энерговыделения вблизи поверхности мишеней в ходе ионной бомбардировки. Скорость энерговыделения (порядка 10^{16} - 10^{17} Вт/см³) сопоставима со скоростью выделения энергии при ядерном взрыве.

Литература:

1. Гаврилов Н.В., Никулин С.П., Радковский Г.В. *Приборы и техника эксперимента*. 1996, **1**, 93.

2. Schweer B., Bay H.L. *Appl. Phys. A.* 1982, **29**, 53.
3. Biersack J.P., Hagmark L.G. *Nucl. Instr. & Meth.*, 1980, **174**, 257.

ИССЛЕДОВАНИЯ РАДИАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА

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

Одной из причин ограничивающих срок службы твэлов реакторов на быстрых нейтронах, является радиационное распухание оболочечных труб. На данный момент радиационную пористость исследуют в основном двумя методами: гидростатическое взвешивание и просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). Гидростатическое взвешивание является интегральным методом, который не дает информации о микронеоднородности пористости. Просвечивающая электронная микроскопия относится к локальным методам, с ее помощью наблюдается практически весь спектр размеров пор с возможностью количественного анализа. Однако этот способ включает в себе проблемы связанные с пробоподготовкой - сложности, связанные с дистанционной вырезкой тонкой фольги из массивной высокоактивной заготовки. Кроме того, небольшой объем исследуемой области и недостаточная точность ее позиционирования по толщине заготовки затрудняют получение статистически представительных результатов и оценку их макроскопической однородности.

Целью работы являлась разработка методики исследования радиационной пористости с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), которая позволяет не только получить более представительный объем данных, но и получить информацию о степени макроскопической неоднородности радиационной пористости в исследуемых элементах конструкций.

Современные СЭМ с полевым катодом Шоттки в благоприятных условиях достигают разрешения 1,5 - 2 нм с детектором обратно рассеянных электронов, что позволяет использовать их в исследованиях радиационной пористости. Для наблюдения пор использовался кольцевой детектор обратно рассеянных электронов сцинтилляционного типа. Область исследования в таком случае ограничена только способом приготовления металлографического шлифа.

В работе были рассмотрены вопросы формирования контраста изображения в зависимости от изменения параметров электронного зонда, от изменения рабочего расстояния между образцом и детектором отраженных электронов, также экспериментально определены оптимальные параметры электронного пучка. Проведено сравнение полученных результатов СЭМ исследований с ПЭМ.

БЕСКОНТАКТНАЯ МЕТОДИКА ВИЗУАЛИЗАЦИИ ПРОТЕКАНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА С ВЫСОКИМ ПРОСТРАНСТВЕННЫМ РАЗРЕШЕНИЕМ

И.А. Руднев, М.А. Осипов, А.И. Подливаев, С.В. Покровский

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

(iarudnev@mephi.ru)

В работе рассмотрена бесконтактная методика распознавания локального распределения тока в проводящих структурах с пространственным разрешением лучше, чем 100 нм, основанная на использовании техники магнито-силовой микроскопии (MFM). Представлены результаты визуализации электрического тока в различных тестовых планарных структурах, имеющих формы меандра, кольца, треугольника, стрелки, полосы с искусственным дефектом. Ширина токопроводящего канала, изготовленного из золота, составляла 1 мкм, толщина - 300 ± 10 нм. Получены двумерные (2D) изображения токовых путей, восстановленных из фазовых изображений MFM (см. Рисунок) с помощью численной инверсии закона Био-Савара. С помощью такого метода были определены параллельные и перпендикулярные компоненты тока, а также модуль полного тока. Показаны изменения x и y компонент плотности тока, связанные с изменением поперечного сечения и формы структур. Развитые методы магнито-транспортных измерений могут быть использованы для обнаружения и контроля тока в реальных нано-электронных приборах, для изучения дефектов путей тока из-за, например, электромиграционных процессов и в других применениях

