# РАДИАЦИОННАЯ ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Тезисы докладов

20 – 26 февраля February 20 – 26

The Sixth International Ural Seminar

# RADIATION DAMAGE PHYSICS OF METALS AND ALLOYS

Abstracts

Snezhinsk Russia

2005

M.

Снежинск

Россия

## Организационный комитет

Гощицкий Б.Н., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург (Со-председатель) Аврорин Е.Н, РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск (Со-председатель) Водолага Б.К., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск (Зам. председателя) Плохой В.В., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск (Зам. председателя) Арбузов В.Л., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург (Секретарь Семинара) Архипов В.Е., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург Волошин Н.П., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск Громов В.Т., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск Залужный А.Г., МИФИ, Москва Зуев Ю.Н., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск Мялицын А.Ю., Советник председателя УрО РАН, Екатеринбург Сагарадзе В.В., ИФМ УрО РАН, Екатеринбург Суворов А.Л., ИТЭФ, Москва Терещенко В.Ф., РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск

## Международный консультативный комитет

Garner F.A., Richland, USA Hecker S., Los Alamos, USA Kirk M.A., Argonne, USA Konobeev Yu.V., Obninsk, Russia Neklyudov I.M., Kharkov, Ukraine Robouch B.V., Rome, Italy Voyevodin V.N., Kharkov, Ukraine

## Секретариат

Арбузов Вадим Леонидович – Учёный секретарь семинара Николаев Александр Львович – Заместитель Учёного секретаря семинара Элиотт Селия, Шампань, США – иностранный секретарь семинара Яхонтова Марина Юрьевна – секретарь-переводчик

## Наши спонсоры:

Федеральное Агентство РФ по атомной энергии (Москва) Федеральное Агентство РФ по науке (Москва) Российский Фонд фундаментальных исследований (Москва) Администрация Челябинской области РФЯЦ – ВНИИТФ (Снежинск) ИФМ УрО РАН (Екатеринбург) ИТЭФ (Москва) Некоммерческий фонд «Династия» (Москва)

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

## Организаторы семинара

РФЯЦ – ВНИИТФ ИФМ УрО РАН ИТЭФ Научный Совет по радиационной физике твёрдого тела РАН

## Составители

А.Л. Николаев М.Ю. Яхонтова

## СОДЕРЖАНИЕ

I.

Общие вопросы физики радиационных повреждений	
Modeling Radiation Damage Effects on the Ductility of Polycrystalline Metals A. Arsenlis, B. D. Wirth, and M. Rhee	3
Модифицированная модель образования каскадов смещений для случая облучения монокристаллических материалов пучком ионов He <sup>+</sup> и Ar <sup>+</sup> с широким энергетическим спектром H. B. Волков, Б. А. Калин, И. В. Олейников	4
Исследование накопления и отжига радиационных дефектов в Fe-Ni гцк сплавах с добавками Al и Ti А. П. Дружков, В. Л. Арбузов, Д. А. Перминов, К. В. Шальнов, В. А. Павлов	5
Атомная структура интерфейсов после радиационных и других интенсивных внешних воздействий В. А. Ивченко	6
Полевая ионная микроскопия радиационных дефектов в Pt после нейтронного облучения Е. В. Попова, В. А. Ивченко, А. В. Козлов, В. В. Овчинников	7
Расчет спектров первично-выбитых атомов и скоростей создания смещений в корпусных сталях ВВЭР Ю. В. Конобеев , В. А. Печенкин, И. В. Пышин	8
<b>О прочности и разрушении металлов и сплавов при тепловом ударе</b> В. Т. Пунин, А. В. Грунин, А. М. Молитвин, А. В. Гришин, С. А. Горностай-Польский	8
Пластическая деформация материалов под облучением П. А. Селищев В. В. Москаленко	9
Properties of point defects and anomalous features of stage III in Fe-16Cr alloy A. L. Nikolaev	10
Определение температуры областей каскадов атомных смещений на стадии термического пика В. В. Овчинников, Б. Ю. Голобородский, Ф. Ф. Махинько, В. И. Соломонов, О. А. Снигирева	12

стр.

	Механизмы влияния интерметаллидных наночастиц типа Ni <sub>3</sub> Al на эволюцию радиационных дефектов в модельных гцк железо-никелевых сплавах	13
	Д. А. Перминов, А. П. Дружков, В. Л. Ароузов	
	<b>О роли подвижных вакансионных кластеров в распухании металлов</b> В. А. Печенкин, Ю. В. Конобеев, И. В. Пышин, А. М. Минашин, С. А. Подгорнов	14
	Расчет эффективности рождения дефектов в мезоскопической модели каскада С. В. Рогожкин, Ю. Н. Девятко, А. А. Плясов	15
	Радиационные дефекты в ионно имплантированных сплавах с дальним порядком Н. Н. Сюткин	16
	Моделирование каскадов атомных смещений в цирконии методом молекулярной динамики М. Ю. Тихончев, Г. А. Шиманский	16
	Кластерные структуры в облученных твердых растворах и интерметаллидах В. С. Хмелевская	18
п	Влидина облучания на изманание мистострустури и срайстр	
11.	<u>Блияние облучения на изменение микроструктуры и своиств</u> металлов и сплавов	
	Влияние облучения быстрыми нейтронами на структурно-фазовые изменения в сплавах НЗ6 легированных фосфором В. Л. Арбузов, Б. Н. Гощицкий, С. Е. Данилов, А. В. Карькин, В. Д. Пархоменко	21
	$\mathbf{R}_{1}$ μαμμο μωπηρητομική μομορ $\mathbf{R}^{+}$ μ Δ $\mathbf{r}^{+}$	22
	на состав поверхностных слоев фольги Ni-Cu В. Я. Баянкин, Ф. З. Гильмутдинов, А. А. Колотов, С. Н. Коршунов	
	Уменьшение склонности к локальной коррозии оксидированного сплава Zr-1%Nb облучением высокоинтенсивными пучками ионов азота Т. А. Белых, Н. В. Гаврилов, Д. Р. Емлин, А. М. Мурзакаев, Л. П. Синельников, А. Н. Тимохин, А. Г. Трифанов	23
	Изменение температурной кинетики мартенситных превращений в сплавах TiNi и Cu-Al-Ni в процессе облучения нейтронами в низкотемпературной гелиевой петле С. П. Беляев, Р. Ф. Коноплева, И. В. Назаркин, В. А. Чеканов	24
	Структура и электронный транспорт в атомно-разупорядоченном соединении MnSi И. Ф. Бергер, А. Е. Карькин, В. И. Воронин, Ю. Н. Акшенцев, Б. Н. Гощицкий	25
	Зависимость механических свойств и состава поверхности титанового сплава от плотности ионного тока П. В. Быков, Ф. З. Гильмутдинов, С. Г. Быстров, В. Я. Баянкин	26

Структурное состояние Fe <sub>0.61</sub> Ni <sub>0.36</sub> Ti <sub>0.03</sub> до и после облучения быстрыми нейтронами В. И. Воронин, И. Ф. Бергер, В. В. Сагарадзе, Б. Н. Гощицкий	27
Flux effect on void swelling of austenitic and ferritic/martensitic steels: A review of recent data and insights F. A. Garner, N. I. Budylkin, Yu. V. Konobeev, S. I. Porollo, V. S. Neustroev, V. K. Shamardin	28
Влияние на критический ток ВТСП ленты (Ві2223+0,8%U-238)/Ад гамма-облучения, вызывающего фотоделение ядер урана И. Н. Гончаров, О. Д. Маслов, И. Ф. Волошин, А. В. Калинов, Л. М. Фишер	28
Изменения структуры и текстуры в оболочечных трубах из сплавов на основе циркония при ионно-плазменном воздействии М. М. Грехов, Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова, В. А. Фесенко, Б. А. Калин, В. Л. Якушин	29
Влияние ионного облучения на динамику развития микротрещины в никеле и алюминии в условиях растяжения А. Ю. Дроздов, М. А. Баранов, В. Я. Баянкин	31
Влияние атомного разупорядочения на электронные состояния систем с тяжелыми фермионами А. Е. Карькин, А. С. Кривощеков, Ю. Н. Акшенцев, Б. Н. Гощицкий	32
Образование и эволюция радиационных кластеров в ГЦК-металлах при низкотемпературном нейтронном облучении до малых повреждающих доз А. В. Козлов, Е. Н. Щербаков, О. И. Асипцов, Л. А. Скрябин, И. А. Портных	33
Влияние потока фотонов на свойства фольги Ni-Cu А. А. Колотов, Ф. З. Гильмутдинов, В. Я. Баянкин	34
Исследования взаимосвязи кристаллической структуры и физических свойств соединения с тяжелыми фермионами CeCu <sub>6</sub> с помощью метода радиационного разупорядочения А. С. Кривощеков, А. Е. Карькин, И. Ф. Бергер, В. И. Воронин, Б. Н. Гощицкий	35
Моделирование мартенситных превращений в сплавах в присутствии структурных неоднородностей А. Р. Кузнецов, С. Abromeit, Ю. Н. Горностырев	36
Изучение зон стрэгглинга в молибдене, облученном альфа-частицами и протонами О. П. Максимкин, А. В. Яровчук, Л. Г. Турубарова	37
A Comparison of the Tensile Behaviour of Post-irradiation and <i>In situ</i> tested Iron Pierre Marmy	38

	Квадратичная температурная зависимость магнитосопротивления совершенных и облученных монокристаллов вольфрама и молибдена В. В. Марченков, В. Е. Архипов, А. Л. Суворов, В. Л. Арбузов, С. Е. Данилов, Х. В. Вебер	39
	Временная эволюция микроструктуры в материалах, находящихся под облучением В. В. Слезов, А. В. Субботин, О. А. Осмаев	39
	Структурный переход в манганите La <sub>0.85</sub> Sr <sub>0.15</sub> MnO <sub>3</sub> индуцированный нейтронным облучением В. Д. Пархоменко, С. Ф. Дубинин, В. Е. Архипов, Ю. А. Дорофеев, Я. М. Муковский, С. Г. Теплоухов	40
	Зарядовое упорядочение в радиационно-модифицированном манганите La <sub>0.85</sub> Sr <sub>0.15</sub> MnO <sub>3</sub> В. Д. Пархоменко, С. Ф. Дубинин, В. Е. Архипов, С. Г. Теплоухов, Я. М. Муковский	41
	Образование пор и выделений вторых фаз в стали 06Х16Н15М2Г2ТФР при высокодозном нейтронном облучении и их эволюция при отжиге И. А. Портных, А. В. Козлов, Е. Н. Щербаков, О. И. Асипцов	41
	Изменение физико-химического состояния атомов олова в оксидных пленках циркониевых сплавов под действием нейтронного облучения В. П. Филиппов, А. Б. Батеев, Р. Н. Пугачев, Ю. А. Шиканова, А. В. Никулина, В. Ф. Коньков, Г. П. Кобылянский	42
	Радиационные эффекты в манганитах со структурой перовскита Ю. Г. Чукалкин, А. Е. Теплых, Б. Н. Гощицкий	43
	Инициированный облучением гамма-альфа переход в облучённых высокими дозами аустенитных нержавеющих сталях и некоторые его последствия при деформации В. К. Шамардин, В. С. Неустроев, З. Е. Островский, Ю. Д. Гончаренко	44
	Влияние градиента температуры на распределение пор в облучаемых поликристаллах В. В. Слезов, О. А. Осмаев, Р. В. Шаповалов	44
	Влияние на состояние атомов железа и олова, а также на радиационный рост модельных образцов циркониевых сплавов состава и вида обработки Ю. А. Шиканова, В. П. Филиппов, В. И. Петров, А. Е. Новоселов, Г. П. Кобылянский	45
III.	<u>Поведение имплантированных и трансмутированных газовых</u> примесей в облученных металлах и сплавах	
	Механизмы развития газовой пористости в ОЦК и ГЦК материалах при послерадиационных отжигах и высокотемпературном внедрении гелия С. Ю. Бинюкова, И. И. Чернов, Б. А. Калин, Мьо Хтет Вин	49
	Особенности взаимодействия тяжелых изотопов водорода со сталями аустенитного класса Ю. Н. Долинский, Ю. Н. Зуев, И. А. Лясота, И. В. Сапрыкин	51

	Влияние условий облучения на удержание газообразных продуктов ядерных реакций в конструкционных материалах А. Г. Залужный, А. Л. Суворов	52
	Исследование влияния реакторного излучения на процессы газовыделения изотопов водорода из ванадия Т. В. Кульсартов, В. П. Шестаков, Е. А. Кенжин	53
	Предварительные результаты по выделению трития из литиевой керамики Li <sub>2</sub> TiO <sub>3</sub> в процессе долговременного реакторного облучения Т. В. Кульсартов, И. Л. Тажибаева, В. П. Шестаков, М. А. Макуков, С. Е. Афанасьев, Х. Кавамура	53
	Радиационно-индуцированная сегрегация дейтерия в двухфазной стали X16H9M3 Г. А. Распопова, В. Л. Арбузов, В. В. Сагарадзе, Н. Л. Печеркина, К. В. Шальнов, Ю. Н. Зуев	54
	Особенности термодесорбции гелия и водорода из ОЦК и ГЦК материалов И. И. Чернов, С. Ю. Бинюкова, Б. А. Калин, Тан Све	55
	Теоретическое и экспериментальное исследование гидридов в циркониевых компонентах ядерных реакторов А. А. Шмаков, R. L. Eadie, D. Yan	57
IV.	<u>Радиационно-ускоренные и радиационно-стимулированные</u> явления	
	Особенности структурно-фазовых превращений в материалах при облучении С. Н. Вотинов, В. П. Колотушкин	61
	Дозовая и температурная зависимость радиационно-стимулированного расслоения инварных сплавов Fe-36,5%Ni и Fe-36,5%Ni-0.1%P С. Е. Данилов, В. Л. Арбузов, В. А. Павлов	62
	<b>Метастабильность структуры и радиационная стойкость никель- хромовых сплавов</b> В. П. Колотушкин, С. Н. Вотинов	63
	Влияние примесных элементов на радиационно-стимулированную диффузию в слабо легированных сталях К. В. Митюрев, Е. А. Смирнов	65
	<b>Two types of decomposition under electron irradiation at 420 K in Fe-16Cr alloys</b> A. L. Nikolaev	66
	Изменение структуры в объеме сплава Pd40Cu60 при облучении нонами мели и аргона	66
	Л. С. Чемеринская, Ф. Ф. Махинько, Н. В. Гущина, В. В. Овчинников, И. Н. Сачков, F. Eichhorn, E. Wieser	
	Исследование деформационно-индуцированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni	67
	С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, И. А. Степанов, В. А. Печенкин, М. Giersig	

## V. <u>Материалы для ядерной и термоядерной энергетики</u>

Взаимосвязь изменений микроструктуры и механических свойств стали типа X18H10T, облучённой при низких температурах в энергетических реакторах Е. В. Боев, В. С. Неустроев, З. Е. Островский	71
Сравнительные исследования изменений структуры и механических свойств аустенитной стали 06Х16Н15М2Г2ТФР и феррито- мартенситной стали Х13М2БФР при высокодозном нейтронном облучении С. В. Брюшкова, Е. А. Кинев, А. В. Козлов, С. А. Аверин, В. Л. Панченко, И. А. Портных, В. Н. Шемякин	72
Synergistic effect of temperature, dpa rate and stress to determine the swelling of AISI 304 stainless steel in hexagonal wrappers and fuel pin cladding F. A. Garner, B. J. Makenas	73
Структура и свойства стали 08Х16Н11М3, облученной в реакторе БН-350 до высоких повреждающих доз О. П. Максимкин, М. Н. Гусев, К. В. Цай, О. В. Тиванова	74
Разработка структуры и создание базы данных по физике радиационных повреждений реакторных материалов Б. А. Калин, Г. А. Биржевой, Г. Н. Елманов, В. В. Светухин, Е. А. Смирнов, С. И. Чаусова	75
Низкотемпературное упрочнение аустенитной стали X18H10T, облученной в различных реакторах В. С. Неустроев, В. В. Светухин, В. К. Шамардин, Е. В. Боев	76
Влияние низкотемпературного высокодозного нейтронного облучения на распухание, механические свойства и микроструктуру перспективных марок бериллия В. П. Чакин, А. О. Посевин	77
Упрочняемые нанооксидами реакторные стали В. В. Сагарадзе, В. А. Шабашов, А. В. Литвинов, Н. Ф. Вильданова, Б. Н. Гощицкий, В. Л. Арбузов	78
Особенности поведения конструкционных материалов в спектре нейтронов быстрого реактора большой мощности В. В. Чуев	79
Оценка стойкости к электронному облучению графитоподобного материала рентгендифракционным методом А. Е. Шестаков, В. В. Плохой, И. Л. Святов	80
Влияние структурно-фазового состояния циркониевых сплавов, содержащих ниобий, на деформацию радиационного роста В. Н. Шишов, М. М. Перегуд, А. В. Никулина, Ю. В. Пименов, Г. П. Кобылянский, А. Е. Новоселов, З. Е. Островский, А. В. Обухов	81
Влияние температуры и длительности старения на изменение структуры и физико-механических свойств стали 1X13M2БФР Е. Н. Щербаков, А. В. Козлов, В. Н. Шемякин, М. В. Евсеев, В. С. Шихалев, О. В. Ершова, П. И. Яговитин, А. П. Исаков	82

## Va. <u>Физические свойства и эффекты самооблучения в актинидах и</u> <u>их сплавах</u>

<b>Change in Flow Stress and Ductility of δ-Phase</b> <b>Pu-Ga Alloys due to Self-Irradiation Damage</b> A. Arsenlis, W. G. Wolfer, and A. J. Schwartz	85
An Atomistic View of Radiation Damage in Plutonium Metal and Alloys S. M. Valone, M. I. Baskes, M. Stan, and B. P. Uberuaga	85
Спиновая восприимчивость стабилизированной галлием б-фазы плутония по данным ЯМР <sup>69,71</sup> Ga С. В. Верховский, Ю. В. Пискунов, К. Н. Михалев, В. Е. Архипов, Ю. Н. Зуев, И. Л. Святов, С. А. Лекомцев, А. П. Геращенко, А. В. Погудин, В. В. Оглобличев, А. П. Танкеев	87
Немагнитное состояние б и а фаз плутония М. А. Коротин, А. О. Шориков, А. В. Лукоянов, В. И. Анисимов	88
Растворимость трифторидов актинидов/лантанидов в расплавленных композициях LiF, BeF <sub>2</sub> и NaF М. В. Воложин, В. В. Меньшенин, А. В. Панов, В. Г. Субботин	89
Структурные особенности нелегированного урана после УВН, сопоставление данных световой и просвечивающей электронной микроскопии Ю. Н. Зуев, Е. А. Козлов, И. В. Подгорнова, В. В. Сагарадзе	90
Структура образцов урана после ударно-волнового воздействия Ю. Н. Зуев, В. В. Сагарадзе, Н. В. Подгорнова, Н. Л. Печеркина, М. Л. Мухин, С. А. Лекомцев, А. В. Петровцев, Е. А. Козлов	91
Влияние самооблучения на ускорение диффузионных процессов в актинидах Е. А. Смирнов	92
Magnetic Properties of Radiation Damage in Pu M. J. Fluss, S. McCall, B. W. Chung, M. McElfresh, D. Jackson, G. Chapline	93
Investigating the $\delta/\alpha'$ Phase Transformation in Pu-Ga Alloys K. J. M. Blobaum, C. R. Krenn, M. A. Wall, A. J. Schwartz	94
<b>Characterization of Aging Phenomena in Pu-Alloys</b> Adam J. Schwartz	95
Техника и методика эксперимента	
Интегральный метод измерения энергетических спектров электронных пучков и фотонного излучения А. Г. Березовский, В. П. Пудов	99
Об угловом распределении выведенных в атмосферу электронных пучков мощных ускорителей А. П. Степовик, В. С. Блинов, Т. В. Купырина	100

VI.