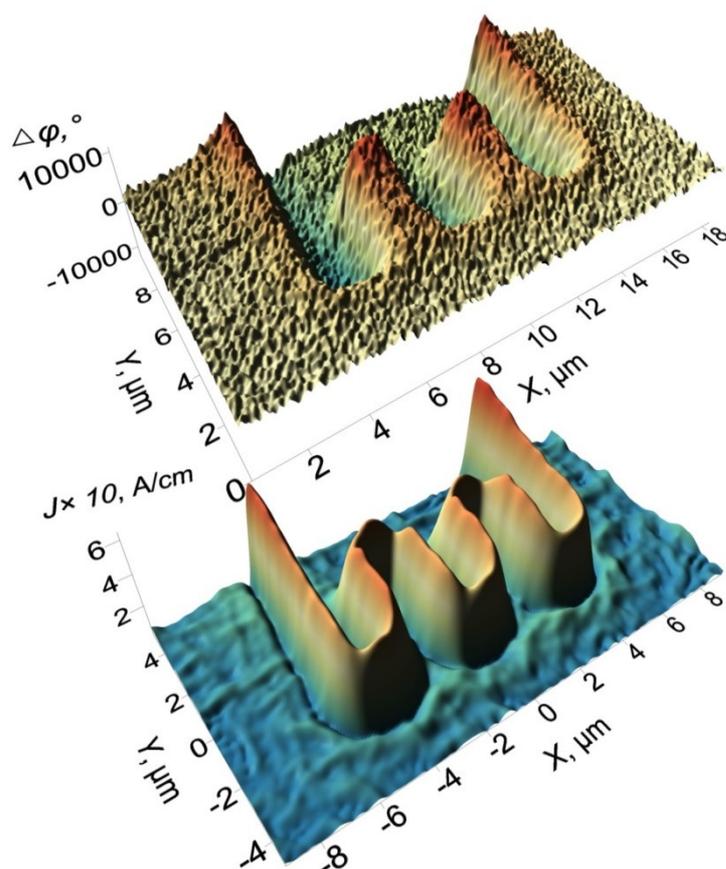


Рисунок 1. Сдвиг фазы колебаний АСМ (вверху) и модуль тока на тестовом образце (внизу)

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТОГО МЕТАЛЛА

Н.А. Шабурова

ФГБОУ ВПО ЮУрГУ (НИУ), Челябинск, Россия (shaburovana@susu.ac.ru)

Литой металл имеет множество недостатков – неоднородность состава, грубое дендритное строение, пористость и т.д. В то же время, технология изготовления многих деталей предполагает получения металла высокого качества уже на стадии литья. В настоящее время существует несколько способов внешнего воздействия на расплав металла перед разливкой, обеспечивающих получение требуемых структуры и свойств. К таким методам можно отнести: модифицирование, легирование, электромагнитное перемешивание, ультразвуковая обработка, вибрационная обработка. Первые два метода связаны с изменением состава расплава, последние же предполагает лишь внешнее физическое воздействие на него. Одним из новых направлений такого внешнего воздействия является обработка расплавов мощными электромагнитными импульсами [1].

Электромагнитной импульсной обработке подвергались сплавы цветных и черных металлов: сплав системы Al-Cu масс. % Cu, цинк технической чистоты, сталь 35Л. Составы исследуемых сплавов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Сплав	Содержание элементов, масс. %
Al-Cu Масса 3 кг	0,16 % Si, 3,7 % Cu, 0,04 % Mn, 0,05 % Mg, <0,01 % Ti, 0,35 % Zn, 0,53 % Fe, ост. Al.
Цинк Масса 300 кг	0,005 % Pb; <0,001 % Cd; 0,0041 % Fe; 0,001 % Cu; 0,001 % Sn; <0,001 % Sb; <0,0005 % As, ост. Zn
Сталь 35Л Масса 1,9 тонн	0,32–0,4 %C, 0,2–0,52% Si, 0,5% Mn, до 0,3% Ni, до 0,045% S, до 0,04% P, до 0,3% Cr, ост. Fe.

Для всех сплавов проводилось по две плавки в идентичных температурно-временных условиях. В первом случае (получение опытных образцов) металл перегревался на 100 °C выше температуры плавления, выдерживался для гомогенизации. Затем печь отключалась и проводилась обработка расплава мощными электромагнитными импульсами в течение 10–15 минут. Для создания импульсов использовался генератор с параметрами импульсов: амплитуда 10 кВ, длительность 1 нс, передний фронт 0,1 нс, частота повторения 1 кГц. Потребляемая мощность генератора от сети менее 100 Вт. Один электрод генератора опускался в расплав, второй соединялся с графитовым тиглем.

В процессе второй плавки (получение исходных образцов) соблюдался тот же температурно-временной режим, но вместо электромагнитной обработки проводилась выдержка расплава в печи перед разливкой в течение 10–15 минут. В обоих случаях перед разливкой фиксировалась температура расплава, разливка проводилась в песчано-глинистую форму.

При сравнении исходных и опытных образцов отмечены отличия в макро-, микроструктуре и свойствах. Для всех опытных образцов отмечается повышение плотности, практически полное отсутствие усадочной пористости в отливках, измельчение эвтектических выделений и вторичных фаз. Кроме того, после импульсной обработки повышается растворимость основного компонента в α -фазе. В табл. 2 приведены сравнительные характеристики стальных опытных и исходных образцов.

Результаты механических испытаний стали 35Л

Образец	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ ^{+25°С} , Дж/см ²	КСУ ^{-60°С} , Дж/см ²
Исходный	386	520	6	12	12	9,8
Опытный	454	772	15	39	45	13

В отношении механических характеристик опытных образцов металла зафиксировано одновременное повышение свойств прочности, пластичности и ударной вязкости.

Сравнивая полученные результаты с данными различных видов внешнего воздействия на расплавы, удалось обнаружить некоторые сходства. Наиболее близкие результаты получаются при ультразвуковой обработке расплавов. По всей видимости, можно говорить о том, что расплав также испытывает давление сил акустического поля, создаваемого генератором электромагнитных импульсов.

Имеются работы [3–5], в которых показано, что в расплавах металлов при воздействии электромагнитных колебаний возникают ультразвуковые колебания. Расчет, проведенный для индукционной плавки алюминия [6], показывает, что при плавке алюминия в тигле диаметром около 300 мм с постоянным полем $5 \cdot 10^4$ А/м колебательное давление на расплав составляет 2 атм. Предполагается, что такого давления достаточно для получения полезных металлургических эффектов.

В связи с особенностью конструкции используемой установки для обработки расплавов электромагнитными импульсами – фактически возбуждение механических колебаний происходит контактным способом. Из-за особенности расположения излучателя ток протекает от излучателя по поверхности.

Для теоретического обоснования приведенной гипотезы проведем сравнительный расчет интенсивности колебаний. В некоторых работах по воздействию ультразвука на расплавы указаны параметры, которые позволяют рассчитать возникающее механическое давление.

Звуковое давление и смещение частиц в металлах, как для плоских, так и для сферических волн связаны между собой соотношением [3]:

$$p = \rho c \omega \xi = z \omega \xi, \quad (1)$$

где произведение плотности металла и скорости звука $\rho c = z$ – акустический импеданс (сопротивление); ω – круговая частота ($\omega = 2\pi f$); ξ – смещение частиц от положения равновесия.

В работе [7] для излучателя в алюминиевом сплаве приведено: $f = 21$ кГц, $\xi = 25$ мкм, мощность генератора 1 кВт, интенсивность колебаний 100 Вт/см², масса обрабатываемого металла не указана. Скорость продольной волны в твердом алюминии 6260 м/с [8]. Скорость колебаний в расплаве может составить 70 % от скорости в твердом металле [8]. Плотность расплавленного алюминия 2390 кг/м³ [9]. Расчет по формуле (1) дает величину давления на излучателе 29 МПа или 290 атм.

В работе [10] для излучателя в алюминиевом сплаве приведено: $f = 20$ кГц, $\xi = 4$ мкм, мощность генератора 150 Вт, масса обрабатываемого металла 200 гр. Расчет звукового давления дает величину 4,6 МПа (46 атм).