	Свойства материала на основе изотопа <sup>13</sup> С для нейтронных мишеней до и после облучения мощным электронным пучком Е. И. Жмуриков, А. И. Романенко, К. В. Губин, П. В. Логачев, В. Б. Фенелонов, С. В. Цыбуля, Е. В. Бургина, L. Tecchio	102
	Импульсно – периодический ускоритель электронов (ИПУЭ) с индуктивным накопителем и полупроводниковым прерывателем тока В. Б. Братчиков, В. М. Зверев, А. И. Кормилицын, В. В. Перешитов, С. Н. Рукин, А. В. Пономарев	104
	Карбид кремниевые детекторы с высокими разрешающими способностями. Е. В. Калинина, Н. Б. Строкан, А. М. Иванов, Г. Ф. Холуянов, Г. А. Онушкин, Г. Н. Виолина	104
	Генерация тормозного излучения на установке МИГ в режиме глубокого пинчевания электронного пучка Н. А. Ратахин, В. К. Петин, С. В. Шляхтун, Ю. А. Суковатицын, А. Ф. Коростелев, Е. Н. Волков, В. Ф. Федущак, А. Г. Березовский, В. Б. Бычков, О. В. Зацепин, Я. З. Кандиев, В. Д. Ларцев, Д. Г. Модестов, В. П. Пудов	105
	Особенности структуры графитоподобного материала на основе изотопа <sup>13</sup> С после облучения электронным пучком И. Л. Святов, И. В. Подгорнова, А. Е. Шестаков, С. М. Новгородцев, В. В. Плохой	106
	Измерения коэффициента Грюнайзена анизотропных углеродных материалов на электронных ускорителях А. П. Степовик	106
	Методика измерения набора дозы гамма-излучения на основе конденсаторного датчика В. Л. Стряхнин, В. Т. Громов	108
	Отраслевой научно-технический центр атомно-масштабных исследований ИТЭФ. Развитие работ А. Л. Суворов, В. Н. Дикарев, А. Г. Залужный, М. А. Козодаев	109
	Применение капиллярной рентгеновской техники для прецизионного измерения параметров многослойных структур А. Н. Тарасенков, А. Г. Турьянский, Н. Н. Герасименко, С. А. Апрелов	111
	Новый реакторный источник нейтронов микросекундной длительности А. В. Лукин, Э. П. Магда, Д. В. Хмельницкий, Ю. И. Чернухин	112
VII.	<u>Некоторые вопросы физики радиационных явлений в</u> полупроводниках и изоляторах	
	Поверхностные и объемные дефекты в нанокристаллическом облученном CuO Т. И. Арбузова, С. В. Наумов, Е. А. Козлов, В. Л. Арбузов, Б. А. Гижевский	115

<b>Fractal analysis of self-organized structures in implanted semiconductors</b> S. A. Aprelov, N. N. Gerasimenko, N. A. Medetov	116
Анализ результатов прецизионного измерения параметров многослойных структур С. А. Апрелов, А. Г. Турьянский, Н. Н. Герасименко, А. Н. Тарасенков	116
Влияние облучения реакторными нейтронами и температуры на структуру монокристаллов InP В. М. Бойко, В. Т. Бублик, М. И. Воронова, Н. Г. Колин, Д. И. Меркурисов, К. Д. Щербачев	117
Точечные дефекты в полупроводниках: электронная структура, химические тенденции В. Н. Брудный, С. Н. Гриняев, Н. Г. Колин	118
Ultrafast and fast stages of relaxation of insulating materials excited by high-current-density electron beams D. I. Vaisburd	119
Термооптические эффекты, связанные с поверхностными структурными нарушениями на кремнии Н. Н. Герасименко (мл.), Н. Н. Герасименко, Ю. Н. Пархоменко, В. Ю. Троицкий	120
Сравнительное исследование радиационной проводимости монокристаллов ионных диэлектриков и природного алмаза при облучении электронными и рентгеновскими пучками наносекундного сильноточного ускорителя Д. И. Вайсбурд, Е. В. Голов, Э. Г. Таванов	121
Исследование свойств композитных полимерных материалов содержащих углеродные нанотрубки и нановолокна А. М. Грехов, М. А. Козодаев, А. Б. Тарасенко, С. Н. Блинов, И. Г. Иванов, П. В. Гвасалия	122
Вакансионные кластеры (поры) в полупроводниках: электронная структура, оптические свойства В. Н. Брудный, С. Н. Гриняев, Н. Г. Колин	122
Теоретический расчет, моделирование и экспериментальное исследование сверхбыстрых электронных процессов 10 <sup>-18</sup> 10 <sup>-12</sup> с, возбуждаемых в диэлектрике электронными и лазерными пучками высокой плотности Д. И. Вайсбурд, К. Е. Евдокимов	123
Влияние гамма-излучения на превращения алмаза при реакторном облучении В. А. Николаенко, В. Г. Гордеев, О. О. Забусов, И. В. Бачучин	124
Дефектообразование в стеклах при воздействии выделенной гамма- компоненты излучения реактора Э. М. Ибрагимова, М. У. Каланов, М. А. Муссаева	124
Сравнительные Оптические и Электрические Исследования 4 <i>H</i> -SiC, Облученного Нейтронами и Тяжелыми Ионами Е. В. Калинина, Г. Ф. Холуянов, Г. А. Онушкин, Д. В. Давыдов, А. М. Стрельчук, А. О. Константинов, В.А. Скуратов	125

Связь энергетического спектра носителей и топологии многослойных нанотрубок Н. Г. Кирюдчев, В. Г. Валеев, М. А.Козодаев	126
<b>Модифицирование полупроводников пучками протонов</b> В. В. Козловский	127
Радиационное повреждения кремния: связь между поверхностными и объёмными дефектами Т. С. Балашов, А. А. Голубев, М. А. Козодаев, А. Л. Суворов	128
Прохождение тепловых нейтронов в монокристаллах полупроводниковых соединений А <sup>Ш</sup> В <sup>V</sup> Д. И. Меркурисов, В. М. Бойко, Н. Г. Колин, О. Л. Кухто	128
Ионизационные токи в диэлектрических материалах микроэлектроники при высокоинтенсивном импульсном облучении В. Т. Пунин, А. В. Грунин, А. М. Молитвин, Е. И. Бурсикова, А. А. Герасименко, А. В. Гришин, С. А. Горностай-Польский, С. А. Лазарев, Д. В. Ткачук	129
О влиянии сорбированной воды на радиационные эффекты оксидированных алюминия и кремния (100) С. Н. Новиков, С. П. Тимошенков	130
Влияние нейтронного облучения на характеристики sic p-n структур Н. Г. Орлов, В. Т. Громов, В. П. Шукайло	130
Ge-Si наноструктуры полученные осаждением из ионно-молекулярных пучков Ж. В. Смагина, А. В. Двуреченский, В. А. Володин, В. А. Армбристер	131
Исследования процессов формирования и свойств наноструктур на базе кремния, полученных методом ионного облучения, в НИФТИ ННГУ	132
Д. И. Тетельбаум, А. А. Ежевский, А. В. Ершов, А. Н. Михайлов, М. Ю. Лебедев, Ю. А. Менделева, А. И. Белов	
Оценка нестационарного температурного режима кремниевых пластин при бомбардировке пучками ионов киловаттной мощности Е. Г. Тишковский, И. А. Шуллер	133
Роль дефектов в процессах формирования немонотонных примесных распределений при восстановлении нарушенных ионной бомбардировкой слоев кремния Е. Г. Тишковский, В. И. Ободников, Л. И. Федина	134
Влияние нейтронного облучения на гетероструктурные GaAs полевые транзисторы В. Т. Громов, В. П. Шукайло, О. В. Ткачев, С. В. Оболенский	135
Исследование зарядовой стойкости субмикронных интегральных КМОП КНИ-транзисторов В. П. Шукайло, В. Т. Громов, Т. Н. Крушинская, И. В. Ворожцова	136

## Алфавитный указатель авторов



# I. Общие вопросы физики радиационных повреждений

### Modeling Radiation Damage Effects on the Ductility of Polycrystalline Metals

<u>A. Arsenlis\*</u>, B. D. Wirth\*\*, and M. Rhee\* \*Materials Science and Technology Division, Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore, CA, USA (arsenlis@llnl.gov) \*\*Department of Nuclear Engineering, University of California, Berkeley, CA, USA

Performance degradation of structural steels in nuclear environments results from the formation of a high number density of nanometer scale defects. The defects observed in copperbased alloys are composed of vacancy clusters in the form of stacking fault tetrahedra and/or prismatic dislocation loops that impede the motion of dislocations. The mechanical behavior of irradiated copper alloys exhibits increased yield strength, decreased total strain to failure and decreased work hardening as compared to their unirradiated behavior. Above certain critical defect concentrations (neutron doses), the mechanical behavior exhibits distinct upper yield points. In this paper, we describe the formulation of an internal state variable model for the mechanical behavior of such materials subject to these (irradiation) environments. This model has been developed within a multiscale materials modeling framework, in which molecular dynamics simulations of dislocation - radiation defect interactions inform the final coarsegrained continuum model. The plasticity model includes mechanisms for dislocation density growth and multiplication and for irradiation defect density evolution with dislocation interaction. The general behavior of the constitutive (homogenous material point) model shows that as the defect density increases, the initial yield point increases and the initial strain hardening decreases. The final coarse-grained model is implemented into a finite element framework and used to simulate the behavior of tensile specimens with varying levels of irradiation induced material damage. The simulation results compare favorably with the experimentally observed mechanical behavior of irradiated materials.

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

## Модифицированная модель образования каскадов смещений для случая облучения монокристаллических материалов пучком ионов He<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup> с широким энергетическим спектром

<u>Н. В. Волков</u>, Б. А. Калин, И. В. Олейников Московский инженерно-физический институт (государственный университет), Москва, Россия (volkov@vlk.mephi.ru)

В ряде случаев методика имитационных экспериментов предполагает применение пучков ионов с широким энергетическим распределением (ионная имплантация, воздействия термоядерной плазмы и т.п.). Одним из узловых моментов подобных экспериментов является адекватность формирования каскадов атомных столкновений, которые создают дефекты, определяют на первом этапе массоперенос в облучаемом слое, а в дальнейшем и структурно-фазовое состояние приповерхностного слоя исследуемого материала.

В настоящей работе представлены результаты расчета вида каскадной функции для случая облучения материалов (Ве, монокристаллы: алмаз, Si, Cu, Fe, Ni, Mo, W) пучком ионов  $He^+$ ,  $Ar^+$  с широким гауссоподобным энергетическим спектром в интервале энергий 1-50 кэВ при величинах средней энергии ионов 1, 5, 10, 20 и 30 кэВ.

Вид каскадной функции, учитывающей энергетический спектр ионов, подбирался из результатов сравнения расчетных данных величин коэффициентов распыления и параметров атомного перемешивания с экспериментально измеренными величинами – коэффициентом распыления Sp, глубиной внедрения ионов Rp и глубиной проникновения ПВА из пленки в тело подложки – матрицы Xm.

Исследование процесса формирования радиационных дефектов проводились с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Изучение закономерностей массопереноса под облучением выполнено с помощью вторичной ионной массспектрометрии, обратного резерфордовского рассеяния и метода ядер отдачи.

В качестве наиболее подходящей тестирующей программы были взяты коды TRIM-Sp и TRIM-Rp (использующие потенциал Биерзака-Циглера), которые дали хорошее согласие с экспериментальными результатами для случаев облучения монокристаллических мишеней со средней и большой атомными массами (Cu, Fe, Ni, Mo, W). Однако при облучении Ве и монокристаллов С и Si (110) расхождение расчетных значений с экспериментальными данными достигает 200-500 и более %.

Показано, также, что ТРН-стандарт удовлетворительно описывает экспериментальные данные при облучении материалов ионами Ar<sup>+</sup> с энергией выше 20 кэВ. Однако в области энергий 1 – 20 кэВ расчетное количество смещенных атомов оказывается завышенным по сравнению с данными, полученными из экспериментов. Эти расхождения, видимо, связаны с особенностями распределения по глубине радиационных дефектов, их взаимодействием с последующими каскадами атомных смещений, а также с радиационно-стимулированными процессами при облучении материалов пучком ионов с широким энергетическим спектром.

## Исследование накопления и отжига радиационных дефектов в Fe-Ni ГЦК сплавах с добавками Al и Ti

<u>А. П. Дружков</u>, В. Л. Арбузов, Д. А. Перминов, К. В. Шальнов, В. А. Павлов Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (druzhkov@imp.uran.ru)

Примесные атомы в твердом растворе взаимодействуют либо с междоузельными атомами (подразмерные примеси), либо с вакансиями (надразмерные примеси), в результате подвижность точечных дефектов в сталях может уменьшаться. В случае концентрации примесных добавок выше предела растворимости при термическом или радиационно-индуцированном старении возможно выделение дисперсных частиц вторичных фаз, в частности интерметаллидов. Известно, что интерметаллидные частицы сдерживают распухание в нержавеющих сталях.

Цель этой работы – исследовать влияние примесей Al и Ti как в твердом растворе, так и в составе частиц выделений типа Ni<sub>3</sub>Al(Ti) на эволюцию радиационных дефектов в модельном гцк Fe-Ni сплаве. Радиационные дефекты создавались электронным облучением при температурах 280 – 573 К. Дефекты диагностировались методом позитронной аннигиляционной спектроскопии, имеющим высокую чувствительность к дефектам вакансионного типа. Аттестация исходной микроструктуры сплавов после различных термообработок (закалка, старение) проводилась методами просвечивающей электронной и сканирующей туннельной микроскопии.

Показано, что атомы Ti (надразмерная примесь) эффективно взаимодействуют с вакансиями, являются ядрами для вакансионных кластеров. Вакансионные кластеры, декорированные атомами Ti, термически стабильны до 450 К.

Хотя алюминий и является надразмерной примесью, его взаимодействие с вакансиям не обнаружено. Однако, было установлено, что интерметаллидные когерентные наночастицы типа Ni<sub>3</sub>Al сдерживают накопление дефектов вакансионного типа. Эффективность этого процесса увеличивается с ростом температуры облучения. В докладе приводятся также результаты отжига дефектов в Fe-Ni сплавах с различной исходной микроструктурой, обсуждаются механизмы влияния интерметаллидных наночастиц на эволюцию радиационных дефектов в аустенитных сплавах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 04-02-16053) и Программы поддержки ведущих научных школ (проект № Ш-639.2003.2).

## Атомная структура интерфейсов после радиационных и других интенсивных внешних воздействий

#### В. А. Ивченко

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия (ivchenko@iep.uran.ru)

В настоящем докладе представлены результаты оригинальных исследований изменений атомной структуры интерфейсов в материалах после интенсивных внешних воздействий, включая радиационные, методами полевой ионной микроскопии (ПИМ) и атомного зонда ПИМ (АЗПИМ). Преимущества заключаются в возможности проводить прямое прецизионное изучение реальной структуры поверхностных и приповерхностных слоев кристаллической решетки конденсированных состояний в процессе управляемого и последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем при криогенных температурах. АЗПИМ, представляющий собой масс-спектрометр предельного разрешения (одномерный), позволяет определять химическую природу отдельного атома поверхности посредством перемещения его изображения в зондирующее отверстие и последующего полевого испарения с помощью добавочного высоковольтного импульса. Таким образом, регистрируется химический состав отдельных кластеров или частиц выделившейся фазы, которые попадают в поле зрения микроскопа в процессе контролируемого удаления одного атомного слоя за другим. Томографический атомный зонд полевого ионного микроскопа (ТАЗПИМ) позволяет реконструировать элементное распределение атомов изучаемого объекта в объеме 15×15×L нм<sup>3</sup> в процессе последовательного полевого испарения одного атома за другим с поверхности образца.

Цель работы заключалась не только в сопоставлении параметров вышеуказанных планарных интерфейсов на атомном уровне (имеются в виду ширина граничной области, строение дефектов и т.д.), но и в анализе вида того воздействия, который вызвал появление именно таких нарушений кристаллической решетки материала.

В процессе исследований ионно-имплантированных материалов методом полевой ионной микроскопии выявлены радиационные эффекты воздействия заряженных пучков частиц (E=20 кэВ,  $D=10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>, j=300 мкА/см<sup>2</sup>) на приповерхностный объем атомноупорядочивающихся сплавов (Cu<sub>3</sub>Au), твердых растворов (50Pd30Cu20Ag), в процессе распада которых происходит выделение атомно-упорядоченной фазы. Обнаружено образование ультрадисперсной блочной структуры как на поверхности, так и в приповерхностных объемах чистого металла (иридия) в результате имплантации ионов аргона.

В результате изучения атомного строения планарных дефектов в металлическом W, поликристаллическом Ni марки (HO), Cu и Ir, полученных после различных интенсивных внешних воздействий, и механически сплавленном Cu<sub>80</sub>Co<sub>20</sub>, методами ПИМ, АЗПИМ и ТАЗ, установлена различная структура их граничной области. Показано, что природа их атомного строения непосредственно зависит от типа внешнего воздействия и определяет, в конечном счете, физико-механические свойства материалов.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 04-02-96069-р2004урал\_а, грант № 03-02-16560-а) и программы государственной поддержки ведущих научных школ РФ (грант НШ-639.2003.2).

## Полевая ионная микроскопия радиационных дефектов в Pt после нейтронного облучения

Е. В. Попова, <u>В. А. Ивченко</u>, А. В. Козлов\*, В. В. Овчинников Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия (ivchenko@iep.uran.ru) \* ФГУП ВНИИНМ, Заречный, Россия

Основная цель настоящей работы заключалась в изучении радиационных дефектов в чистой платине (единичных точечных дефектов и небольших их комплексов, а также радиационных кластеров, образующихся в неперекрывающихся каскадных областях), облученной в реакторе ИВВ-2М при температуре  $\sim 310$  К до флюенсов быстрых нейтронов  $6.7 \times 10^{21}$  м<sup>-2</sup> и  $6.7 \times 10^{22}$  м<sup>-2</sup> методом полевой ионной микроскопии (ПИМ). ПИМ позволяет проводить прецизионное исследование изменений реальной структуры приповерхностных атомных слоев кристаллической решетки металлов и сплавов, происходящих в результате облучения, в атомном масштабе. В то же время этот метод дает возможность анализировать структуру образца в объеме путем управляемого последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем.

В результате нейтронного облучения чистой платины до 6.7×10<sup>21</sup> м<sup>-2</sup> радиационные повреждения, как правило, представляли собой отдельные вакансии, небольшие вакансионные кластеры, смещенные из положений равновесия (узлов идеальной решетки) отдельные атомы и зоны смещенных атомов с размерами, сравнимыми с межатомным расстоянием.

При изучении структурного состояния чистой Pt после нейтронного облучения до  $6,7 \times 10^{22}$  м<sup>-2</sup> (с E > 0.1 МэВ) методом ПИМ было обнаружено присутствие большого количества радиационных кластеров. Эти дефекты представляли собой обедненные зоны (области с локально повышенной концентрацией вакансий) с «поясом» междоузельных атомов. Средняя концентрация вакансий в обедненных зонах составила 9 %, а концентрация междоузельных атомов – 1,5 %. Форма обедненных зон, изученная с помощью полевого испарения, была крайне нерегулярной, что соответствует модели Зеегера. Средний размер радиационных кластеров, определенный на основании расчета локальных радиусов кривизны вершины эмиттера и соответствующих линейных расстояний составил ~4 нм. Изучение большого количества микроснимков поверхности облученной платины позволило установить плотность радиационных нарушений в объеме. Экспериментально измеренная плотность составила 4×10<sup>24</sup> м<sup>-3</sup>.

Проводилось моделирование полевых ионных изображений радиационных дефектов в облученной быстрыми нейтронами чистой платине.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 04-02-96069-р2004урал\_а, грант № 03-02-16560-а) и программы государственной поддержки ведущих научных школ РФ (грант НШ-639.2003.2).

### Расчет спектров первично-выбитых атомов и скоростей создания смещений в корпусных сталях ВВЭР

<u>Ю. В. Конобеев</u>, В. А. Печенкин, И. В. Пышин ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского, Обнинск, Российская Федерация (konobeev@ippe.obninsk.ru)

Для сравнения данных по радиационному охрупчиванию корпусных сталей реакторов типа ВВЭР, а также в разных точках одного такого реактора необходимо рассчитать повреждающую дозу в единицах смещений на атом (сна). Кроме того, для разработки теоретических моделей охрупчивания и физически обоснованных нормативных зависимостей важен также расчет «эффективных» сна и спектров первично-выбитых атомов (ПВА).