В работе [2] для излучателя в алюминиевом сплаве приведено $f = 19,5$ кГц, $\xi = 30$ мкм, мощность генератора 600 Вт, интенсивность колебаний 109 Вт/см², масса обрабатываемого металла 210 гр. Расчет звукового давления дает величину 34 МПа (340 атм).

В работе [6] отмечается, что для создания положительных металлургических эффектов электродинамическое давление в расплаве должно составлять 1–4 атм или $1\text{--}4 \cdot 10^5$ Па.

Для определения колебательного давления от воздействия электромагнитных импульсов можно воспользоваться формулой для расчета волнового давления на поверхности

$$p = E(1+R)/c, \quad (2)$$

где p – волновое давление, Н/м²; E – мощность падающей волны, отнесенная к единице площади и единице времени, Вт/см²; R – коэффициент отражения ($R=0$ при полном поглощении, $R=1$ при полном отражении); c – скорость распространения волны, м/с. Скорость распространения волны в расплавленных металлах составляет порядка $4 \cdot 10^3$ м/с [8].

При импульсном возбуждении колебаний падающую импульсную мощность можно приблизительно рассчитать по формуле

$$P = \frac{U^2}{r}, \quad (3)$$

где r – волновое сопротивление кабеля, равное 50 Ом; U – напряжение генератора, равное 10 кВ. Рассчитав по формуле (3) значение падающей импульсной мощности, получим $P=2 \cdot 10^6$ Вт. Площадь свободной поверхности металла в используемом тигле диаметром 80 мм равна $5 \cdot 10^{-3}$ м². Следовательно, импульсная мощность, приходящаяся на единицу площади равна $4 \cdot 10^8$ Вт/м².

Подставив полученное значение импульсной мощности в уравнение (1), получаем $P_{\text{имп}}=1,3 \cdot 10^5$ Па (или 1,3 атм.). Это значение близко по величине к приведенным в работах [6] и [10] значениям используемого давления.

Таким образом, можно говорить о том, что при импульсной электромагнитной обработке в расплаве возникают ультразвуковые колебания аналогичные тем, то возникают при ультразвуковой обработке. А значит и происходят такие явления как кавитация и акустические течения.

Литература:

1. Балакирев В.Ф., Крымский В.В., Шабурова Н.А. *Наноимпульсные технологии*. / монография под ред. Академира РАН Л.А. Смирнова. Екатеринбург, 2012, 124 с.
2. W. Khalifa, Y. Tsunekawa, M. Okumiya. *Journal of Materials Processing Technology* 2010, **210**, с. 2178–2187.
3. Крауткремер Й., Крауткремер Г. *Ультразвуковой контроль материалов*: справ. изд. М.: Металлургия, 1991, 752 с.
4. Pohl R.W. *Einführung in die Physik*.: 3Bde. Berlin: Springer, 1962, 64 p.
5. Grubin H.L. *IEEE. Trans SU*. 1970, №17, P. 2207–432.
6. Аркин М.Я. [и др.]. *Акустический журнал*. 1968, **Т.XIV**, С. 344–350.
7. Yanfeng Han, Ke Li, Jun Wang, Da Shu, Baode Sun. *Materials Science and Engineering A* 2005, **405**, 306–312.
8. *Таблицы физических величин: справочник* / под. ред. И.К. Кикоена. М.: Атомиздат, 1976, 1008 с.
9. Эмели Дж. *Элементы*. М.: Мир, 1993, 256 с.
10. S.R. Yu, H.K. Feng, Y.L. Li, L.Y. Gong. *Journal of Alloys and Compounds* 2009, **484**, 360–364.

ПРИМЕНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЬНОГО ДИФРАКТОМЕТРА ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ ДИФФУЗНОГО РАССЕЯНИЯ.