Представлены результаты расчетов скоростей создания смещений и спектров ПВА на внутренней и внешней поверхности корпусов, а также в позициях образцов-свидетелей ВВЭР-440 и ВВЭР-1000. В качестве исходных данных использованы спектры нейтронов, полученные с помощью трехмерного расчета нейтронных и гамма-полей в этих реакторах. Скорости создания смещений рассчитаны как с помощью известного дифференциального сечения смещений, так и путем свертки полученных спектров ПВА с каскалной функцией. соответствующей так называемому NRT-стандарту, рекомендованному МАГАТЭ. Показано, что скорость создания смещений в образцахсвидетелях примерно на порядок выше, чем на внутренней поверхности корпуса ВВЭР-440. Проведены расчеты «эффективных» сна с использованием литературных данных о каскадной эффективности ПВА, полученных методом молекулярной динамики. Представлены также результаты расчетов вклада гамма-квантов в скорость создания смещений.

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

#### О прочности и разрушении металлов и сплавов при тепловом ударе

В. Т. Пунин, А. В. Грунин, <u>А. М. Молитвин</u>, А. В. Гришин, С. А. Горностай-Польский Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, г. Саров, Россия (a-molitvin@expd.vniief.ru)

Создание разнообразных энергетических и облучательных установок стимулировало изучение механических свойств материалов в условиях воздействия мощных потоков излучения: электронного, рентгеновского, лазерного, пучка ионов и т.д. Интенсивно изучаются поверхностное и глубинное упрочнение металлов и сплавов при облучении,

генерация упругих и ударных волн, разрушение материалов при тепловом ударе и т.д. (см., например, [1-5] и библиографию к ним). Интерес к исследованиям разрушения материалов при тепловом ударе в значительной степени обусловлен тем, что напряжения, возникающие при тепловом ударе, могут привести к разрушению элементов самих энергетических и облучательных установок. Результаты исследований откольного разрушения при тепловом ударе способствуют развитию теории разрушения твёрдых тел.

В докладе излагаются результаты исследований откольного разрушения металлов и сплавов при тепловом ударе, результаты исследований влияния геометрии облучаемого объекта на картину его термомеханического разрушения. В рамках кинетического подхода к проблеме откола, рассматривающего откол как протекающий во времени процесс, найдены временные зависимости откольной прочности меди, никеля, титана, латуни, бронзы, молибдена, вольфрама, тантала, кадмия, свинца, цинка, серебра и сталей при тепловом ударе. Показано, что долговечность металлов и сплавов при тепловом ударе экспоненциально убывает с ростом амплитуды разрушающих напряжений.

В рамках энергетического подхода, основанного на сопоставлении запаса энергии в образце и работы разрушения, найдены временные зависимости критической удельной энергии разрушения названных выше металлов и сплавов при тепловом ударе. Показано, что критическая удельная энергия разрушения материала, необходимая для совершения работы отрыва, разделения подвергшегося тепловому удару образца на части, возрастает с ростом времени действия растягивающих напряжений в сечении откола.

К снижению порога разрушения и увеличению степени разрушения объекта при тепловом ударе могут приводить геометрические эффекты, обусловленные кумуляцией напряжений, возникновением кумулятивных выбросов материала, потерей устойчивости при воздействии интенсивных потоков энергии проникающего излучения на конусы, конические оболочки, диски и стержни.

#### Литература

- 1. Eliezer S., Gilath I., Bar-Noy T. // J. of Appl. Phys. 1990, V.67, N2, P.715.
- 2. Воробьев С.А., Лопатин В.С., Погребняк А.Д. и др. // ЖТФ, 1985, m.55, вып.6, c.1237
- 3. Бонюшкин Е.К., Глушак Б.Л., Завада Н.И. и др. // ПМТФ, 1996, т.37, №6, с.105
- 4. Молитвин А.М., Борин И.П., Босамыкин В.С. // ПМТФ, 1996, т.37, №5, с.162
- 5. Молитвин А.М. // ПМТФ, 2003, т.44, №1, с.163

#### Пластическая деформация материалов под облучением

П. А. Селищев В. В. Москаленко

КНУ имени Тараса Шевченко, физический факультет, пр. Глушкова, 6, Киев-022, 02022, Украина (selyshchev@mail.univ.kiev.ua)

В условиях интенсивного развития ядерной энергетики проблема ползучести материалов внутри реакторных установок, где помимо силового и термического факторов важную роль играет постоянное облучение, остается актуальной и в настоящее время.

В данной работе проведено теоретическое исследование, которое объясняет нелинейные особенности (перегибы, изломы) дозовой зависимости скорости ползучести

примесных материалов под облучением. Эти особенности многократно наблюдались экспериментально.

Динамика переходной ползучести чистых материалов изучена в [1]. Представляет интерес анализ влияния на ползучесть облучаемых металлов наличие атомов примеси, которые всегда присутствуют в реальном материале.

Исследования проводились в рамках модели «скольжение-переползание». Предполагалось, что скорость ползучести пропорциональна модулю разности потоков междоузельных атомов и вакансий. Полагалось, что скользящая дислокация может захватывать вакансии. Роль примеси заключается в связывании свободных вакансий и междоузельных атомов в малоподвижные комплексы.

В ходе работы установлено, что в зависимости от условий облучения и свойств облучаемого образца могут реализоваться либо один, либо два стационарных режима ползучести. Конкретный стационарный режим ползучести определяется начальным состоянием образца. Скорость ползучести стремится к стационарному значению либо монотонно, либо проходя через экстремум. В момент времени, когда потоки на дислокации вакансий и междоузельных атомов становятся равными, скорость ползучести будет равна нулю. Это приводит к появлению изломов дозовой зависимости ползучести.

Изменение концентрации примеси ведет к изменению стационарных значений скорости ползучести и концентрации дефектов. Качественное изменение динамики нестационарной ползучести не происходит. Фазовые портреты деформируются, но остаются топологически подобные. Все качественные эффекты (излом, перегиб, гистерезис, провал скорости ползучести) свойственные ползучести в облученных материалах, имеют место как в чистых, так и в материалах с примесями.

Полученные результаты позволяют прогнозировать поведение материалов и определять оптимальные режимы их эксплуатации.

#### Литература

1. Селищев П.А. Самоорганизация в радиационной физике// Киев: Аспект полиграф, 2004, с.240

#### Properties of point defects and anomalous features of stage III in Fe-16Cr alloy

#### A. L. Nikolaev

Institute of Metal Physics, Ekaterinburg GSP-170, 620219 Russia (nikolaev@imp.uran.ru)

The resistivity recovery (RR) after low temperature electron irradiation was investigated in Fe-(14-16)Cr alloys, non-doped and doped with impurities (about 0.1 at. % of Au, N and Si). A modification of the method using two samples of the same alloy with different initial defect concentrations and permitting identification of the short-range order (SRO) establishing onset in course of post irradiation anneal was applied. The reliable identification of the SRO establishing onset required further method modification: a difference between RRs in these samples was introduced. The onset of the SRO establishing in impurity-doped alloys is shifted as compared to that in non-doped alloy by about 20 K. This temperature interval was attributed to difference

between free migration onsets of vacancies and interstitial atoms (IAs). In non-doped alloy onset of vacancy free migration initiates the SRO establishing while in doped ones vacancies are trapped at impurity atoms and the SRO manifestation is driven by onset of IA migration at higher temperature.

Respective RR peak is seen only for IAs at 225 K and no peak for vacancies can be found in RR spectra at all. According to the shift in onset temperatures of free migration the vacancy peak (stage III) should be positioned around 205 K.

Comparison of RR data in Cr16 and Cr16Si alloys around 205 K demonstrates that replacement of unknown vacancy reactions in Cr16 with vacancy trapping at Si atoms in Cr16Si is accompanied with increase in RR and appearance of invisible before vacancy peak. This result indicates that dominating reaction in which participate migrating vacancies is vacancy clustering with no visible signs of recombination. Analysis and comparison of present data with available data on RR and positron annihilation in close Fe-15Cr [1] lead to conclusion that vacancy clustering is stopped at di-vacancy formation step. This situation is possible in BCC lattice, in contrast to FCC one where di-vacancies are always more mobile than vacancies. Dominating di-vacancy formation in stage III will actually result in negligible RR giving negligible and <u>unobservable RR peak</u>. Di-vacancy formation is also not resolved by spectroscopy of positron lifetime since the latter is very close in vacancies and di-vacancies [2]. Thus, stage III is almost <u>invisible for positrons too</u>.

Following di-vacancy formation the IA migration at slightly higher temperatures (around 225 K) leads to recombination of IAs with immobile di-vacancies resulting in release of mobile mono-vacancies. Since both type defect migration contribute to defect annealing over these temperatures, their mutual migration enhances as defect recombination as SRO establishing and, therefore, gives rise to large RR peak. Since the annealing processes in this stage to large extent are determined by di-vacancies formed in preceding stage III and vacancies released due to recombination, this stage RR peak height is strongly affected by vacancy traps.

It is shown with available experimental data that with application of traditional experimental methods and approaches such as RR (one sample), positron lifetime and slight doping (~0.01 at. % of impurity vacancy traps) only, the RR peak at 225 K (attributed to IA migration) demonstrates <u>distinct classical signs of vacancy migration stage</u> (stage III). And only thorough analysis with use of additional data obtained within different approach can unmask this miracle.

The work was carried out with the financial support of Russian Foundation for Basic Research (grant # 04-02-16053).

#### References

<sup>1.</sup> Dimitrov C., Benkaddour A., Corbel C. and Moser P., Ann. de Chimie (France) 16, 319 (1991)

<sup>2.</sup> Puska M.J., Niemenen R.M., J. Phys. F: Met. Phys. <u>13</u>, 333 (1983)

## Определение температуры областей каскадов атомных смещений на стадии термического пика

<u>В. В. Овчинников</u>, Б. Ю. Голобородский, Ф. Ф. Махинько, В. И. Соломонов, О. А. Снигирева Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (Vladimir@iep.uran.ru)

Образец  $\alpha$ -железа (армко-Fe 99.99 Fe) облучался в вакууме при остаточном давлении <  $10^{-5}$  мм рт. ст. непрерывным пучком ионов Ar<sup>+</sup> при изменении их энергии от 5 до 20 кэВ и плотности ионного тока от 50 до 150 мкА/см<sup>2</sup>. Спектр свечения мишени измерялся многоканальным фотоприемником на базе дифракционного спектрографа OC-12 и ПЗСлинейки в диапазоне от 360 до 850 нм. Спектральное разрешение аппаратуры во всем диапазоне - не хуже 2 нм, погрешность измерения длины волны - не хуже 1,2 нм. Световой поток от облучаемого образца в фотоприемник передавался по многожильному кварцевому световоду, приемный конец которого был установлен на расстоянии 1 см от края образца и направлен на поверхность образца под углом 60<sup>0</sup>. Световой поток снимался с поверхности диаметром около 6 мм.

Во всех спектрах присутствуют две широкие полосы планковского теплового излучения. Первая полоса с максимумом при длине волны  $\lambda_{ml}$ , (изменяющейся с изменением энергии ионов в пределах от 500 до 570 нм) соответствует планковскому излучению приповерхностной плазмы. Максимум второй полосы при длине волны  $\lambda_{m2}$  расположен в ИК области спектра, недоступной фотоприемнику. Эта полоса проявляется лишь в виде ее коротковолнового крыла и обусловлена тепловым излучением мишени, нагретой воздействием пучка.

На фоне этих широких полос во всех спектрах наблюдается значительно более узкие полосы неравновесного излучения. Из них, по крайней мере, две наиболее узкие полосы при  $\lambda_1 = 659,2$  нм (самая сильная во всех спектрах) и ее более слабый спутник при  $\lambda_2 = 794,2$  нм хорошо соответствуют излучению атомов железа. Кроме них в коротковолновой части во всех спектрах наблюдаются восемь сравнительно широких полос (максимумов). По-видимому, все эти полосы представляют собой рекомбинационное излучение ионов железа, а полоса с наибольшей длиной волны соответствует излучению ионов Fe<sup>2+</sup>. В длинноволновой области спектра наблюдается серия сильных узких полос, одна из которых может быть приписана излучению атома аргона.

Наименьшая длина волны для максимума планковского излучения  $\lambda_{ml}$ =500 нм наблюдается при энергии ионов Ar<sup>+</sup> 5 кэВ. В соответствии с законом Вина  $T = b/\lambda_{m1}$  это соответствует температуре плазмы T=5796 К (*b*=0.002898 м·К - постоянная Вина). Наличие широкой коротковолновой полосы планковского излучения связывается с наличием термических пиков, возникающих в результате эволюции плотных каскадов атомных столкновений. То, что плотность выделяемой в каскаде энергии и, соответственно, температура термического пика возрастает с уменьшением энергии ионов, согласуется с результатами расчета в работе [1]. Результаты работы являются прямыми измерениями температуры ионной подсистемы в термализованном каскаде.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 04-02-17602-а).

#### Литература

1. Овчинников В.В. и др.// Труды X Межнационального совещания «Радиационная физика твердого тела». Севастополь, 2000, с. 391-394.

## Механизмы влияния интерметаллидных наночастиц типа Ni<sub>3</sub>Al на эволюцию радиационных дефектов в модельных ГЦК железо-никелевых сплавах

<u>Д. А. Перминов</u>, А. П. Дружков, В. Л. Арбузов Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (d\_perm@rambler.ru)

Одним из перспективных способов снижения распухания является применение в качестве конструкционных материалов для ядерных реакторов стареющих аустенитных сплавов с радиационно-стимулированным выделением интерметаллидов Ni<sub>3</sub>Ti(Al,Si). Когерентные частицы интерметаллидов снижают накопление радиационных дефектов. Тем не менее, механизмы влияния выделений на развитие процессов радиационной повреждаемости до конца не поняты. Целью данной работы является изучение влияния интерметаллидных выделений Ni<sub>3</sub>Al на накопление радиационных дефектов на ранних стадиях радиационной повреждаемости ( $10^{-4} - 10^{-3}$  сна), когда только формируются небольшие скопления дефектов.

В работе исследовались Fe-Ni и Fe-Ni-Al ГЦК сплавы. Часть образцов сплавов с алюминием были состарены при 823 К и 923 К в течение различного времени. Размеры образовавшихся в сплавах когерентных частиц интерметаллидной фазы Ni<sub>3</sub>Al менялись от 0.4 нм до 7 нм. Исследуемые образцы облучались электронами энергией 5 МэВ на линейном ускорителе при температуре 300 К, 423 К и 573 К. Для исследования дефектной структуры использовался метод измерения угловой корреляции аннигиляционного излучения (УКАИ). Метод УКАИ позволяет также исследовать локальное химическое окружение центров захвата позитронов.

В ходе исследования были обнаружены позитронные состояния в бездефектных частицах интерметаллидных выделений нано- и субнаноразмеров, что позволило исследовать их атомную структуру [1]. Было показано, что частицы Ni<sub>3</sub>Al значительно снижают накопление дефектов при температурах облучения 423 К и 573 К, тогда как при 300 К влияние частиц выделений на поведение дефектов не обнаружено. Установлено, что образование вакансионных кластеров происходит преимущественно в матрице, тогда как внутри выделений этот процесс практически полностью подавлен. Полученные данные свидетельствуют о том, что снижение накопления радиационных дефектов обусловлено рекомбинационным механизмом, представленном в [2].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №04-02-16053) и

программы Президиума РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов» (проект №7 ИФМ УрО РАН)

#### Литература

- 1. Druzhkov A.P., Perminov D.A., Arbuzov V.L., Stepanova N.N. and Pechorkina N.L., J. Phys: Condens. Matter 16 6395-6404 (2004)
- 2. Turkin A.A., Bakai A.S., J. Nucl. Mater. 270 349-356 (1999)

#### О роли подвижных вакансионных кластеров в распухании металлов

<u>В. А. Печенкин</u>, Ю. В. Конобеев, И. В. Пышин, А. М. Минашин, С. А. Подгорнов ГНЦ РФ Физико-энергетический институт им. А.И. Лейпунского, Обнинск, Российская Федерация (vap@ippe.obninsk.ru)

В существующих теориях зарождения и роста вакансионных пор в металлах и сплавах под облучением, как правило, не учитываются диффузионные потоки дивакансий и более крупных вакансионных кластеров. Известно, однако, что подвижность дивакансий и тривакансий в ГЦК металлах выше подвижности моновакансий. Поэтому под облучением диффузионные потоки мелких вакансионных кластеров могут вносить существенный вклад в зарождение и рост пор. Ограниченные литературные данные указывают на то, что в ОЦК металлах подвижность дивакансий меньше или сравнима с подвижностью вакансий.

Методом молекулярной динамики проведены расчеты энергий связи и миграции дивакансий в α-Fe. Использованы парный потенциал и потенциал на основе метода погруженного атома. Для дивакансий показано, что в наиболее стабильной конфигурации вакансии расположены на расстоянии вторых соседей, в то время как энергия связи конфигурации с вакансиями в положении ближайших соседей оказывается меньше 0.1 эВ. Рассчитанная эффективная энергия миграции дивакансий оказалась близкой к энергии миграции вакансий.

Проведены расчеты стационарных концентраций вакансий, дивакансий и междоузельных атомов в ГЦК (Cu, Ni) и ОЦК (V, Fe) металлах в условиях однородной генерации точечных дефектов, а также в условиях каскадообразующего облучения. Показано, что в ГЦК металлах диффузионный поток дивакансий может существенно превышать поток вакансий и определять рост пор при относительно низких температурах. На примере никеля показано, что учет подвижности дивакансий в теории гомогенного зарождения пор приводит к существенному увеличению скорости их зарождения во всем температурном интервале распухания.

Проведены модельные расчеты скорости распухания металлов применительно к условиям нейтронного, электронного и ионного облучения. Показано, что учет подвижности дивакансий может приводить к существенному увеличению скорости распухания ГЦК металлов, особенно при температурах, когда концентрация точечных дефектов определяется рекомбинацией. В ОЦК металлах подвижные дивакансии не вносят существенного вклада в скорость распухания. Таким образом, относительно высокая подвижность и термическая стабильность мелких вакансионных кластеров в ГЦК металлах может быть одной из причин их более высокого распухания по сравнению с ОЦК металлами.

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

## Расчет эффективности рождения дефектов в мезоскопической модели каскада

<u>С. В. Рогожкин</u><sup>\*, \*\*</sup>, Ю. Н. Девятко<sup>\*</sup>, А. А. Плясов<sup>\*</sup> \*Московский инженерно-физический институт (государственный университет), Москва, Россия (грст@mephi.ru) \*\*ФГУП ГНЦ РФ ИТЭФ им. А.И. Алиханова

На начальной стадии развития каскада атом-атомных соударений в поврежденной области находится значительное количество смещенных и выбитых атомов. Однако процессы быстрого отжига оставляют малую часть дефектов в каскадной области, что характеризуется коэффициентом каскадной эффективности.

Расчеты эффективности каскада, как источника радиационных дефектов, вызывают широкий интерес. Основной метод исследования релаксации каскадов - молекулярная динамика (см. напр. [1, 2]). Однако возможности этого метода ограничены начальными стадиями релаксации каскада (~10<sup>-10</sup> с). Кроме того, результаты, полученные методом молекулярной динамики, критическим образом зависят от параметров используемых потенциалов межатомного взаимодействия.

В работе проведено исследование эффективности каскада на основе мезоскопической модели каскадных процессов [3, 4] и исследовано влияние изменения механизма теплопроводности в процессе релаксации каскада. Расчеты выполнены для каскадов в железе при различных температурах среды и различных энергиях первично выбитого атома. Результаты показали, что доминирующий в начале диффузионной стадии механизм фононной теплопроводности приводит к существенному уменьшению числа дефектов в каскадной области. На этапе быстрого отжига (времена ~10<sup>-10</sup>c) полученные результаты согласуются с результатами метода молекулярной динамики. Показано, что продолжающаяся далее релаксация каскада приводит к увеличению доли отожженных дефектов и, соответственно, к уменьшению коэффициента каскадной эффективности.

Данная работа была выполнена при частичной поддержке РФФИ (гранты 04-02-17064 и 02-02-17489).

#### Литература

- 1. English C. A., Foreman A. J. E., Phythian W. J., Bacon D. J., Jenkins M. L., *Materials Science Forum*, <u>97-99</u>, 1 (1992)
- 2. Stoller R.E., Journal of Nuclear Materials, 276, 22 (2000)
- 3. Девятко Ю.Н., Климов М. В., Маклецов А. А., в сб.: Ионизирующие излучения и лазерные материалы, Энергоатомиздат, Москва, 1982, с. 101
- 4. Девятко Ю.Н., Чернов В.М., Плясов А.А., Рогожкин С.В., *ВАНТ, серия: Материаловедение и* новые материалы, <u>1(62)</u>, 288 (2004)

## Радиационные дефекты в ионно имплантированных сплавах с дальним порядком

#### Н. Н. Сюткин

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

Представлен обзор работ автора по исследованию радиационных дефектов, наблюдаемых в упорядоченных сплавах после ионного облучения. Структурная часть работы выполнена методом полевой ионной микроскопии (ПИМ) с высоким пространственным разрешением, близким к атомному.