А.Е. Шестаков¹, Ф.А. Кассан-Оглы²

¹Российский федеральный ядерный центр всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. акад. Е.И. Забабахина, г. Снежинск, Россия
(a.e.shestakov@vniitf.ru)

²Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
(felix.kassan-ogly@imp.uran.ru)

Тесная связь фазовых переходов и диффузного рассеяния была показана в ряде работ, выполненных на перовскитах [1, 2]. Позднее, методология была перенесена на металлы и получены математические выражения для расчета интенсивности диффузного рассеяния и её температурной зависимости [3]. До сих пор проведено мало измерений диффузного рассеяния на металлах. Для этих целей можно использовать монокристалльный дифрактометр фирмы STOE. На рисунке 1 представлены типичные картины распределения интенсивности на детекторе. Присутствуют точки – проекции следов прокола сферы Эвальда стержнями в обратном пространстве и дуги – проекции пересечения сферы Эвальда с плоскостями в обратном пространстве. Измеряемыми численно параметрами являются координаты и интенсивности рефлексов и дуг. Различные сечения получаются при повороте образца относительно первичного пучка. На рисунке 2 представлены результаты демонстрирующие плавное изменение интенсивности рефлексов (каждый из которых является сечением стержня сферой Эвальда на различных расстояниях между «бреггами»).

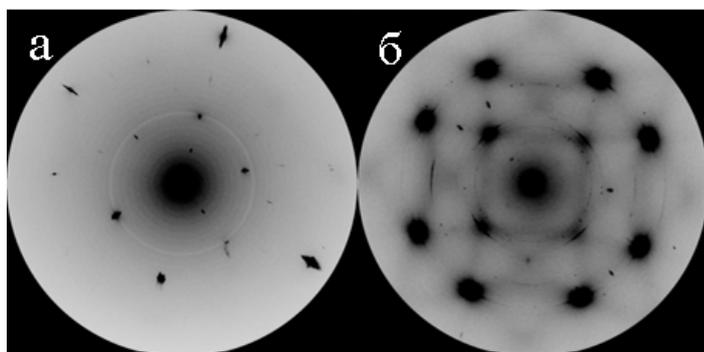


Рисунок 1. Экспериментальные результаты. Проекция на детектор проколов сферы Эвальда стержнями (а) и пересечений плоскостей в обратном пространстве со сферой Эвальда (б).

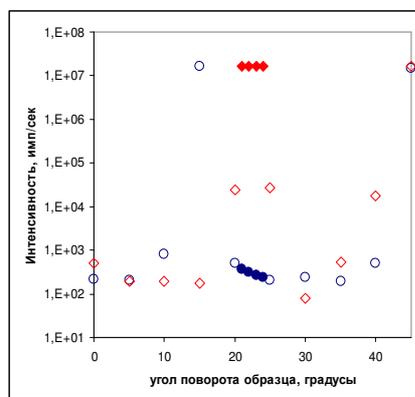


Рисунок 2. Зависимость интенсивности рефлексов на рентгенограммах от угла поворота образца.

Литература

1. F.A. Kassan-Ogly and V.E. Naish, *The immanent chaotization of crystal structures and the resulting diffuse scattering. I. Mathematical scheme and physical models* // *Acta Cryst.*, 1986, **B42**, pp. 297-306.
2. F.A. Kassan-Ogly and V.E. Naish, *The immanent chaotization of crystal structures and the resulting diffuse scattering. II. Crystallochemical conditions of perovskite chaotization* // *Acta Cryst.*, 1986, **B42**, pp. 307-313.
3. Ф.А.Кассан-Оглы, В.Е.Архипов, А.Е.Шестаков, *Фазовые переходы в кристаллах с ОЦК структурой* // *ФММ*, 2010, **109**, 6, стр. 608-624.