Показано, что ионы с энергиями 20 - 40 keV создают в приповерхностном слое сплавов широкий спектр разнообразных дефектов.

Используя особенности геометрии образцов для ПИМ облучение проводили как вдоль, так и поперек оси образца, что позволило наблюдать на одном изображении упорядоченные и разупорядоченные области.

Проведена оценка распределения и размеров различного типа дефектов.

Используя метод испарения материала образцов в сильном электрическом поле, прослежено распределение дефектов, их размеры . Установлено, что дефекты находятся в приповерхностном объеме на глубине, существенно превышающей проективные пробеги ионов.

Проведено обсуждение обобщенных результатов.

## Моделирование каскадов атомных смещений в цирконии методом молекулярной динамики

#### М. Ю. Тихончев, Г. А. Шиманский

Федеральное Государственное Унитарное Предприятие "Государственный научный центр РФ Научно-исследовательский институт атомных реакторов", г. Димитровград, Россия (dns@niiar.ru)

Повреждающая доза является одной из важных характеристик радиационного воздействия, используемых при исследовании изменений физических и механических свойств материалов при длительном облучении. Ее достоверная оценка позволяет сравнивать различные условия облучения и прогнозировать поведение материала в действующих и в проектируемых реакторах в зависимости от меры радиационного воздействия. Специалистами в области реакторного материаловедения и реакторной дозиметрии оговорена процедура расчетов повреждающих доз, соответствующая NRTстандарту [1].

Важной величиной, используемой для оценки повреждающей дозы по NRT-стандарту, является средняя пороговая энергия смещения E<sub>d</sub>. Именно эта величина несет в себе практически всю информацию о кристаллической решетке, где происходят смещения, и о механизме самого смещения. Определение E<sub>d</sub> осуществляется в настоящее время с помощью достаточно громоздких экспериментов или с помощью компьютерного моделирования. Причем роль последнего постоянно возрастает.

Также, в последние годы получили развитие новые модели радиационного повреждения, призванные более корректно оценивать повреждающую способность различных энергетических групп нейтронного спектра. При развитии каскадов смещений часть произведённых дефектов аннигилирует, часть попадает в неподвижные кластеры. Поэтому в последнее время многие исследователи склоняются к мысли об учёте фракций свободно-мигрирующих дефектов (FMD) [2-4] при сопоставлении результатов облучения материалов в различных спектрах бомбардирующих частиц.

Настоящая работа посвящена компьютерному моделированию каскадов атомных смещений в цирконии методом молекулярной динамики [5]. При моделировании использовался многотельный потенциал межатомного взаимодействия, базирующийся на методе "погруженного" атома (МПА) [6]. Моделировались атомные смещения в цирконии от первично выбитого атома (ПВА) энергии до 10 кэВ. Рассчитаны величины пороговой энергии смещения для различных кристаллографических направлений в температурном диапазоне от 0 до 600К. Показано, что с ростом температуры величина Ed для циркония изменяется слабо. В тоже время хорошо наблюдается снижение анизотропии пороговой энергии с увеличением температуры. Проведены оценки доли "выживших" дефектов при развитии каскада смещений.

Полученные результаты предлагается использовать для оценки радиационной повреждаемости циркония и циркониевых сплавов.

Авторы выражают глубокую благодарность сотрудникам Тверского Государственного Технического Университета А.Н. Балашову и Е.И. Шамариной за оказанную ими неоценимую помощь.

#### Литература

- 1. Norgett N.J., Robinson M.T., Torrens I.M., The proposed method of displacement doze rate calculation, -Nucl. Eng. And Design, 1975, 33, p.50-56.
- Wiedersich H. Effects of the primary recoil spectrum on microstructural evolution. J. Nucl. Mater. 179-181 (1991) 70.
- 3. H.L. Heinisch. Simulating the production of free defects in irradiated metals.// Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 102 (1995), pp. 47-50.
- B. Petrovic, A. Haghighat, A. Motta, V. Kucukboyaci, J. Kwon. Contribution of gamma irradiation to material damage at BWR core shroud and pressure vessel. Proceedings of the 1998 ANS Radiation Protection and Shielding Division Topical Conference "Technologies for the New Century", April 19-23, 1998, Nashville, Tennessee, USA, V. 2, pp. 25-32.
- 5. Кирсанов В.В. ЭВМ-эксперимент в атомном материаловедении -М.: Энергоатомиздат, 1990
- Oh D.J., Johnson R.A. Simple embedded atom method for fcc and hcp metals.// J.Mater.Res., 1988, v.3, p.471.

#### Кластерные структуры в облученных твердых растворах и интерметаллидах

<u>В. С. Хмелевская</u> Обнинский государственный технический университет атомной энергетики, Обнинск, Россия (khmel@iate.obninsk.ru)

Методами структурного эксперимента и математического моделирования исследованы облученные ионами (Ar+, 30 кэВ) металлические твердые растворы систем Fe-Cr-Ni, Fe-Сг, V-Ti-Cr и некоторые интерметаллиды (сплавы системы Cu-Mn-Al, содержащие фазу Гейслера). Обнаружено, что в некотором интервале радиационных параметров (доз, температур мишени и интенсивостей потока) в них формируются неравновесные радиационно-индуцированные состояния с существенно измененной структурой и свойствами. Электронномикроскопическое исследование показывает, что морфология материалов в данном состоянии представляет собой структуры, в которых матрица пронизана кластерами, занимающими значительную часть объема. В данной области параметров изменяется микротвердость (в несколько раз), а также электронные свойства твердых растворов, одновременно изменяется рентгендифракционная картина. Анализ дифракционных эффектов и моделирование методами молекулярной динамики позволили высказать предположение о том, что наблюдаемые кластеры образуются при локальной деформации кристаллической решетки в окрестности радиационных дефектов (радиационных вакансий) и имеют отличную от матрицы икосаэдрическую симметрию. С помощью математического моделирования исследована возможность перехода кубооктаэдр (полиэдр ГЦК структуры) - икосаэдр и стабильность икосаэдрических кластеров внутри ГЦК матрицы, показана определяющая роль свойств потенциала данного преобразования. межатомного взаимодействия для Предположение об икосаэдрической симметрии кластеров подтверждается также ланными ЯГР спектроскопии, которые указывает на появление в матрице образований другой симметрии, причем изменения изомерного сдвига подобны тем, которые наблюдаются в квазикристаллах. В интерметаллиде (фазе Гейслера) также образуется подобное радиационно-индуцированное состояние, при этом в интервале его существования значительно изменяются магнитные свойства материала. Совокупность результатов позволяет предположить, что в данном случае образуются Т<sub>d</sub>-кластеры (пересечение четырех икосаэдров). Поскольку величину намагниченности в фазе Гейслера определяет пространственное распределение атомов с магнитным моментом (здесь это атомы марганца), формирование кластеров в исходной матрице приводит к наблюдаемому увеличению намагниченности материала.



# II. Влияние облучения на изменение микроструктуры и свойств металлов и сплавов

## Влияние облучения быстрыми нейтронами на структурно-фазовые изменения в сплавах H36 легированных фосфором

<u>В. Л. Арбузов</u>, Б. Н. Гощицкий, С. Е. Данилов, А. В. Карькин, В. Д. Пархоменко Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия. (arbuzov@imp.uran.ru)

Аустенитные сплавы Fe-Ni являются хорошим модельным объектом для изучения закономерностей и механизмов радиационного повреждения конструкционных нержавеющих сталей. Легирование фосфором оказывает сильное влияние на свойства этих сталей: с одной стороны понижает радиационное распухание, а с другой стороны является вредной охрупчивающей примесью.

В работе исследовано влияние облучения быстрыми нейтронами в зависимости от дозы облучения на формирование и свойства вакансионных кластеров и структурнофазовые изменения (расслоение) в сплавах Н36 и Н36 легированных фосфором.

Для исследований использовались сплавы Fe-36.5%Ni (H36) и Fe-36.5%Ni-0,1%P (H36P) закаленные от 1373 К. Облучение нейтронами (E > 0,1 МэB) проводилось на реакторе ИВВ-2 при температуре 340 К в диапазоне флюенсов  $3 \cdot 10^{17}$  см<sup>-2</sup> –  $5 \cdot 10^{19}$  см<sup>-2</sup>.

Показано, что при облучении нейтронами сплавов H36 и H36P образуются вакансионные кластеры, которые диссоциируют при температурах выше 450 К. При этом легирование фосфором увеличивает концентрацию этих кластеров.

Такие вакансионные кластеры являются эффективными стоками для точечных дефектов.

При увеличении флюенса нейтронов, концентрация вакансионных кластеров увеличивается и, соответственно, уменьшается диффузионная длина мигрирующих вакансий, что в пределе может привести к подавлению радиационно-индуцированных процессов. В работе проведен анализ влияния фосфора на радиационно-индуцированные процессы и сопоставление каскадного (нейтронного) и бескаскадного (электронного) облучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 04-02-16053).

## Влияние имплантации ионов B<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup> на состав поверхностных слоев фольги Ni-Cu

В. Я. Баянкин<sup>\*</sup>, Ф. З. Гильмутдинов<sup>\*</sup>, А. А. Колотов<sup>\*</sup>, С. Н. Коршунов<sup>\*\*</sup> \*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru) \*\*РНЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

Исследовалось влияние имплантации ионов бора и аргона на изменения состава поверхностных слоев фольги Ni-Cu как с облучаемой (прямой) стороны, так и необлучаемой (обратной) при вариации плотности ионного тока.

В качестве объекта исследований использовалась прокатанная фольга состава 40ат.%Ni - 60ат.%Cu толщиной 40 мкм. Облучение осуществлялось на установке ИЛУ-2 с параметрами: E=40 кэB,  $D=1\times10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>, j=(10-50) мкА/см<sup>2</sup>. Рентгеноэлектронный анализ состава проводился на спектрометре ЭС-2401 с ионным травлением поверхности образцов, расчетная скорость травления – 1,0 нм/мин. Анализ проводился на глубину до 20-25 нм. Кроме того, с помощью микротвердомера ПМТ-3 измерялась микротвердость с прямой и обратной стороны образцов (нагрузка на индентор 10 г) и методом рентгеноструктурного анализа определялось межатомное расстояние образцов до и после облучения.

Выявлено, что облучение ионами как B<sup>+</sup>, так и Ar<sup>+</sup> приводит к изменению состава поверхностных слоев с обеих сторон фольги, зависящему от плотности тока. Причем, при имплантации ионов  $B^+$  наблюдается некоторое пороговое значение плотности тока, при превышении которого довольно резко изменяются значение микротвердости и содержание бора в поверхностном слое с обратной стороны фольги. Кроме того, показано, что, в отличие от исходных образцов, где зависимость отношения содержания Ni/Cu по глубине – монотонна, в облученных образцах независимо от типа ионов формируется немонотонная зависимость, характеризующаяся минимумами и максимумами отношения Ni/Cu. Причем, эта зависимость - также немонотонна от плотности ионного тока. Показано, что межатомное расстояние облученных образцов отличаются от исходных и в пределах погрешности измерений сохраняется при всех плотностях тока, в отличие от случая имлантации ионов  $Ar^+$  при 50 мк $A/cm^2$ , что может свидетельствовать о сохранении исходной атомной структуры после облучения (кроме последнего варианта) независимо от типа ионов и плотности тока.

Можно предположить, что путями аномальной миграции атомов бора до обратной стороны фольги могут быть линейные и планарные дефекты. Образцы сплава – прокатаны, т.е. структуры их являются исходно сильнонеравновесными, напряженными и обладающими высокой плотностью дислокаций. Возможно, что ионное облучение может вызывать некоторую релаксацию исходно неравновесной структуры (например, вследствие генерации упругих волн). Ионная имплантация генерирует упругие ударные волны, на фронте которых происходит распространение атомов бора по объему, одновременно имеют место трансформация дефектной структуры и, очевидно, частичная релаксация остаточных напряжений в объеме образцов. При этом атомы бора, как поверхностно-активного элемента, обогащают поверхность.

Формирование немонотонной зависимости отношения Ni/Cu в поверхностных слоях может быть связано со структурно-фазовыми превращениями, инициируемыми ионной бомбардировкой и вызывающими локальные градиенты механических напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №02-02-16670)

## Уменьшение склонности к локальной коррозии оксидированного сплава Zr-1%Nb облучением высокоинтенсивными пучками ионов азота

<u>Т. А. Белых\*</u>, Н. В. Гаврилов\*, Д. Р. Емлин\*, А. М. Мурзакаев\*, Л. П. Синельников\*\*, А. Н. Тимохин\*\*, А. Г. Трифанов\*\* \*Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия (erd@iep.uran.ru) \*\*ФУП «Институт реакторных материалов», г. Заречный, Россия

Zr-Nb сплавы, широко применяемые в реакторостроении, помимо медленной сплошной коррозии обнаруживают склонность к быстрой локальной коррозии /1/, которая и определяет срок эксплуатации изделий из данных сплавов. Причинами возникновения локальной коррозии могут быть: макро- и микродефекты структуры пассивирующей оксидной пленки, а также локальные включения интерметаллидных фаз, которые приводят к развитию электрокоррозии – более быстрой, чем химическая коррозия. Ранее нами показано [2], что облучение высокоинтенсивными пучками ионов азота гетероструктур оксидная пленка-сплав приводит к замедлению сплошной коррозии. В данной работе исследовалось влияние облучения импульсно-периодическими пучками ионов азота (длительность импульса 1 мс, частота 25 Гц, плотность тока 3 мА/см<sup>2</sup>, энергия 30 кэВ) на склонность этих же гетероструктур к локальной коррозии. Изменение морфологии поверхности контролировалось посредством электронной микроскопии, коррозионные испытания проводились в твердом электролите (порошок Li + Li<sub>2</sub>O) в течение 50 часов при 520 °C. Определены оптимальные режимы ионно-лучевой обработки:  $350 < T_{импл} < 450$  °C и доза облучения  $10^{17} - 10^{18}$  см<sup>-2</sup>, обеспечивающие уменьшение доли поверхности, пораженной локальной коррозией, с 20-30 % (контрольные образцы) до 0.1-0.2 % (при оптимальных режимах имплантации). Электронно-микроскопические исследования показали изменение морфологии пленки: исходно рыхлые пленки становятся более плотными, в них обнаруживается текстура в пределах исходных кристаллитов, сглаживаются дефекты от механической обработки.

Обработка высокоинтенсивными пучками ионов азота улучшает структуру оксидных покрытий и гомогенизирует их состав, тем самым повышая пассивирующие свойства исходных, созданных термическим окислением пленок.

#### Литература

- 1. Перехожев В. И., Синельников Л. П., Тимохин А. Н. и др., Металловедение и термообработка металлов, 2003, № 10, с. 26-31
- 2. Белых Т. А., Гаврилов Н. В., Емлин Д. Р. и др., Физика и химия обработки материалов, 2003, №6, с. 14-20

## Изменение температурной кинетики мартенситных превращений в сплавах TiNi и Cu-Al-Ni в процессе облучения нейтронами в низкотемпературной гелиевой петле

<u>С. П. Беляев</u>, Р. Ф. Коноплева, И. В. Назаркин, В. А. Чеканов Петербургский институт ядерной физики РАН, Гатчина, Россия (spb@pnpi.spb.ru)

Проведены исследования мартенситных превращений в сплаве TiNi эквиатомного состава и монокристалле Cu-13,4%Al-5%Ni в процессе облучения в низкотемпературной гелиевой петле реактора BBP-M при температурах 120-350 К. Использовали метод измерения электросопротивления, который является чувствительным как по отношению к радиационным дефектам кристаллической решетки, так и к мартенситным фазовым переходам в кристаллах.

Установлено, что критические температуры мартенситных переходов в сплавах TiNi снижаются с нарастанием флюенса по закону  $\Delta T_{ph}$ =d[exp(- $\Phi/\Phi_0$ )-1], где  $\Delta T_{ph}$ -приращение температуры, соответствующей структурному превращению,  $\Phi$ -флюенс, d и  $\Phi_0$ -константы. Эти закономерности выявляются при облучении как в мартенситном, так и в аустенитном состояниях. Кратковременное повышение температуры образцов, облученных флюенсом 7·10<sup>18</sup> см<sup>-2</sup>, до температуры ~450 К приводит к возврату сопротивления и температурной кинетики мартенситных превращений. Определена энергия активации возврата свойств. Предполагается, что изменение кинетики превращений при облученного твердого раствора.

В сплаве Cu-Al-Ni после облучения в двухфазном или мартенситном состоянии имеет место повышение температур обратного превращения «мартенсит—аустенит» на 25-30 К. Такое повышение наблюдается однократно только в процессе первого нагревания сразу после изотермического облучения и пропорционально интегральной дозе нейтронов. При последующих термических циклах мартенситный переход происходит при меньших температурах и с увеличением флюенса гистерезисная температурная зависимость электросопротивления смещается в направлении низких температур. Таким образом, действие радиации приводит к устойчивому уменьшению критических температур превращения и к однократному (неустойчивому) возрастанию температур обратного превращения. Первый из этих эффектов обусловлен разупорядочением кристаллической решетки при облучении, аналогично тому, что наблюдается и в сплавах на основе TiNi. Однократный же эффект, по-видимому, связан с нарушением когерентности межфазных и междоменных границ в ходе облучения. Подвижность границ при этом уменьшается и требуется дополнительный термодинамический стимул для развития превращения. Специальные эксперименты косвенно подтверждают это предположение.
### Структура и электронный транспорт в атомно-разупорядоченном соединении MnSi

<u>И. Ф. Бергер</u><sup>1</sup>, А. Е. Карькин<sup>2</sup>, В. И. Воронин<sup>2</sup>, Ю. Н. Акшенцев<sup>2</sup>, и Б. Н. Гощицкий<sup>2</sup> <sup>1</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН, ул. Первомайская, 91, Екатеринбург 620219, Россия <sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург 620219, Россия

В соединении MnSi с кубической структурой B 20 (пространственная группа  $P2_13$ ), не содержащей центра инверсии, при подавлении магнитного упорядочения высоким давлением возникает не Ферми жидкостного состояние [1], благоприятствующее появлению сверхпроводимости со спин-триплетной симметрией спаривания [2]. Здесь мы исследуем влияние нейтронного облучения на структурное состояние и электронные транспортные свойства поли- и монокристаллических образцов соединения MnSi, который является идеальным объектом для исследования эффектов разупорядочения нейтронографическим методом, так как Mn и Si имеют разные по знаку и близкие по величине амплитуды рассеяния.

Флюенс	0	$5*10^{19} \mathrm{cm}^{-2}$
<i>a</i> , E	4.5606(1)	4.5738(1)
Man x	0.1387(8)	0.1355(8)
Si x	0.8461(6)	0.8479(6)
B <sub>iso</sub>	0.10(2)	0.24(2)

В таблице приведены структурные данные исходного и облученного быстрыми нейтронами образцов MnSi. Видно, что после облучения увеличивается параметр решетки (≈0.3 %), примерно в 2 раза возрастает фактор Дебая – Валлера, указывающий на появление

некоррелированных статических смещений атомов из узлов решетки. Такие эффекты свидетельствуют о разупорядочении атомов в решетке.

Приведенные на рисунке температурные зависимости электросопротивления  $\rho$  и постоянной Холла  $R_{\rm H}$  свидетельствуют о сложном (многозонном) характере электронных состояний в этом соединении. Согласно измерениям ас восприимчивости  $\chi(T)$  происходит уменьшение температуры магнитного упорядочения.

Работа поддержана Программой фундаментальных исследований ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры вещества фундаментальных свойств И УрО материи" 14 PAH/ (Проект №



договор№26/04), Программой "Нейтронные исследования конденсированных сред" (Государственный контракт № 40.012.1.1.1150), Проектом РФФИ № 04-02-1653 и Грантом Президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ № НШ-639.2003.2.

#### Литература

- 1. C. Pfleiderer et al., Phys. Rev. B 55, 8330 (1997).
- 2. E. Bauer et al., Phys. Rev. Lett. 92, 027003 (2004).