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

В		И		Ruban S.V.	30
Borodin O.	29	Isobe Y.	27	S	
Bryk V.	29	К		Sagisaka M.	27
Busby J.T.	28,30	Khomich A.A.	29	Shao L.	29
Е		М		T	
Etoh J.	27	Maksimkin O.P.	30	Toloczko M.B.	29
F		Matsunaga T.	27	Tsay K.V.	30
Field K.G.	28	McClintock D.A.	27	U	
Freyer P.D.	27	О		Ukai S.	29
G		Okita T.	27	V	
Garner F.A.	18,27,28,29,30	Orlov N.N.	29	Voyevodin V.	29
Gussev M.N.	27,28,30	P		W	
Н		Porter D.L.	27	Wiezorek J.M.K.	27
Hoelzer D.	29	R			
Huang Y.	27	Rogozhkin S.V.	29		
<hr/>					
А		Воронин В.И.	35,92	И	
Аверин С.А.	37,95	Вотинов С.Н.	51	Изергин Д. Б.	44
Агеев В.С.	40	Г		Ионов Г.В.	11
Алеев А.А.	11,31,91,93	Гасанов О.М.	8	Искандаров Н.А.	38
Александров А.С.	33	Гильмутдинов Ф.З.	80	Исмаилов Ш.С.	5,8
Алексеев П.А.	61	Глушкова Н.В.	36	К	
Андриевский Р.А.	3	Голосов О.А.	37	Кабанова И.Г.	39
Арбузов В.Л.	6,9,17,32	Горлачук П.В.	70	Казаков Д.Н.	49,53
Арбузова Т.И.	69	Горностырев Ю.Н.	12	Кайгородова Л.И.	15,86
Асипцов О.И.	41	Гощицкий Б.Н.	32,54,92	Капустин П.Е.	10
Б		Григорьев А.Н.	15	Караваев А.В.	11
Бакиева О.Р.	80	Гриняев К.В.	3,4,21	Карькин А.Е.	32
Басаргина Н.В.	72	Гусейнов Дж.И.	5,8	Карькин И.Н.	12
Бахтина Е.А.	37	Гущина Н.В.	15,86	Карькина Л.Е.	12
Бачучин И.В.	52	Д		Кассан-Оглы Ф.А.	100
Баянкин В.Я.	79,80,81,82,83,84,85	Данилов С.Е.	6,9,32	Катаева Н.В.	20,40,43
Белозёров С.В.	50	Демидов Д.Н.	8	Кербель О.В.	64
Беляев Д.А.	33,34	Джафаров Т.А.	8	Кириллов С.Е.	91,93
Бергер И.Ф.	35,92	Дитенберг И.А.	3,4,21	Климова И.Н.	83,84
Березовский А.Г.	91	Дремов В.В.	11	Клюкина М.Ф.	39
Бобровский В.И.	62	Дроздов А.Ю.	82,84	Козелков О.Е.	49,53
Богачев А.А.	38	Дружков А.П.	9,17	Козлов А.В.	35,36,41,55
Богданов С.Г.	54	Дубровских С.М.	72	Козлов Е.А.	33
Бондарчук С.В.	34	Ж		Козлов К.А.	20,42,43
Брудный В.Н.	70	Жемков И.Ю.	48,49	Колотов А.А.	80,84
Буреев О.А.	81	Жихарев А.В.	83	Коржавый П.А.	12
Быков П.В.	79,81,87	Журко Д.А.	52	Королев А.В.	69
Быстров С.Г.	83	З		Корчуганова О.А.	11,31
В		Завалишин В.А.	20	Кочеткова Т.Н.	40
Валиев Э.З.	35,92	Захарьевич Д.А.	44	Красиков Е.А.	44,52
Варнаков С.Н.	71	Золотов И.П.	38	Кузнецов А.Р.	12
Вильданова Н.Ф.	40	Зуев Ю.Н.	33,39	Кузнецов В.П.	47
Волков Н.В.	71			Куйбида Р.П.	38
Воробьёв В.Л.	79,80,81			Куксин А.Ю.	23
Ворожцова И.В.	72			Кулевой Т.В.	38
				Купырина Т.В.	72
				Курылева Ю.Н.	44

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Л		О		Семериков В.Б.	37
Лапин М.В.	45	Обухов А.В.	49,50	Скорынина П.А.	47
Лебедев В.М.	46	Овчинников В.В.	15,86,94	Смирнов Е.А.	8
Лебедев В.Т.	46	Овчинников С.Г.	71	Смирнов И.В.	3,4,21
Леви Е.А.	33	Оксенгендлер Б.Л.	73	Смоляков Д.А.	71
Лекомцев С.А.	33	Орлов Н.Н.	31,56	Созонова Н.М.	82
Леонтьева-Смирнова М.В.	53	Осинцева А.Л.	47	Соломонов В.И.	94
Литвинов А.В.	13,20,43	Осипов М.А.	96		
Лукьянчук А.А.	91,93			Т	
Лютикова М.С.	37			Тарасенков А.Н.	87
		П		Тарасов А.С.	71
М		Павленко А.В.	15,49,53	Телегин С.В.	69
Майорова А.С.	49,53	Панченко В.Л.	37,53,95	Тихончев М.Ю.	22
Макаров А.В.	47	Пархоменко В.Д.	32,54	Ткачѳв О.В.	72
Макаров Е.И.	48,49,50	Пастухов В.И.	55,95	Тюменцев А.Н.	3,4,21
Максимкин О.П.	14,18,57	Перминов Д.А.	9,17	Тютнев А.П.	74
Максимов С.Е.	73	Печенкин В.А.	18		
Малюгина С.Н.	49,53	Печеркина Н.Л.	6,34,39,42	Х	
Мамедова Р.Ф.	5	Печина Е.А.	85	Хлебников В.А.	23
Марголин Б.З.	46	Пинжин Ю.П.	21	Хомич А.А.	56
Маркелов Д.Е.	48,49,50	Плохой В.В.	15		
Мармалюк А.А.	70	Подлесняк А.А.	64	Ц	
Матвиенко В.Н.	64	Подливаев А.И.	96	Цай К.В.	18,57
Махинько Ф.Ф.	86,94	Покровский С.В.	96	Цыгвинцев В.А.	36
Менушенков А.П.	63	Портных И.А.	36,41,55,95		
Мережко Д.А.	14	Потапенко М.М.	3,4	Ч	
Мережко М.С.	14	Прудаев И.А.	70	Чалых Б.Б.	38
Милехин Ю.М.	74	Пудов В.П.	91	Чернов В.М.	3,4,21
Мирмельштейн А.В.	64			Чернова А.Д.	18
Мокрушин С.С.	49,53	Р		Чуев В.В.	38,50,57
Молодцов В.Л.	18	Разницын О.А.	91,93		
Морозов А.М.	46	Разумов И.К.	12	Ш	
Мургузов М.И.	5,8	Раутский М.В.	71	Шабашов В.А.	13,20,42,43
		Рогачев С.О.	51	Шабурова Н.А.	97
Н		Рогожкин С.В.	11,31,38,56,91,93	Шестаков А.Е.	100
Наумов С.В.	69			Шешуков О.Ю.	45
Недосвити А.С.	33	Рожнов А.Б.	51	Шило О.Б.	41
Некрасов И.В.	45	Романов И.С.	70	Шукайло В.П.	72
Нестеренко О.Г.	50	Рофман О.В.	18	Шутов А.С.	91,93
Неустроев В.С.	48,49,50	Рубан С.В.	18,57		
Нечайкина Т.А.	51	Руднев И.А.	96	Ю	
Никитин А.А.	31,38	Рябоштан Ю.Л.	70	Юровских А.С.	47
Никитина А.А.	53				
Николаева Н.С.	53	С		Я	
Николаенко В.А.	44,52	Сагарадзе В.В.	6,13,20,32,34,39,40,43,92	Янилкин А.В.	14,23
Никулин С.А.	51			Яровчук А.В.	57
Новоселов А.А.	85	Садовничий Д.Н.	74		
Новоселов И.И.	14	Светухин В.В.	22		
		Святов И.Л.	33,34		

Ответственный за выпуск ПЕРМИНОВ Д.А.

Отпечатано на Ризографе ИФМ УрО РАН, тираж 140 экз., заказ №02,
объем 4,25 печ.л., формат 298 х 210,
620990, г. Екатеринбург, ул. С.Ковалевской, дом №18, ИФМ УрО РАН