## Зависимость механических свойств и состава поверхности титанового сплава от плотности ионного тока

<u>П. В. Быков</u>, Ф. З. Гильмутдинов, С. Г. Быстров, В. Я. Баянкин Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

Многие детали, узлы машин и целые конструкции в процессе эксплуатации постоянно подвергаются знакопеременным нагрузкам, много меньших предела текучести материалов, под действием которых с поверхности развиваются трещины, приводящие, в конце концов, к разрушению изделия. Так как при изгибе амплитуда возникающих в материале напряжений максимальна в поверхностном слое, то изменения состава и микроструктуры поверхностных и приповерхностных слоев материала путем ионной имплантации может влиять на динамику образования и развития трещины, таким образом, ионное облучение может оказывать влияние на усталостную прочность материалов. Однако остается до конца невыясненным вопрос о влиянии параметров облучения (доза, плотность тока и энергия ионов) и критерии выбора типа внедряемых ионов на увеличение усталостной прочности металлов и сплавов.

В качестве имплантанта были выбраны кремний и аргон вследствие сравнительно большой атомной массы (для формирования большой каскадной области при взаимодействии с матрицей) и лучших в комплексе механических свойств соединения Ti-Si.

Целью данной работы является сравнительное исследование влияния плотности тока ионов  $Si^+$  и  $Ar^+$  на механические свойства и состав поверхности титанового сплава.

Облучение образцов (Ti-3,4Al-Mn) проводили на ионно-лучевой установке типа ИЛУ (РНЦ «Курчатовский институт», Москва), в вакууме не хуже  $10^{-3}$  Па. Параметры облучения ионами кремния и аргона: E = 40 кэВ,  $D = 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> в диапазоне плотностей ионного тока 10-50 мкА/см<sup>2</sup>.

Микротвердость облученных образцов увеличивается на 20–60 %, по сравнению с исходным значением. Максимальное увеличение микротвердости (нагрузка на индентор 20 г) достигается при облучении с плотностью ионного тока 10 мкА/см<sup>2</sup>, как аргоном так и кремнием. Усталостные испытания показали, что образцы, облученные ионами Si<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup> выдержали большее количество циклов до разрушения, по сравнению с необлученными.

Толщина модифицированного слоя в образцах облученных ионами кремния во всем диапазоне плотностей ионного тока превышает проективный пробег ионов кремния в титане.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 02-02-16670).

## Структурное состояние Fe<sub>0.61</sub>Ni<sub>0.36</sub>Ti<sub>0.03</sub> до и после облучения быстрыми нейтронами

<u>В. И. Воронин</u>, И. Ф. Бергер, В. В. Сагарадзе, Б. Н. Гощицкий ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (voronin@imp.uran.ru)

Методами рентгеновской (на тонких фольгах) и нейтронной (на массивных образцах) дифракции исследована реальная кристаллическая структура интерметаллидов одного состава  $Fe_{0.61}Ni_{0.36}Ti_{0.03}$ , но с разной предварительной обработкой. Вначале все образцы были отожжены при 1100 °C в продолжение 30 минут. Затем все три фольги (Ф1, Ф2, Ф3) и массивный образец (М1) были закалены в воду. Далее фольга Ф1 была подвергнута пластической деформации, Ф2 состарена при 650 °C в течение 30 минут. Второй массивный образец (М2) был закален в масло и затем состарен, как и Ф2 при 650 °C в течение 30 минут.

На рис. 1 показан фрагмент рентгенограмм фольг, рефлекс (331). Рефлекс (331) наиболее уширен в Ф1, что указывает на присутствие значительных искажений в решетке (дефектов и напряжений). Также уширены, но в меньшей степени, рефлексы в Ф2 и Ф3. Нейтронографические исследования показали, что в



массивных образцах искажения еще менее заметны, ширины линий на нейтронограммах близки к эталонным.

Далее, все образцы были облучены быстрыми нейтронами при температуре 80 °C, флюенсами 5, 10 и  $50 \times 10^{19}$  см<sup>-2</sup>.

Исследования облученных образцов показали, что структурное состояние меняется с ростом флюенса, причем наибольшие изменения наблюдаются в пластически деформированном образце (Ф1). На рис. 2. показан рефлекс (331) от Ф1 до и после облучения максимальным флюенсом  $50 \times 10^{19}$  см<sup>-2</sup>. Видно, что после



облучения в 1.35 уменьшилась ширина рефлекса. Это указывает на радиационностимулированный отжиг дефектов, возникших в процессе деформации. В работе дан подробный анализ происходящих структурных изменений в образцах с различным исходным состоянием после облучения быстрыми нейтронами. Для исключения влияния поверхностных эффектов, возможных в тонких фольгах и наблюдаемых с помощью рентгеновской дифракции, был выполнен анализ структурного состояния в объеме массивных образцов нейтронографическим методом.

Работа поддержана Программой фундаментальных исследований ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры вещества и фундаментальных свойств материи" (Проект № 14 УрО РАН/ договор№26/04), Программой "Нейтронные исследования конденсированных сред" (Государственный контракт № 40.012.1.1.1150), Проектом РФФИ № 04-02-1653 и Грантом Президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ № НШ-639.2003.2.

### Flux effect on void swelling of austenitic and ferritic/martensitic steels: A review of recent data and insights

<u>F. A. Garner<sup>1</sup></u>, N. I. Budylkin<sup>2</sup>, Yu. V. Konobeev<sup>3</sup>, S. I. Porollo<sup>3</sup>, V. S. Neustroev<sup>4</sup>, V. K. Shamardin<sup>4</sup> <sup>1</sup>Pacific Northwest National Laboratory, USA (frank.garner@pnl.gov) <sup>2</sup>A. A. Bochvar Institute of Non-organic Materials, Russia <sup>3</sup>Institute of Physics and Power Engineering, Russia <sup>4</sup>Research Institute of Atomic Reactors, Russia

Void swelling of PWR austenitic internals has recently been identified as a materials issue that might impact license extension. Data are now becoming available from PWRs that indicate swelling is in progress but still at relatively low levels. Extrapolation of these data to higher, end-of-life exposures requires a better understanding of the parametric sensitivity of swelling. Swelling equations being developed for both austenitic and ferritic-martensitic steels for use in various Generation IV and ADS reactor concepts also require such understanding.

Earlier published studies conducted in Japan, USA and Russia have shown that the atomic displacement rate is unexpectedly one of the most important variables. This paper presents data derived from a number of irradiations conducted on both Russian and Western steels irradiated in a variety of reactors. All data sets support the conclusion that lower dpa rates lead to greater swelling of austenitic and ferritic-martensitic steels irradiated at all reactor-relevant temperatures. Several published data sets are presented that were previously misinterpreted because the strong effect of dpa rate was not recognized at the time of publication.

### Влияние на критический ток ВТСП ленты (Bi2223+0,8%U-238)/Ад гаммаоблучения, вызывающего фотоделение ядер урана

<u>И. Н. Гончаров\*</u>, О. Д. Маслов\*, И. Ф. Волошин\*\*, А. В. Калинов\*\*, Л. М. Фишер\*\* \*Объединенный институт ядерных исследований, Дубна 141980 Россия (ingonch@sunhe.jinr.ru) \*\*Всероссийский электротехнический институт, Москва, Россия

Вплоть до настоящего времени широкомасштабное производство длинномерных токонесущих лент из ВТСП освоено только для системы на основе Bi2223 в серебряной матрице. Однако, они обладают сравнительно большой анизотропией критического тока и невысокими значениями  $J_c$  в области температур жидкого азота и магнитных полей, превышающих 0,5 Тесла. Повысить  $J_c$  возможно в результате образования дополнительных центров пиннинга в виде треков от быстрых тяжелых ионов, в том числе от осколков деления ядер урана, введенного в ВТСП. Описанные в литературе результаты получены для ВТСП, допированных U-235, после реакторного облучения тепловыми нейтронами. Однако, применение этого метода для Bi2223/Ag лент ограничено из-за возникновения высокого уровня радиоактивности от изотопа Ag110m с периодом полураспада  $T_{1/2}\approx 250$  сут. и существенного повышения U-235. Одним из авторов настоящей работы для устранения этих недостатков предложено [1] использовать

фотоделение ядер U-238 в области энергий гигантского резонанса ( $E_{\gamma}$ ~10÷20 МэВ). В данной работе приводятся результаты полученные после облучения гамма-квантами с  $E_{\gamma} \le 24$  МэВ на микротроне МТ-25 (ток электронов 15 мкА) опытной партии образцов ленты (Bi2223+0,8%U-238)/Ag. В частности, рассматриваются: уровень наведенной радиоактивности и временной характер его спада; изменение J<sub>c</sub> образцов этой ленты (а также контрольных образцов, не содержащих урана) с ростом дозы; возможности существенного увеличения в образцах содержания урана (свыше предельного допустимого значения ~0,6 % при равномерном его размещении в ВТСП).

#### Литература

1. Гончаров И. Н., препринт ОИЯИ E8-99-270 (1999); in Proceedings of EUCAS-99, (Sitges, Spain, 14-17 September, 1999) Inst. Phys. Conf. Ser. **167**, p. 559, 2000 IOP Publishing Ltd.

### Изменения структуры и текстуры в оболочечных трубах из сплавов на основе циркония при ионно-плазменном воздействии

<u>М. М. Грехов</u>, Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова, В. А. Фесенко, Б. А. Калин, В. Л. Якушин Московский инженерно-физический институт (государственный университет), Россия, 115409, Москва, Каширское ш., д. 31 (masim@mail.ru)

Более 20 лет назад было установлено, что при облучении металлических материалов ионами с энергией в несколько кэВ происходит существенное изменение структуры и текстуры материалов [1, 2]. Исследования рентгеновскими методиками облученной поверхности показали, что толщина слоя структурных и текстурных изменений (десятки микрон) на несколько порядков больше зоны торможения ионов (несколько нанометров). Такой результат ионного облучения был назван эффектом дальнодействия. Так как в настоящее время широко распространены методики, использующие ионно-плазменное облучение для легирования (модифицирования) поверхности, то исследование эффекта дальнодействия актуально.

В настоящей работе приводятся результаты изучения структурных и текстурных изменений в объеме оболочечных труб их сплавов [Zr-1%Nb] и [Zr-1%Nb-1%Sn], подвергнутых импульсной плазменной обработке. Данную обработку предполагается использовать для повышения коррозионной стойкости оболочечных труб, что позволит увеличить их ресурс и, тем самым, повысить степень выгорания топлива. Основным компонентом обработки высокотемпературной импульсной плазмой (ВТИП-обработки) в данном случае является направленный поток ионов гелия. Изучение ионно-плазменного воздействия на материал представляет интерес, связанный с тем, что фазовые превращения  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ , происходящие при импульсно-плазменном нагреве и последующем охлаждении, формируют текстуру поверхности, которая являться индикатором изменения температуры по глубине.

Проведенные исследования показали существенное различие в изменении структуры и текстуры материала при "мягком" (плотность потока энергии плазмы *Q*=28 Дж/см<sup>2</sup>) и "жестком" (*Q*=50 Дж/см<sup>2</sup>) режимах обработки. Если при "мягкой" обработке по всей

29

толщине стенки трубы (0.7 мм) происходит существенное изменение исходной текстуры, то при "жесткой" обработке эти изменения происходят на глубине до 60 мкм. То есть, с увеличением плотности потока энергии плазмы эффект дальнодействия уменьшается.



Структурные изменения при "жесткой" обработке проявляются за счет искажения кристаллической решетки полем напряжений, вызванного послойной неоднородностью объемных изменений  $\alpha \to \beta \to \alpha$  фазовых превращений (в слое толщиной до 40 мкм) Тогда "мягкой" обработке, изменения как при вызваны преимущественно распространением ударных волн, возникающих при взаимодействии плазмы с поверхностью материала. На рис. 1а показана зависимость изменения межплоскостного расстояния (d<sub>(21, 3)</sub>) по толщине образца. В приповерхностных слоях d<sub>(21, 3)</sub> (толщиной до 30-40 мкм) существенно меньше исходного значения из-за возникающих больших растягивающих макронапряжений (рис. 1б).

При "мягкой" плазменной обработке на поверхности возникают окружные растягивающие макронапряжения рис. 16, тогда как при "жесткой" обработке пик макронапряжений находится на некоторой глубине (около 20 мкм) от поверхности. Это связано с релаксацией напряжений на поверхности за счет большего разогреве и большей зоны плавления.

Характер распределения макронапряжений по глубине для обоих сплавов идентичен, но для сплава [Zr-1%Nb-1%Sn] спад напряжений до значения отожженного образца происходит медленнее, что может быть связанно с различием значений физических свойств исследуемых сплавов.

Проведенный стабилизирующий отжиг (580 °C / 24 часа) восстанавливает субструктурные характеристики и снимает макронапряжения, но текстурные изменения после отжига сохраняются. Помимо этого при отжиге в подповерхностном слое образуется повышенное содержание β-Zr фазы, что свидетельствует о перераспределении атомов Nb при плазменном облучении.

#### Литература

- 1. Рентгеновское изучение структурных изменений в объеме деформированных металлов под воздействием ионного облучения / Евстюхин А. И., Перлович Ю. А., Писарев А. А. и др. Известия АН СССР. Металлы. 1984, №4. С.139-144.
- 2. Рентгенографическое исследование структурных изменений в молибдене, облученном ионами гелия. Калин Б. А., Перлович Ю. А., Фесенко В. А., Якушин В. Л. и др. Поверхность. Физика, химия, механика. 1984. №3. С.140-147.

## Влияние ионного облучения на динамику развития микротрещины в никеле и алюминии в условиях растяжения

<u>А. Ю. Дроздов</u>, М. А. Баранов, В. Я. Баянкин Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

На примере монокристаллов никеля и алюминия методом молекулярной динамики проведен анализ развития микротрещины в условиях облучения и одноосного растяжения. Целью работы являлось исследование динамики распространения трещины при растяжении до и после ионного облучения ионами инертных газов и выяснение роли особенностей потенциалов межатомного взаимодействия.

Компьютерный эксперимент проводился с использованием программы, основанной на применении метода молекулярной динамики. Система многочастичных уравнений Ньютона решалась численными методами. Отвод энергии от системы осуществляется введением вязких сил. Для описания взаимодействия между атомами использовались потенциалы взаимодействия, рассчитанные парного на основе модельного Хейне-Абаренкова-Анималу с функцией экранировки Шоу. псевдопотенциала Начальная конфигурация атомов кристаллита представляла собой трехмерную пленку толщиной 20 атомных слоев. Выбор граничных условий и модель микротрещины подробно описаны в работе[1].

В области устья трещины моделировалось облучение ионами аргона с энергией 20 кэВ. За время  $8000 \div 10000\tau$  термодинамические параметры системы – температура Т и потенциальная энергия U стабилизировались около определенного фиксированного значения. После достижения кристаллитом стабильного на исследуемых временах состояния производилось одноосное растяжение вдоль направления [010]. Относительная деформация составляла  $\varepsilon = 5$ , 10, 15 и 20 %.

Выявлено, что в необлученных образцах характер распространения микротрещины, как в никеле, так и в алюминии вязкий. Исходная микротрещина расположена в плоскости (010). При растяжении на 15 % в никеле трещина начинает распространяться в плоскости (111), которая является плоскостью легкого скольжения для ГЦК кристаллов. Анализ функции радиального распределения атомов показывает, что после ионного облучения кристаллит сохраняет ГЦК решетку, фазовых переходов не наблюдается. В алюминии трещина залечивается практически полностью, а в никеле частично, что приводит к увеличению прочности кристаллита, наблюдаемой для облученных образцов.

Проведено сравнение распространения трещины в металлах с различным типом решетки (ОЦК, ГЦК, ГПУ) при одноосном растяжении на атомном уровне. Выявлено влияние типа кристаллической решетки и особенностей потенциалов межатомного взаимодействия на эволюцию микротрещины при одноосном растяжении.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 02-02-16670).

#### Литература

 М. А. Баранов, А. Ю. Дроздов, В. Г. Чудинов, В. Я. Баянкин. Атомные механизмы развития микротрещины в чистых ГЦК- и ОЦК-металлах и с примесью водорода // ЖТФ. 2000. Т.70, вып. 4, с. 46-51.

## Влияние атомного разупорядочения на электронные состояния систем с тяжелыми фермионами

<u>А. Е. Карькин</u>\*, А. С. Кривощеков\*, Ю. Н. Акшенцев\*, и Б. Н. Гощицкий\* \*Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург 620219, Россия (karkin@uraltc.ru)

В системах с тяжелыми фермионами низкотемпературное когерентное состояние, формируемое облаками спиновой поляризации вокруг *f*-атомов, приводит к квадратичной зависимости электросопротивления  $\rho(T) = \rho_0 + AT^2$  с коэффициентом *A*, соответствующему электрон-электронному рассеянию квазичастиц с большой массой. Чтобы понять роль атомного порядка в формировании ТФ

состояний. мы исследовали индуцированного влияние нейтронным облучением разупорядочения на  $\rho(T)$ И коэффициент Холла  $R_{H}(T)$  соединений типа CeT<sub>2</sub>X<sub>2</sub> (T = Ni, Cu, Pd; X = Si, Ge). Облучение приводит к значительным изменениям  $\rho(T)$  и  $R_H(T)$  при низких T, тогда как высокотемпературные изменения намного слабее Температурные зависимости  $\rho(T)$  и  $R_H(T)$  в соединении CeCu<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> (верхний рисунок) демонстрируют сложную зонную структуру с электронными и дырочными носителями заряда, имеющими качественно различные *T*-зависимости  $\rho(T)$ . Если в исходном образце (светлые точки) в низко-Т области преобладает электронный вклад тяжелых носителей, то в области высоких Т доминируют легкие дырки и электроны. В облученном образце (темные точки) вклад ТФ канала исчезает, так что в  $\rho(T)$  и  $R_H(T)$  проявляются логарифмические зависимости, соответствующие магнитному (типа Кондо) рассеянию.



Качественно похожее поведение транспорта наблюдается в CeNi<sub>2</sub>Ge<sub>2</sub> (нижний рисунок, кривая *1* – исходный образец, *2* –

облученный, 3-6 - отожженные при температурах 100-400 °C), но с другим соотношением

частичных вкладов тяжелых и легких носителей в электронный транспорт. Отметим, что в соединениях CeCu<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> и CeNi<sub>2</sub>Ge<sub>2</sub>, обнаруживающих не Ферми жидкостное (НФЖ) поведение, которое приводит к появлению линейных при низких *T* зависимостей  $\rho(T)$  и  $R_H(T)$ , при разупорядочении нет перехода в состояние Ферми жидкости, также как в ТФ соединениях CeCu<sub>2</sub>Ge<sub>2</sub>, CePd<sub>2</sub>Ge<sub>2</sub> и CePd<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> не наблюдается ожидаемого перехода к НФЖ поведению. Для всех исследованных здесь соединений атомное разупорядочение приводит к подавлению проявляющихся при низких температурах электронных состояний, которое соответствует уменьшению концентрации тяжелых носителей.

Работа поддержана Программой фундаментальных исследований ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры вещества и фундаментальных свойств материи" (Проект № 14 УрО РАН/ договор№26/04), Программой "Нейтронные исследования конденсированных сред" (Государственный контракт № 40.012.1.1.1150), Проектом РФФИ № 04-02-1653 и Грантом Президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ № НШ-639.2003.2.

## Образование и эволюция радиационных кластеров в ГЦК-металлах при низкотемпературном нейтронном облучении до малых повреждающих доз

<u>А. В. Козлов</u>, Е. Н. Щербаков, О. И. Асипцов, Л. А. Скрябин, И. А. Портных ФГУП «ИРМ», г. Заречный а/я 29, Свердловская область 624250, Россия (AlexTIM@uraltc.ru)

Проведены исследования ряда ГЦК-металлов: чистых Ni и Pt и сталей ЭИ-844 (в аустенизированном состоянии) и ЧС-68 (в состоянии х.д.=20 %), облученных в реакторе при температуре ~ 310 К до флюенсов быстрых нейтронов (с E > 0,1 МэВ) от ~7 $\cdot 10^{21}$  до  $2 \cdot 10^{22}$  м<sup>-2</sup>. Получены результаты прецизионных измерений размерных изменений образцов при нагреве, на части образцов выполнены электронно-микроскопические исследования.

С использованием аппарата статистической термодинамики развита количественная модель описания процесса образования и эволюции радиационных кластеров при низкотемпературном нейтронном облучении. В рамках этой модели получены зависимости концентрации кластеров и среднего числа содержащихся в них вакансий от времени, а также от скорости радиационных повреждений. Показано, что при рекомбинации диффундирующих в кластер междоузлий концентрация вакансий в кластере уменьшается, практически, без изменения его размера.

Уравнения модели использованы для расчета накопления вакансий в сталях ЭИ-844 и ЧС-68 при нейтронном облучении, а также размерных изменений облученных образцов при отжиге. Сопоставление результатов рассчитанных изменений размеров с данными экспериментальных измерений образцов из сталей ЭИ-844 и ЧС-68 показывает их удовлетворительное соответствие.

#### Влияние потока фотонов на свойства фольги Ni-Cu

<u>А. А. Колотов</u>, Ф. З. Гильмутдинов, В. Я. Баянкин Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия (less@fti.udm.ru)

В последнее время, в литературе активно обсуждаются вопросы, связанные с влиянием различных полей на структурное состояние материалов. В данной работе исследуются изменения металлической фольги при облучении светом.

В качестве объектов исследования использовались прокатанные фольги 40%Ni-60%Cu толщиной 30 мкм. Облучение образцов производилось галогенными лампами мощностью 100 Вт и 200 Вт на воздухе при фиксированном расстоянии от лампы до образца R = 70 мм. Для увеличения теплоотвода, исследуемый образец закреплялся на массивной металлической пластине. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 (нагрузка на индентор 20 г) Распределение компонентов по глубине поверхностных слоев, до и после облучения, исследовалось методами вторичной ионной масс-спектрометрии с использованием распыления поверхности ионами аргона с энергией 4,5 кэВ при плотности тока 20 мкA/см<sup>2</sup> (расчетная скорость распыления составляла 3 нм/мин), рентгено-электронной спектроскопии. Дополнительные исследования структурного состояния проводились методом рентгеноструктурного анализа.

Результаты проведенных экспериментов показывают изменение структурного состояния и химического состава облучаемых фольг. В результате облучения при используемых мощностях ламп происходит изменение значений микротвердости как на облученной, так и на обратной сторонах образцов. Однако следует отметить, что существуют пороговые значения доз облучения. Облучение дозами, превышающими пороговые, не приводит к фиксируемым изменениям. Для выявления роли структурного состояния на проявление "фотонного эффекта дальнодействия" исследовались фольги, отожженные при 850 °C в вакуумной печи в течение 30 минут. Как показали измерения микротвердости отожженных образцов, эффект, в данном случае, не наблюдается. Облучение поверхности светом, приводит к перераспределению элементов в поверхностных слоя.

Таким образом, основываясь на полученных экспериментальных данных, можно предположить, что "эффект дальнодействия" при фотонном облучении обусловлен исходной неравновесностью структуры фольги.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 02-02-16670)

### Исследования взаимосвязи кристаллической структуры и физических свойств соединения с тяжелыми фермионами CeCu<sub>6</sub> с помощью метода радиационного разупорядочения

<u>А. С. Кривощеков,</u> А. Е. Карькин, И. Ф. Бергер\*, В. И. Воронин, Б. Н. Гощицкий Институт Физики металлов, Екатеринбург, Россия (Nimravus@uraltc.ru) \*Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

В системах с тяжелыми фермионами (ТФ) с упорядоченно расположенными атомами f-элемента (решетка Кондо) при низких температурах T образуется Ферми-жидкостное (ФЖ) состояние, соответствующее когерентному движению носителей заряда аномально большой массы. Чтобы изучить роль упорядоченного расположения атомов в решетке Кондо в формировании ФЖ состояния, мы исследовали методом нейтронной дифракции



кристаллическую структуру и гальваномагнитные свойства облученного быстрыми нейтронами соединения CeCu<sub>6</sub> с большой эффективной массой электронов.

Согласно данным нейтронной дифракции CeCu<sub>6</sub> имеет гексагональную структуру, описываемую в пространственной группе Pnma (кривая 1 на верхнем рис.). После облучения быстрыми нейтронами тип структуры сохраняется (кривая 2), но происходит рост объема элементарной ячейки на 0.3 %, при этом также возрастает фактор Дебая-Валлера на 45 %. Числа заполнения для атомов Се и Си не меняются с точностью до 0,01.



Гальваномагнитные свойства после облучения претерпевают более значительные изменения, в частности, атомное разупорядочение приводит к практически полному подавлению ТФ состояния. В рамках многозонной модели это соответствует сильному (на 2 порядка) уменьшению концентрации ТФ, тогда как изменения зонных параметров легких носителей малы. Приведенные на рисунке 2 температурные зависимости  $\rho(T)$  и постоянной Холла  $R_H(T)$  для CeCu<sub>6</sub> показывают, что в облученном образце (кривая 2) присутствуют только легкие носители, испытывающие сильное магнитное рассеяние (эффект Кондо). Исходное

состояние (кривая 1) отличается присутствием дополнительного канала проводимости, соответствующего ТФ. Таким образом, в соединениях данного класса кристаллический порядок и, соответственно, порядок в решетке Кондо играют ключевую роль в формировании ФЖ состояния.

Работа поддержана Программой фундаментальных исследований ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры вещества и фундаментальных свойств материи" (Проект № 14 УрО РАН/ договор №26/04), Программой «Нейтронные исследования конденсированных сред» (Государственный контракт № 40.012.1.1.1150), Проектом РФФИ № 04-02-1653 и Грантом Президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ № НШ-639.2003.2.

### Моделирование мартенситных превращений в сплавах в присутствии структурных неоднородностей

<u>А. Р. Кузнецов</u>\*, С. Abromeit\*\*, Ю. Н. Горностырев\* \*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (A\_Kuznetsov@imp.uran.ru) \*\*Hahn-Meitner-Institute Berlin, Germany

Гомогенное зарождение в реальных (дефектных) материалах обычно считается маловероятным, и ключевая роль в зарождении новой фазы отводится структурным неоднородностям решетки. В последнее время в связи с ростом мощности компьютеров появилась возможность изучать кинетику мартенситных переходов в рамках микроскопического подхода – методом молекулярной динамики (МД). В настоящей работе предложено микроскопическое описание кинетики мартенситных переходов ОЦК-ГПУ и ОЦК-ГЦК в Zr и системе Fe-Ni в присутствии таких типичных дефектов как вакансии, дислокации и границы зерен (ГЗ), а также перехода B2-L1<sub>0</sub> при облучении NiAl быстрыми ионами с образованием треков.

Представляемые результаты МД моделирования кинетики прямого и обратного превращения, позволяют сделать общие заключения о роли несовершенств кристаллической решетки в инициировании полиморфного превращения. Во-первых, наличие дефектов (в том числе и треков быстрых частиц) существенно облегчает начало превращения в плотноупакованную фазу. содействуя развитию решеточной неустойчивости (исключение составляют вакансии, присутствие которых разрушает когерентность фононных мод). Однако роль дислокаций и ГЗ при этом существенно различается. В случае дислокаций, создаваемые ими деформации стимулируют локально развитие решеточной неустойчивости. В результате, превращение начинается в выделенных, примыкающих к дислокациям областях, а "вторичные" зародыши появляются как результат релаксации упругих напряжений от "первичных" зародышей. Равновесные ГЗ не создают упругих напряжений. В этом случае сдвиговая неустойчивость реализуется по другому сценарию, а именно – путем интенсивного, коррелированного испускания частичных дислокаций из ГЗ, приводящего к перестройке

приграничной области в плотноупакованную фазу. В случае мартенситного ГЦК $\rightarrow$ ОЦК превращения сдвиговая неустойчивость в системе отсутствует, поэтому обсуждаемые выше механизмы влияния дефектов не реализуются. Наши результаты свидетельствуют о том, что присутствие дислокаций или близких к специальным ГЗ не способно стимулировать данное превращение. Зарождение ОЦК-фазы оказалось возможным на ГЗ общего типа, которые характеризуются достаточно большим свободным объемом. Это согласуется с существующими представлениями о том, что в кинетике  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения в Fe и его сплавах определяющую роль играют флуктуации объема.

## Изучение зон стрэгглинга в молибдене, облученном альфа-частицами и протонами

<u>О. П. Максимкин</u>, А. В. Яровчук, Л. Г. Турубарова Институт ядерной физики НЯЦ, Алматы, Казахстан (maksimkin@inp.kz)

Одним из распространенных способов получения информации об изменении структуры и свойств металлических материалов, подвергнутых высокодозному облучению, является целенаправленное создание имплантированных гелием или водородом слоев, формирующихся в результате полного торможения облучающих альфачастиц или протонов. При этом в зависимости от энергии частиц зоны стрэгглинга образуются на различной глубине облучаемого образца. Используемый в настоящее время метод экспериментального выявления имплантированных слоев заключается в высокотемпературном отжиге материала, который не только вносит искажения в строение зон полного торможения частиц, изменяет положение их границ, но и трансформирует структуру в целом.

В работе приведены результаты обнаружения местоположения и определения ширины зон стрэгглинга в металлическом молибдене с использованием нового метода химического травления. Облучение технически чистого молибдена проводили на изохронном ускорителе У-150 при температуре < 100 °С протонами и альфа-частицами с энергией от 7 до 50 МэВ. Представлены примеры выполнения идентификации типа облучающих частиц по различной способности к окрашиванию поверхности образца при действии химического Приведены данные об особенностях раствора. рекристаллизационных процессов, протекающих в зонах стрэгглинга. Изучены изменения микротвердости и характеристик прочности и пластичности молибдена в зонах полного торможения частиц и вне их. Химическое выявление зон стрэгглинга позволяет с повышенной точностью определять местоположение имплантированных слоев внутри образца и оценивать величину поглощенной энергии падающего потока частиц. Показана практическая важность и перспективность оптического наблюдения зон стрэгглинга на макро- и микроструктурном уровне, открывающего перспективу проведения комплексных исследований структурно-фазовых изменений, механических свойств облученных материалов, а также их коррозионной стойкости.

37

### A Comparison of the Tensile Behaviour of Post-irradiation and *In situ* tested Iron

#### Pierre Marmy

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

Some components of fusion reactors will experience during service simultaneous plastic deformation and bombardment with high energy neutrons, specially in the region of the first wall. Traditionally, reactor materials are tested in the absence of stresses, after a static irradiation, in which an irradiation substructure consisting of point defects, dislocation loops and irradiation-induced phases has been formed. In contrary, if plastic deformation occurs during irradiation, the formation of the irradiation substructure is fundamentally different because of two main reasons. First the mobile dislocations are absorbing the point defects and strongly reduce their clustering and second the irradiation is taking place into a *deformation*induced microstructure, sometimes far different from the as-received structure. Under these conditions, the material response to a specific solicitation is completely different. This situation has been recognised early at CRPP-PSI where an *in situ* device placed into a 590-MeV proton beam line, has been in use since 1993 [1]. The device has been mainly operated to study the low cycle fatigue of first wall candidate materials [2,3]. In this work, the effect of the *in situ* deformation on the tensile properties of pure iron will be reported. The specimen is tubular and can be loaded in compression. Due to the lack of beam time, a single complex experiment has been designed, in which different tension or compression sub-experiments were conducted near room temperature. In a first phase, the specimen has been pulled at a crosshead displacement rate of 200 µm/hr to avoid static irradiation during the elastic part of the curve. The specimen was then deformed in compression at 15  $\mu$ m/hr and the flow stress was measured under beam. Two experiments were then conducted to measure the static hardening under positive and compressive stresses. Finally the specimen was pulled at crosshead displacement rates of 10, 5 and 25 µm/hr to measure the influence of the strain rate. The specimen was then pulled to rupture at 15  $\mu$ m/hr. The dose at rupture was around 0.1 dpa. Tensile tests with the same deformation history were conducted for unirradiated and statically irradiated iron.

The differences will be explained and the possible consequences of the irradiation under plastic deformation will be discussed.

#### References

- 1. Marmy P., Journal of Nuclear Materials 212-215(1994)594-598
- 2. Marmy P., Oliver B. M., Journal of Nuclear Materials 318 (2003)132-142
- 3. Marmy P., Journal of Nuclear Materials 329-333(2004)188-192

### Квадратичная температурная зависимость магнитосопротивления совершенных и облученных монокристаллов вольфрама и молибдена

<u>В. В. Марченков</u>\*, В. Е. Архипов\*, А. Л. Суворов\*\*, В. Л. Арбузов\*, С. Е. Данилов\*, Х. В. Вебер\*\*\*

\*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (march@imp.uran.ru)
 \*\*ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики, Москва, Россия
 \*\*\*Атоминститут австрийских университетов, Вена, Австрия

В интервале температур 2-50 К и в магнитных полях до 15 Тл измерено поперечное магнитосопротивление совершенных монокристаллов вольфрама и молибдена с отношением сопротивлений RRR до 75 000, а также образцов, облученных ионами криптона (E = 305 MэB), протонами (E = 20 MэB) и электронами (E = 5 MэB). Показано, что взаимодействие электронов проводимости с поверхностью необлученных образцов приводит к дополнительному вкладу в магнитосопротивление р<sub>xx</sub>, пропорциональному квадрату температуры. Введение радиационных дефектов в кристаллы при облучении приводит к тому, что квадратичный по температуре вклад в магнитосопротивление существенно увеличивается и при низких температурах  $\rho_{xx} \sim T^2$ . Продемонстрировано, что наблюдаемая квадратичная зависимость сопротивления р<sub>xx</sub> обусловлена двумя механизмами рассеяния носителей заряда: интерференционным «электрон-фононповерхность» и взаимодействием электронов проводимости с радиационноиндуцированными дефектами.

Работа частично поддержана Российским фондом фундаментальных исследований, проект № 02-02-16431 и Фондом содействия отечественной науке.

#### Временная эволюция микроструктуры в материалах, находящихся под облучением

В. В. Слезов<sup>1</sup>, А. В. Субботин<sup>2</sup>, <u>О. А. Осмаев<sup>3.1</sup></u>
<sup>1</sup>Институт теоретической физики им. акад. А. И. Ахиезера, ННЦ "Харьковский физико-технический институт", ул. Академическая 1, г. Харьков 61108, Украина (oleg\_osmayev@kipt.kharkov.ua)
<sup>2</sup>ФГУП Научно-исследовательский и конструкторский институт энерготехники им. Н. А. Доллежаля, Главпочтамт, а/я 788, г. Москва 101000, Россия
<sup>3</sup>Украинская Государственная Академия Железнодорожного Транспорта, пл. Фейербаха 7, г. Харьков 61050, Украина

Как известно, в облучаемых материалах (металлах, сплавах), происходит эволюция их микроструктуры. Эта микроструктура определяется возникновением пористости и развитием дислокационной подсистемы материала. Интенсивность развития микроструктуры определяется видом облучения и его характеристиками. Эти характеристики определяют интенсивность рождения вакансий и межузельных атомов – пар Френкеля, и газовых пор(рассматриваются те виды облучения материала, которые приводят к появлению в материале пар Френкеля).

Заметим, что развитие микроструктуры материала приводит к его распуханию. Физической причиной этого явления, в рассматриваемых условиях, является различие в стоках межузельных атомов и вакансий на дислокациях, которое определяется различием в энергиях взаимодействия точечных дефектов - вакансий V и межузельных атомов *i* с упругим полем дислокаций.

Рассмотрены потоки точечных дефектов на поры и дислокации, которые и определяют скорости их развития. При нахождении этих потоков, в условиях генерации точечных дефектов, исходными уравнениями являются нестационарные диффузионные уравнения с источниками точечных дефектов (в объеме материала) и стоками. Стоками, в рассматриваемой системе, являются поверхности макродефектов. А аннигиляция (рекомбинация) точечных дефектов в объеме является незначительной и ей, как правило, можно пренебречь [1].

Получена замкнутая система уравнений, описывающая эволюцию во времени микроструктуры материала, находящегося под облучением. Найдены выражения для скорости распухания (распухание материала удобнее изучать по его пористости). Показано, что при постоянном источнике точечных дефектов (число пар Френкеля на узел решетки), распухание линейно по времени. Получено выражение для скорости распухания в случае, более реального, импульсного режима источника.

#### Литература:

1. В. В. Слёзов, ФТТ **31**, 8, 20, (1989).

### Структурный переход в манганите La<sub>0.85</sub>Sr<sub>0.15</sub>MnO<sub>3</sub> индуцированный нейтронным облучением

В. Д. Пархоменко<sup>\*</sup>, С. Ф. Дубинин<sup>\*</sup>, В. Е. Архипов<sup>\*</sup>, Ю. А. Дорофеев<sup>\*</sup>, Я. М. Муковский<sup>\*\*</sup>, С. Г. Теплоухов<sup>\*</sup> \*Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (parkhomenko@uraltc.ru) \*\*Московский Институт Стали и Сплавов, Москва, Россия

Методом порошковой дифракции рентгеновских лучей исследовалось при комнатной температуре структурное состояние манганита  $La_{0.85}Sr_{0.15}MnO_3$ , подвергнутого воздействию быстрых нейтронов ( $F = 8 \times 10^{18} \text{ cm}^{-2}$ ,  $T_{irr} = 340$  K). Обнаружено, что каскадообразующее нейтронное облучение индуцирует в манганите структурный переход из орторомбической в псевдокубическую фазу. Приведены аргументы в пользу того, что изменение структуры является эффектом локального разупорядочения манганита быстрыми нейтронами.

Работа выполнена при финансовой поддержке МПНиТ РФ, контракт № 40.012.1.1.1150; Программы ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры веществ и фундаментальных свойств материи"; Гранта президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ №НШ-639.2003.2; Проектов РФФИ №02-02-16425 и №04-02-16053.

## Зарядовое упорядочение в радиационно-модифицированном манганите La<sub>0.85</sub>Sr<sub>0.15</sub>MnO<sub>3</sub>

<u>В. Д. Пархоменко</u>\*, С. Ф. Дубинин\*, В. Е. Архипов\*, С. Г. Теплоухов\*, Я. М. Муковский\*\* \*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (parkhomenko@uraltc.ru) \*\* Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия

Методами дифракций рентгеновских лучей и тепловых нейтронов исследовалось зарядовое упорядочение в манганите La<sub>0.85</sub>Sr<sub>0.15</sub>MnO<sub>3</sub>, облученном быстрыми нейтронами ( $F \cong 10^{19}$  cm<sup>-2</sup>,  $T_{irr} = 340$  K). Обнаружено, что сверхструктура зарядового упорядочения в облученном манганите отвечает системе волновых векторов:  $q_1 = (0, 0.8, 0)2\pi/b$ ;  $q_2 = (0.5, 0, 0.5)$  в единицах  $2\pi/a$  и  $2\pi/c$ . Приведены аргументы, что изменение поляронного упорядочения (по отношению к исходному порядку) обусловлено изменением структурного и магнитного состояний манганита после воздействия быстрых нейтронов.

Работа выполнена при финансовой поддержке МПНиТ РФ, контракт № 40.012.1.1.1150; Программы ОФН РАН "Нейтронные исследования структуры веществ и фундаментальных свойств материи"; Гранта президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ №НШ-639.2003.2; Проектов РФФИ №02-02-16425 и №04-02-16053.

## Образование пор и выделений вторых фаз в стали 06X16H15M2Г2TФР при высокодозном нейтронном облучении и их эволюция при отжиге

<u>И. А. Портных</u>, А. В. Козлов, Е. Н. Щербаков, О. И. Асипцов ФГУП «ИРМ», г. Заречный а/я 29, Свердловская область 624250, Россия (portnykh@uraltc.ru)

Исследовано влияние высокодозного нейтронного облучения на изменение структуры аустенитной стали 06Х16Н15М2ГТФР. Методами электронной микроскопии и дилатометрии изучены образцы, облученные при температурах 400, 500 и 600 °С до повреждающих доз 49, 86, 48 сна, соответственно. Установлено, что при нейтронном облучении при этих условиях происходит образование вторых фаз, в том числе радиационно-индуцированной G-фазы, а также образование и рост радиационных пор, приводящих к распуханию материала.

Характеристики радиационных пор, объемная доля и размер частиц выделений вторых фаз и размерные изменения образцов существенно зависят от температуры нейтронного облучения. Так максимальное распухание наблюдается при 500 °C и составляет около 7,8 %. При 400 и 600 °C величина его на порядок меньше. Значительная часть пор образуется на выделениях G-фазы. Размер и объемная доля G-фазы растут с увеличением температуры. При температуре 400 °C выделения G-фазы имеют средний размер ~10 нм, а при 600 °C он достигает значений ~100 нм. При этом объемная доля выделений изменяется с ~1 % до ~5 %. Дилатометрические измерения показывают, что линейный размер облученных образцов при нагревании выше ~550 °C растет медленнее, чем у

исходных образцов. Различия в изменении размеров при нагревании связаны с растворением пор и выделений. Доминирующий вклад в необратимое изменение размеров (усадку) при отжиге образцов, облученных при 400 и 500 °C вносит растворение пор, а образцов, облученных при 600 °C, - растворение выделений.

Отжиг при 700 °C в течение 2 часов приводит к диссоциации мелких пор, сопровождающейся ростом крупных. Выделения вторых фаз при отжиге частично растворяются, объемная доля их уменьшается.

## Изменение физико-химического состояния атомов олова в оксидных пленках циркониевых сплавов под действием нейтронного облучения

<u>В. П. Филиппов</u>\*, А. Б. Батеев\*, Р. Н. Пугачев\*, Ю. А. Шиканова\*, А. В. Никулина\*\*, В. Ф. Коньков\*\*, Г. П. Кобылянский\*\*\*

\*Московский инженерно-физический институт (государственный университет), Москва, Россия (filippov@d108.mephi.ru)

\*\*Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А. А. Бочвара, Москва, Россия

\*\*\*Научно-исследовательский институт атомных реакторов, Димитровград, Россия

Методом мессбауэровской спектроскопии исследовались оксидные пленки циркониевых сплавов (Zr-0.76%Fe-1.6%Sn-0.95%Nb и Zr-0.76%Fe-1.6%Sn.), окисленных в автоклавных условиях и в условиях реакторного облучения. Коррозионные испытания в реакторе проводились в течение 37, 80 и 112 эффективных суток (флюенс  $3 \cdot 10^{20}$  н/см<sup>2</sup>, E > 0,5 МэВ), а в лабораторных условиях в течение 40, 80 и 120 суток в идентичном режиме (350 °C, 16.8 МПа).

Кинетические кривые коррозии для автоклавных условий отличаются от кинетических кривых, полученных для коррозии в реакторных условиях. Эти отличия связаны с тем, что скорость коррозии в реакторных условиях намного выше. При одинаковой длительности коррозионных испытаний толщина оксидной пленки, выращенной в реакторных условиях выше, чем в случае автоклавных испытаний. Толщины оксидных пленок в зависимости от состава сплава отличаются в 2-3 раза.

Обработка мессбауэровских спектров показала, что в оксидных пленках исследуемых сплавов олово находится в форме соединений SnO и SnO<sub>2</sub>, в виде твердого раствора ионов Sn<sup>4+</sup> в ZrO<sub>2</sub>, а также в виде металлической фазы –  $\beta$ -Sn. Возможность образования  $\beta$ -Sn в оксидных пленках показана в работе [1].

Определены концентрации атомов олова во всех состояниях и фазах. Сравнение кинетических кривых коррозии и результатов мессбауэровских исследований позволяет констатировать, что введение ниобия наибольшее влияние оказывает на коррозионное поведение сплавов в процессе реакторного облучения, и менее вне реакторных испытаний. Выявлено, что повышение коррозионной стойкости некоторых образцов сплавов связана с присутствием в оксидной пленке пластифицирующей фазы β-Sn.

#### Литература

 Pêcheur D. Filippov V.P. Bateev A. B. Ivanov Ju. Ju., Mössbauer Investigations of the Chemical States of Tin and Iron Atoms in Zirconium Alloy Oxide Film Zirconium in the Nuclear Industry: Thirteenth International Symposium. ASTM STP 1423, Gerry D. Moan ad Peter Ruling, Eds., ASTM International, West Conshohocken, PA 2002, pp. 135-153.

#### Радиационные эффекты в манганитах со структурой перовскита

<u>Ю. Г. Чукалкин</u>, А. Е. Теплых, Б. Н. Гощицкий Институт физики металлов УрО РАН, 620219 Екатеринбург, Россия (chukalkin@uraltc.ru)

Методами дифракции нейтронов, рентгеновских и магнитных измерений исследованы поликристаллические образцы системы La<sub>1-x</sub>Ba<sub>x</sub>MnO<sub>3</sub> ( $0 \le x \le 0.2$ ) до и после облучения различными флюенсами быстрых ( $En \ge 1$  МэВ) нейтронов ( $0 \div 3 \times 10^{20}$  см<sup>-2</sup>). Установлено, что центральную роль в формировании структурного и магнитного состояний облученных образцов играют так называемые «антиузельные» дефекты, т.е. взаимное разупорядочение «лантановой» и «марганцевой» подрешеток. Радиационное разупорядочение значительных некоррелированных смещений близлежащих ионов. При больших концентрациях «антиузельных» дефектов этот процесс приводит к радиационной аморфизации; при относительно небольших концентрациях ( $\sim 5 \div 10$ ) % сохраняется кристаллическая структура, однако ее симметрия выше исходной. Так, например, мы наблюдали при облучении относительно небольшими флюенсами следующие структурные превращения: ромбоэдрическая  $\rightarrow$  кубическая (x = 0.175, 0.2), орторомбическая O'  $\rightarrow$  орторомбическая O\* (x = 0) фазы.

Известно [1], что магнитное состояние манганитов со смешанной валентностью формируется в результате ферро- и антиферромагнитных взаимодействий, носящих конкурирующий характер: косвенного обмена  $Mn^{3+}$ -O- $Mn^{3+}$  (который может быть как отрицательным, так и положительным, в зависимости от того, какие именно орбитали катионов и анионов перекрываются) и кинетического ферромагнитного обмена  $Mn^{4+}$ -O- $Mn^{3+}$ , обусловленного делокализацией электрона (дырки). Образование «антиузельных» дефектов вызывает возникновение случайного локального потенциала, который оказывает существенное влияние на свойства зарядовых носителей и, в конечном итоге, приводит к частичной или полной локализации носителей. С другой стороны, повышение симметрии облученных кристаллов модифицирует схему косвенного обмена. Например, разрушается JT-мода, ответственная за формирование антиферромагнетизма А-типа в диэлектрике LaMnO<sub>3</sub>. Совокупность этих факторов и приводит к наблюдаемым трансформациям магнитоупорядоченных состояний при облучении: антиферромагнетик  $\rightarrow$  ферро- (ферри-) магнетик (x = 0), ферромагнетик  $\rightarrow$  спиновое стекло в легированных манганитах.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке МПНиТ РФ, контракт № 40.012.1.1.1150; Гранта президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ № НШ-639.2003.2; Проекта РФФИ № 04-02-16053-а.

#### Литература

1. Coey J. M. D., Viret M., von Molnar S. Adv. Phys.. V. 48, 167 (1999)

### Инициированный облучением гамма-альфа переход в облучённых высокими дозами аустенитных нержавеющих сталях и некоторые его последствия при деформации

<u>В. К. Шамардин,</u> В. С. Неустроев, З. Е. Островский, Ю. Д. Гончаренко ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР», г. Димитровград, Ульяновской области, Россия (shamardin@niiar.ru)

Представлены результаты исследований механических свойств и структуры двух метастабильных аустенитных нержавеющих сталей, облучённых до высоких доз. Облучение стали 08X18H10T проводилось в активной зоне высокопоточного реактора СМ со смешанным нейтронным спектром при температуре 70-120 °C в среде реакторного теплоносителя - дистиллированной воды. Максимальный флюенс быстрых нейтронов по результатам измерений нейтронных мониторов составил величину  $5,3 \times 10^{26}$  нм<sup>-2</sup> (E > 0,1 МэВ). Образцы стали 09X15H10C3Б облучались в реакторе БОР-60 при температурах ~320, 340, 380 °C до флюенсов  $0,3 \times 10^{26}$ ,  $1,8 \times 10^{26}$  и  $1,3 \times 10^{26}$  нм<sup>-2</sup>, соответственно.

Из анализа диаграмм растяжения, рентгеноструктурных и электронномикроскопических данных получены свидетельства радиационноиндуцированного формирования мартенсита в аустенитной матрице и повышение температуры мартенситного превращения в облучённой стали. Обсуждается связь между микроструктурой и радиационным упрочнением, а также содержанием в сталях кремния, радиус атома которого выше, чем у основных компонентов стали никеля, хрома и железа.

### Влияние градиента температуры на распределение пор в облучаемых поликристаллах

В. В. Слезов<sup>1</sup>, О. А. Осмаев<sup>2</sup>, <u>Р. В. Шаповалов<sup>1</sup></u> <sup>1</sup>Институт теоретической физики, ННЦ «Харьковский физико-технический институт», Украина, 61108, г. Харьков, ул. Академическая 1 (oleg\_osmayev@kipt.kharkov.ua) <sup>2</sup>Украинская Государственная Академия Железнодорожного Транспорта, Украина, 61050, г. Харьков, пл. Фейербаха 7

Известно, что в облучаемом поликристалле возникают дополнительные точечные и макроскопические дефекты: вакансии, междоузельные атомы, поры, дислокации. Эти дефекты существенно влияют на важнейшие свойства поликристалла: прочность, электропроводность и т.д.

В работе [1] рассматривалось диффузионно-дислокационное течение неограниченного изотропного вещества под влиянием облучения с учетом рождения атомов газа и в отсутствие градиента температуры. Были получены скорости распухания образца и пластического течения в различных случаях.

В настоящей работе рассматривается движение ансамбля пор в ограниченном в направлении градиента температуры изотропном материале с источниками междоузельных атомов, вакансий и атомов газа. Были рассмотрены различные механизмы движения пор под действием градиента температуры и высказано предположение о том, что в практически важных случаях поры двигаются за счет диффузии атомов матрицы по поверхности поры.

Поскольку полная система уравнений, описывающих движение пор очень сложна, рассматривалось два предельных случая: «большие» и «малые» поры. Случай «больших» пор – характерное время изменения размеров поры много больше времени наполнения поры газом. В случае «малых» пор, естественно, наоборот. В обоих случаях найдены: функция распределения пор в пространстве размеров, зависимость размера поры, количества газа в поре и в материале от пространственной координаты. Получены критерии, ограничивающие мощность источников газа и критическое давление идеального газа в поре до начала пластической деформации образца.

#### Литература

1. В. В. Слёзов, УФЖ, 13, №9, 1968.

## Влияние на состояние атомов железа и олова, а также на радиационный рост модельных образцов циркониевых сплавов состава и вида обработки

<u>Ю. А. Шиканова\*,</u> В. П. Филиппов\*, В. И. Петров\*, А. Е. Новоселов\*\*, Г. П. Кобылянский\*\* \*Московский инженерно-физический институт (государственный университет), Москва, Россия (filippov@d108.mephi.ru)

\*\*Научно-исследовательский институт атомных реакторов, Димитровград, Россия

Были исследованы образцы модельных циркониевых сплавов в системах Zr-Nb-Sn-Fe и Zr-Sn-Fe-Ni, содержащие атомы железа и олова, обогащенные изотопами <sup>119</sup>Sn и <sup>57</sup>Fe. Состав сплавов близок к промышленным сплавам типа Э635 и Zry-2. Сплавы готовились в лабораторных условиях, затем были прокатаны в пластины толщиной 0,8 мм для изучения их радиационного роста и фольги толщиной ≤150 мкм для мессбауэровских исследований состояния атомов железа и олова. Использованы три варианта термомеханической обработки: рекристаллизационный отжиг, закалка и холодная деформация (до 20 и 50 %).

Для получения мессбауэровских спектров были использованы резонансный и сцинтиляционный детекторы.

Анализ параметров полученных спектров позволил практически во всех исследованных образцах обнаружить пять состояний железа. Обнаружены следующие

фазы и соединения железа: Zr<sub>3</sub>Fe, Zr<sub>2</sub>Fe, (Zr<sub>1-x</sub>Nb<sub>x</sub>)<sub>2</sub>Fe, два соединения отвечающие параметрам (Zr<sub>x</sub>Nb<sub>1-x</sub>)Fe<sub>2</sub> и твердый раствор атомов Fe в  $\alpha$ -Zr. Относительные содержания этих фаз в образцах зависят от исходного состояния образца. Отжиг, как правило, увеличивает содержание соединения (Zr<sub>x</sub>Nb<sub>1-x</sub>)Fe<sub>2</sub> и в небольших пределах соединений Zr<sub>3</sub>Fe, Zr<sub>2</sub>Fe. Это увеличение идет за счет уменьшения содержания фазы (Zr<sub>x</sub>Nb<sub>1-x</sub>)Fe<sub>2</sub>. Также было обнаружено, что олово в исследованных образцах сплавов находится в твердом растворе  $\alpha$ -Zr.

Радиационные испытания модельных плоских образцов проводились в реакторе БОР-60 при температуре ~320 °C до флюенсов быстрых (E > 1 МэВ) нейтронов (2,2- 11)  $10^{25}$  м<sup>-2</sup>. После облучения определяли прирост длины пластинчатых образцов. У образцов сплавов системы Zr-Nb-Sn-Fe в рекристаллизованном и холоднодеформированном состоянии зависимость деформации радиационного роста слабее, чем для системы Zr-Sn-Fe-Ni, а величина деформация радиационного роста после облучения до максимального флюенса нейтронов значительно ниже. Деформация радиационного роста закаленных образцов этих сплавов меньше, чем у рекристаллизованных и холоднодеформированных.



# III. Поведение имплантированных и трансмутированных газовых примесей в облученных металлах и сплавах

## Механизмы развития газовой пористости в ОЦК и ГЦК материалах при послерадиационных отжигах и высокотемпературном внедрении гелия

<u>С. Ю. Бинюкова</u>, И. И. Чернов, Б. А. Калин, Мьо Хтет Вин Московский инженерно-физический институт (государственный университет), (binu@phm.mephi.ru)

Накопление и/или внедрение существенных концентраций гелия оказывает неблагоприятное влияние на радиационную повреждаемость конструкционных материалов ядерных и термоядерных реакторов. В связи с этим поведению гелия и формированию газовой пористости в различных материалах уделялось большое внимание.

Для изучения закономерностей формирования и механизмов роста пузырьков обычно используют эксперименты двух видов:

- облучение непосредственно при высокой температуре;
- послерадиационный изохронный отжиг образцов, облученных при низкой температуре.

В случае непрерывного внедрения газа при высокой температуре можно получить информацию об особенностях формирования пузырьков, но точно определить дозу, при которой они зарождаются, сложно, так как пузырьки достигают размеров и плотности, необходимых для экспериментального обнаружения, уже при более высоких дозах. Во втором случае информация о первоначальном состоянии гелий-вакансионных кластеров незначительна, и нельзя делать определенных выводов о процессе зарождения пузырьков. Однако по кинетике роста пузырьков можно получить информацию о механизмах их роста, миграции или диссоциации газа из пузырьков. Эксперименты показали, что в отношении дефектообразования эти условия развития микроструктуры неэквивалентны. Отличия полученных результатов в этих двух типах экспериментов обусловлены различными механизмами развития газовой пористости при послерадиационных отжигах и высокотемпературном облучении ионами гелия.

При использовании послерадиационных отжигов образцов, облученных при низкой температуре, основную роль в развитии пористости играют различные гелийвакансионные комплексы, которые формируются при облучении, например комплексы типа  $\text{He}_m V_n$ ,  $V_n C_k$ ,  $I_n C_k$ ,  $\text{He}_m C_k V_n$  и  $\text{He}_m Me_k V_n$  (He, C, Me, I и V – атомы гелия, углерода, элемента замещения, собственный атом и вакансия, соответственно) в зависимости от материала, причем в чистых металлах образуются только простые комплексы типа  $\text{He}_m V_n$ . Комплексы имеют различную энергию связи и, соответственно, при послерадиационном нагреве термически менее стойкие комплексы распадаются, а на более стабильных комплексах формируются гелиевые пузырьки.

При высокотемпературном облучении роль гелий-вакансионных комплексов невелика, поскольку температура их распада зачастую ниже, чем температура облучения, кроме того, в условиях непрерывного поступления гелия на наиболее термически устойчивых из них начинают формироваться пузырьки на ранних стадиях облучения. Таким образом, регулирующими процессами развития пористости при высокотемпературном облучении являются диффузионные.

Кроме того, в обоих типах экспериментов существенное влияние на закономерности развития гелиевой пористости в ОЦК и ГЦК материалах оказывают различная энергетика точечных дефектов, неоднозначное влияние легирующих элементов на коэффициенты самодиффузии матрицы, а также исходное структурнофазовое состояние материалов.

В работе приведены экспериментальные данные по развитию газовой пористости в ОЦК и ГЦК материалах после облучения ионами гелия с энергией 40 кэВ до дозы 5×10<sup>20</sup> ион/м<sup>2</sup>:

- при температуре 650 и 750 °С;
- при комнатной температуре и послерадиационного отжига при 650 и 750 °C.

В работе исследованы модельные сплавы Ni-X, где X – элемент замещения, сплавов Ni-C и Fe-C, а также конструкционные ОЦК и ГЦК материалы.

В экспериментах по послерадиационному отжигу этих материалов показана роль гелий-вакансионных комплексов в формировании пористости, а также то, что более высокая энергия связи гелий-вакансионных комплексов в ОЦК материалах (различные ферритные и ферритно-мартенситные стали, Fe и сплавы Fe-C), чем в ГЦК материалах (разные аустенитные стали и сплавы, Ni, сплавы Ni-C и Ni-X), сдерживает формирование газовой пористости: в ГЦК материалах распад комплексов He<sub>m</sub>V<sub>n</sub> до 650 °C приводит к формированию крупной пористости и высокому газовому распуханию, а в ОЦК решетке гелий остается связанным в комплексах.

На примере тех же материалов показано, что при высокотемпературном облучении ионами гелия при тех же температурах в ОЦК материалах, наоборот, развиваются более крупные пузырьки, чем в ГЦК материалах. Быстрому росту пузырьков в ферритных материалах и их большему распуханию по сравнению с ГЦК материалами способствует более высокая подвижность атомов гелия и вакансий в ОЦК металлах. Кроме того, ускоренный рост пузырьков в ОЦК материалах возможен и вследствие их коалесценции, поскольку меньшая, чем в ГЦК материалах, энергия активации самодиффузии в ОЦК материалах способствует большей скорости миграции пузырьков.

#### Особенности взаимодействия тяжелых изотопов водорода со сталями аустенитного класса

<u>Ю. Н. Долинский</u>, Ю. Н. Зуев, И. А. Лясота, И. В. Сапрыкин Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский Научно-исследовательский Институт Технической Физики им. акад. Е. И. Забабахина, г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Методом водородопроницаемости исследовано проникновение дейтерия и трития через стали аустенитного класса SS316L, 12X18H10T и X16H15M3T1. Исследования проводились на установке РФЯЦ-ВНИИТФ, обеспечивающей измерение и запись диффузионных потоков изотопов водорода (ИВ) в зависимости от времени при фиксированных значениях температуры образца и давления газа.

В результате обработки кинетических кривых потока ИВ были определены температурные зависимости проницаемости сталей и, используя метод Дайнеса [1], эффективные значения коэффициентов диффузии в интервале 570-1100К.

Для исследованных сталей отмечена линейная зависимость логарифма коэффициентов проницаемости от обратной температуры при незначительном различии в их величинах.

Построение кинетических кривых в функциональном масштабе (метод линеаризации [2,3]) установило, что проникновение тяжелых изотопов водорода через образец стали SS316L при давлениях 1200-40000 Па и температурах 650-1000 К описывается первым и вторым уравнениями Фика с граничными условиями первого рода. Используя равенство коэффициента проницаемости произведению коэффициентов диффузии и растворимости, была определена растворимость дейтерия и трития в стали SS316L.

Для сталей 12Х18Н10Т и Х16Н15М3Т1 характер зависимости логарифмов эффективных значений коэффициентов диффузии ИВ ( $D_{3\phi\phi}$ ) от обратной температуры (1/T) носит нелинейный характер, а форма кинетических зависимостей потока не описывается уравнениями Фика. Обнаруженные нелинейности зависимости  $lg(D_3\phi\phi)=f(1/T)$  и кинетических кривых в функциональном масштабе скорее всего обусловлены наличием в структуре сталей 12Х18Н10Т и Х16Н15М3Т1 титансодержащих фаз, являющихся ловушками водорода и влияющими на кинетику проникновения ИВ через эти стали.

#### Литература

- 1. Daynes H. The process of diffusion through a rubber membrane. Proc. Roy. Soc., 1920, v. 97A, NA-685, p. 286-307
- 2. Швыряев А. А., Бекман И. Н., Вестник МГУ, Сер. 2. Химия. 1981. Т. 22, № 5, с. 517
- 3. Бекман И. Н., Швыряев А. А., Вестник МГУ, Сер. 2. Химия. 1981. Т. 22, № 5, с. 467-471

### Влияние условий облучения на удержание газообразных продуктов ядерных реакций в конструкционных материалах

<u>А. Г. Залужный</u>, А. Л. Суворов Институт теоретической и экспериментальной физики, 117259 Москва, Россия (zaluzhnyi@vitep5.itep.ru)

Известно, что под действием облучения материалы изменяют свои физические и механические свойства. Основными факторами, ограничивающими ресурс материалов, являются радиационное распухание, высокотемпературное и низкотемпературное радиационное охрупчивание, радиационная ползучесть и др. Большую роль в протекании этих нежелательных явлений играют газообразные продукты ядерных реакций, в том числе гелий.

Так как непосредственное облучение исследуемых материалов в реакторе требует значительного времени и материальных затрат, то для имитации накопления гелия в настоящее время используют различные экспрессные методы: облучение ионами гелия различных энергий, облучение высокоэнергетическими электронами и γ - квантами, насыщение из плазмы и др. Естественно возникает вопрос, насколько та или иная методика годится для адекватного моделирования реакторного облучения.

В данной работе предпринята попытка качественно сравнить кинетику десорбции гелия при линейном нагреве образцов, насыщенных разными способами (облучение на циклотроне и магнитной масс-сепарационной установке, реакторах ИРТ-2000 и БОР-60, а также насыщение гелием методом «тритиевого трюка»), а также оценивается роль дислокаций на удержание гелия в материалах.

Результаты исследования влияния условий введения атомов гелия в решетку материала на кинетику газовыделения показали, что в отношении поведения гелия в конструкционных материалах имитационные эксперименты. обеспечиваюшие одновременное введение в решетку материала гелия и радиационных дефектов (в широких диапазонах концентрации гелия и радиационной повреждаемости) достаточно адекватно воспроизводят реакторное облучение. По всей вероятности, это обусловлено стабилизацией определенных конфигураций радиационных дефектов атомами гелия. В случае введения гелия бездефектными способами в каждом случае необходимо учитывать особенности его удержания и подвижности. Игнорирование этих особенностей может привести к некорректной трактовке полученных результатов. Тот факт, что выделение гелия при нагреве облученных образцов начинается лишь при температурах, превышающих температуры облучения, может быть использован для определения температуры облучения.

Исследование кинетики выделения гелия из образцов стали 0X16H15M3Б как после их предварительной деформации, так и в процессе деформации показали, что в процессе нагрева атомы гелия могут мигрировать по трубкам дислокаций, оказывая существенное влияние на выход гелия и его перераспределение в объеме материала. Энергия активации диффузии атомов гелия по трубкам дислокации для аустенитной стали 0X16H15M3Б около 0,7 эВ. Движущиеся дислокации могут способствовать выносу гелия на поверхность материала, границы зерен, межфазные границы.

52

### Исследование влияния реакторного излучения на процессы газовыделения изотопов водорода из ванадия

<u>Т. В. Кульсартов\*</u>, В. П. Шестаков\*, Е. А. Кенжин\*\* \*Научно-исследовательский институт экспериментальной и теоретической физики, Алматы, Казахстан (kulsartov@physics.kz) \*\* Институт Атомной Энергии НЯЦ РК, Семипалатинск-21, Казахстан

Сплавы на основе ванадия являются наиболее перспективными материалами для литиевого бланкета-размножителя будущих реакторов синтеза. Это объясняется хорошим сочетанием физико-механических и радиационных свойств ванадиевых сплавов. В условиях работы термоядерных реакторов важной проблемой является поведение сплавов ванадия по отношению к изотопам водорода в присутствии нейтронного и гамма излучения. В данной работе представлены результаты первого этапа экспериментов в рамках работ по исследованию влияния реакторного излучения на параметры газовыделения и характеристики фазовых превращений гидрида ванадия при различных уровнях реакторного излучения

Предварительное насыщение образцов ванадия проводилось из газовой фазы. Все эксперименты проводились методом ТДС. Облучение проводилось на реакторе ИВГ1.М НЯЦ РК. Были проведены исследования для различных уровней реакторного излучения, которые зафиксировали влияние реакторного излучения на процессы газовыделения водорода из ванадия.

## Предварительные результаты по выделению трития из литиевой керамики Li<sub>2</sub>TiO<sub>3</sub> в процессе долговременного реакторного облучения

Т. В. Кульсартов\*, И. Л. Тажибаева\*, В. П. Шестаков\*, <u>М. А. Макуков</u>\*, С. Е. Афанасьев\*, Х. Кавамура\*\*

\*Научно-исследовательский институт экспериментальной и теоретической физики, Алматы, Казахстан (makukov@physics.kz, mccook@mail.ru)

\*\* Blanket Irradiation and Analysis Laboratory at JAERI, Orai-machi, Japan

Литий-содержащие керамики, как, например, Li<sub>2</sub>O, Li<sub>2</sub>TiO<sub>3</sub>, Li<sub>2</sub>ZrO<sub>3</sub> и Li<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub> считаются перспективными материалами для размножения трития в бланкетах ТЯЭУ. Керамика Li<sub>2</sub>TiO<sub>3</sub> привлекла внимание многих исследователей из-за легкого восстановления сгенерированного в ней трития при низких температурах, химической устойчивости, и т.п.

В данной работе представлено описание части работы по исследованию литиевой керамики  $Li_2TiO_3$  (95 % обогащением по <sup>6</sup>Li). Общая цель долговременного реакторного облучения литиевой керамики  $Li_2TiO_3$  была следующей: достижение выгорания по изотопу <sup>6</sup>Li ~ 20 %. Также в процессе эксперимента ставилась задача регистрации *in situ* выделяющегося трития для различных температур керамики.

Здесь приведены предварительные результаты работы по исследованию выхода нарабатываемого трития из керамики Li<sub>2</sub>TiO<sub>3</sub> при длительном облучении.

#### Радиационно-индуцированная сегрегация дейтерия в двухфазной стали X16H9M3

<u>Г. А. Распопова</u><sup>\*</sup>, В. Л. Арбузов<sup>\*</sup>, В. В. Сагарадзе<sup>\*</sup>, Н. Л. Печеркина<sup>\*</sup>, К. В. Шальнов<sup>\*</sup>, Ю. Н. Зуев<sup>\*\*</sup> <sup>\*</sup> Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (raspopova@uran.ru) <sup>\*\*</sup>Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики, Снежинск, Челябинской области, Россия

Имплантация водорода в металлические материалы сопровождается, как правило, образованием в них областей более или менее устойчивой сегрегации имплантанта (РИС водорода). При высокой подвижности атомов водорода устойчивость РИС обусловлена характеристиками взаимодействия водорода со структурными ловушками, которыми являются дефекты кристаллической решетки. Ранее показано, что в аустенитных сталях эффективными ловушками для водорода являются вакансионные кластеры, межфазные границы и большеугловые границы зерен.

Выделить вклад каждого типа ловушек в суммарное накопление водорода в облученных областях сталей оказывается достаточно трудно, так как в них помимо исходных ловушек под облучением возникают новые радиационно-индуцированные и (или) модифицируются исходные. Поэтому, изучение поведения имплантированного дейтерия в двухфазной стали, структуру и соотношение фаз в которой можно варьировать термообработкой, представляет особый интерес.

Объектом изучения РИС водорода выбрана двухфазная аустенито-мартенситная сталь X16H9M3 с различным соотношением фаз. Для этой стали известно, что РИС дейтерия в ней нестабильна по типу рассасывания, в отличие от аустенитной стали (где сегрегация нарастает после снятия облучения) и от ОЦК сплава Fe-Cr (где сегрегация стабильна).

Методом ядерных реакций исследовано влияние структурного состояния стали X16H9M3 на РИС дейтерия. Аттестацию микроструктуры стали проводили с помощью просвечивающей электронной, сканирующей электронной и туннельной методик.

Показано, что накопление имплантированного дейтерия в облученных ионами образцах стали зависит от соотношения мартенсита и аустенита в изучаемой стали, протяженности и структура межфазных границ. Установлено, что под облучением в стали имеют место структурно-фазовые превращения, увеличивающие захват имплантанта и усиливающие сегрегацию. Проанализированы возможные механизмы влияния элементов структуры на захват имплантированного дейтерия и предложена модель РИС дейтерия в изучаемой стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Проект 04-02-16053).

### Особенности термодесорбции гелия и водорода из ОЦК и ГЦК материалов

<u>И. И. Чернов</u>, С. Ю. Бинюкова, Б. А. Калин, Тан Све Московский инженерно-физический институт (государственный университет), (chernov@phm.mephi.ru)

В конструкционных материалах ядерных и, особенно, термоядерных реакторов (ТЯР) накапливаются значительные концентрации трансмутационных и внедренных (в ТЯР) гелия и водорода, которые оказывают отрицательное влияние на их радиационную стойкость и могут являться причиной катастрофического ухудшения свойств и сокращения срока службы конструктивных элементов реакторов. В этой связи представляет интерес изучение поведения гелия и водорода в материалах разных кристаллических систем (ОЦК и ГЦК).

В работе методом термодесорбционной спектрометрии (ТДС) изучены особенности газовыделения из ОЦК (модельные Fe и Fe+≤0,4мас.%C, сталь типа X13) и ГЦК (модельные Ni и Ni+≤0,1мас.%C, сталь типа X16H15) материалов, имплантированных  $D_2^+$  с энергией E = 15 кэВ при 100 К и 290 К до флюенса  $\Phi = 5 \cdot 10^{22}$  м<sup>-2</sup>; He<sup>+</sup> с E = 40 кэВ при 290-900 К до  $\Phi = 5 \cdot 10^{20}$  м<sup>-2</sup> и последовательно H<sup>+</sup> с E = 25 кэВ при 290 К до  $\Phi = 5 \cdot 10^{20}$  м<sup>-2</sup>.

Установлено, что в присутствии углерода количество захваченного водорода увеличивается по сравнению с чистыми металлами. При малых флюенсах  $D_2^+$  (<  $10^{21}$  м<sup>-2</sup>) коэффициенты ре-эмиссии  $\beta$  из чистых металлов и сплавов с углеродом отличаются значительно:  $\beta$  из сплавов Fe-C и Ni-C на 20 %, а из сталей на 30 % меньше, чем из чистых металлов. Для модельных материалов при высоких флюенсах (>  $10^{21}$  м<sup>-2</sup>)  $\beta$  близок к единице для обоих видов материалов и не зависит от содержания углерода  $N_{\rm C}$ . В сталях  $\beta$  значительно меньше, чем в модельных сплавах, и выходит на насыщение лишь при больших флюенсах – порядка  $10^{22}$  м<sup>-2</sup>.

Особенностями спектров ТДС водорода являются: при облучении при 100 К наличие растворенного углерода сдвигает пики ТДС в область более высоких температур, причем количество захваченных частиц почти не изменяется в зависимости от N<sub>C</sub>; при облучении при 280 К количество захваченного водорода в сплавах с углеродом существенно возрастает, причем максимальное количество газа захватывается в конструкционных сталях; в ГЦК материалах при 280 К влияние углерода на положение пиков ТДС незначительно, спектры простые, в то время как в ОЦК сплавах наблюдаются спектры пиков, ТДС co множеством причем при высоких флюенсах появляются высокотемпературные пики газовыделения. В Ni добавление углерода увеличивает энергию активации газовыделения E<sup>a</sup> от 0,45 до 0,55 эВ, а в Fe - почти на нее не влияет  $(E^{a} \approx 0.68 \text{ эB})$ , но уменьшается предэкспоненциальный фактор, о чем можно судить по сдвигу зависимости  $ln(\alpha T_m^{-2})$  от  $(1/T_m)$  при неизменном угле наклона прямой ( $\alpha$  – скорость равномерного нагрева).

Водород, имея очень высокую подвижность в металлах, может быть захвачен лишь на дефектах кристаллической решетки, каковыми могут являться примесные атомы, сильно

искажающие решетку, границы раздела различных включений и частиц вторичных выделений с матрицей и т.д. То, что влияние углерода на захват и выделение водорода в сплавах существенно лишь при небольших флюенсах и почти отсутствует при высоких флюенсах, свидетельствует о насыщаемости ловушек при больших концентрациях внедряемого водорода. Кроме того, то, что в сплавах Ni и Fe с углеродом, облученных при низкой температуре (100 K), с увеличением  $N_{\rm C}$  пики ТДС смещаются в высокотемпературную область, а при облучении при 280 K увеличивается лишь интенсивность пиков газовыделения при неизменном положении температуры пика, дает основание утверждать, что атомы углерода как ловушки для водорода активны при низких температурах. Наряду с этим, возрастание  $E^{a}$  в сплаве Ni-C свидетельствует о том, что в Ni атомы углерода являются более сильными ловушками для внедренного водорода, чем в Fe, так как энергия активации газовыделения не изменяется при введении в Fe углерода, хотя по абсолютной величине она выше (~0,7 эB), чем  $E^{a}$  из сплавов Ni-C (0,45-0,55 эB).

Отличие сплавов Fe-C от Ni-C заключается в том, что в первых при  $N_{\rm C} > 0,01$  % присутствуют частицы второй фазы (цементита F<sub>3</sub>C). При нагреве облученных образцов дейтерий выходит как в окружающую среду через внешнюю поверхность образцов, так и на границы второй фазы, откуда он начинает выделяться при превышении некоторого критического давления (обратное растворение в матрице и диффузия к поверхности), для чего требуются более высокие температуры. Эти факторы, по-видимому, являются как причиной сдвига температуры газовыделения в сплавах Fe-C в область более высоких температур при высокой концентрации углерода, так и образования более сложных спектров ТДС.

Как и при внедрении водорода, при облучении ионами Не<sup>+</sup> ТДС спектры из ОЦК материалов сложнее, чем из образцов с ГЦК решеткой, причем с увеличением температурный интервал газовыделения температуры облучения уширяется. Установлено, что при дозе облучения 5×10<sup>20</sup> м<sup>-2</sup> в основном пике ТДС газовыделение происходит ростом, миграцией, коалесценцией в ходе миграции и выходом пузырьков на поверхность с образованием на ней характерной «дырчатой» (pin-hole) структуры. В отличие от аустенитной стали с одним интенсивным пиком ТДС при температуре около 1380 К, в ферритно-мартенситной стали наблюдаются два мощных пика в спектре ТДС при температурах около 1180 и 1300 К. Температура 1180 К совпадает с температурой а  $\rightarrow \gamma$  превращения стали X13 при нагреве. Поэтому можно предположить, что облегченная миграция пузырьков в ОЦК решетке приводит к частичному выходу их на поверхность до этой температуры, а при более высокой температуре затрудненная их миграция в ГЦК решетке вызывает выход пузырьков уже из аустенита при 1300 К.

## Теоретическое и экспериментальное исследование гидридов в циркониевых компонентах ядерных реакторов

<u>А. А. Шмаков</u>\*, R. L. Eadie\*\*, D. Yan\*\*

\* Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия (shmakov@phm.mephi.ru) \*\* University of Alberta, Edmonton, Canada

Замедленное гидридное растрескивание является одним из механизмов разрушения наводороженных сплавов циркония, ниобия, титана и ванадия. Механизм замедленного гидридного растрескивания предполагает диффузионное накопление водорода у концентратора растягивающих напряжений, образование гидридных пластин. ориентированных перпендикулярно приложенной нагрузке, их рост до критического размера и разрушение охрупченной гидридами области. Циклическое повторение указанных процессов приводит к постепенному разрушению изделия. Общим недостатком известных моделей замедленного гидридного растрескивания является пренебрежение зависимостью критических параметров гидридных выделений от Такое температуры и коэффициентов интенсивности напряжений. допущение ограничивает предсказательную силу моделей и снижает достоверность теоретических результатов.

В настоящей работе предложена модель, позволяющая прогнозировать критическую длину и толщину гидридных пластин при замедленном гидридном растрескивании в промышленных сплавах циркония [1], а также проведена экспериментальная верификация этой модели на примере реакторных труб из сплава Zr-2,5%Nb [2, 3]. Разработанная теоретическая модель основана на детальном анализе распределения растягивающих напряжений в области острой трещины нормального отрыва. Эксперименты проводили на фрагментах стандартных труб давления реакторов CANDU (Canadian Deuterium Uranium) при 150 °C и коэффициентах интенсивности напряжений от 5,9 до 20 МПа√м. При этом наблюдали «тоннельный» эффект, связанный с неоднородностью напряженного состояния по толщине трубчатых образцов. В поверхностных слоях образца возникало плоское напряженное состояние, а в объеме – более жесткое состояние плоской деформации. Поэтому образование и разрушение гидридов внутри образца происходило интенсивнее, чем у поверхности. Показано, что полученные экспериментальные результаты хорошо согласуются с теоретическими.

#### Литература

- 1. Шмаков А. А., Атомная энергия. 2004, в печати.
- 2. Yan D., Eadie R. L., Intern. J. Pressure Vessels & Piping. 77, 167 (2000).
- 3. Yan D., Eadie R. L., J. Mater. Science. 35, 5667 (2000).



# IV. Радиационно-ускоренные и радиационностимулированные явления
### Особенности структурно-фазовых превращений в материалах при облучении

<u>С. Н. Вотинов</u>, В. П. Колотушкин ФГУП ВНИИНМ им. акад. А. А. Бочвара, Москва, Россия (kami@bochvar.ru)

В докладе на примере сплавов никель-хром, нержавеющих сталей аустенитного и феррито-мартенситного классов и ванадиевых сплавов показано, что эффекты реакторного (нейтронного) облучения – упрочнение, охрупчивание, распухание - напрямую связаны с процессами распада неравновесного твердого раствора, каковым являются все промышленные стали и сплавы, т.е. с метастабильностью структурно-фазового состояния.

Показано, что именно неравновесный, метастабильный характер исходной структуры определяет степень изменения свойств материала. Это положение хорошо иллюстрируется результатами исследования сплавов никеля с хромом различного состава. После закалки и старения мы обнаруживаем в структуре сплавов с разным содержанием хрома:

- а) квазипериодичность в расположении доменов при дальнем упорядочении сплавов с ~33 мас.% Сг;
- б) переходную стадию от квазипериодичности к модулированной структуре в сплаве с содержанием хрома ~39 мас.% Сг;
- в) модулированную структуру (твидовый контраст) в сплавах с 39-41 мас.% Сг;
- г) прерывистость распада в сплавах с содержанием >41 мас.% Сг.

Перечисленные структурно-фазовые особенности, обусловленные разным содержанием хрома в сплавах никеля, приводят в процессе нейтронного облучения при температуре ≥350 °C к различному развитию структуры радиационных дефектов. В сплавах с неравновесной метастабильной модулированной структурой (твидовый контраст, БУ) развивается «стабильная» радиационная структура, т.е. структура, в которой образуются ловушки точечных дефектов. В результате подвижность точечных дефектов уменьшается и повышается степень их рекомбинации, что обеспечивает высокий уровень механических свойств и отсутствие пор.

Одним из важнейших факторов, контролирующих последствия радиационного повреждения в сталях и сплавах, в частности, временной интервал инкубационного периода при радиационном распухании, является стабильность (или лучше сказать нестабильность) структурно-фазового состояния при нейтронном облучении. Процессы выделения метастабильных фаз, ближнего упорядочения, расслоения твердого раствора

мы можем организовать как с помощью легирования, в том числе примесными элементами-модификаторами (типа В), так и термообработками.

Сделан вывод, что использование материала в температурных областях, когда в материале происходят структурно-фазовые превращения типа ближнего упорядочения, расслоения, образования зон Гинье-Престона и т.п., наличие пор не наблюдается. В температурной области, когда образуется с течением времени в конце концов стабильная структура, мы наблюдаем пористость и деградацию свойств.

# Дозовая и температурная зависимость радиационно-стимулированного расслоения инварных сплавов Fe-36,5%Ni и Fe-36,5%Ni-0.1%P

<u>С. Е. Данилов</u>, В. Л. Арбузов, В. А. Павлов Институт Физики Металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (danilov@imp.uran.ru)

Сплавы системы Fe-Ni являются основой большого класса сталей и сплавов широко использующихся в промышленности и в ядерной энергетике. При термических обработках в них могут происходить структурно-фазовые превращения (СФП): расслоение, упорядочение и др. Облучение ускоряет эти процессы и позволяет добиться состояний, недостижимых при термических обработках. Изучение процессов генерации, миграции и отжига точечных дефектов помогает выяснять закономерности СФП, которые зависят также и от легирования фосфором (подавляющим радиационное распухание). Остаточное электросопротивление является удобной мерой СФП и позволяет выявлять детали и особенности этих процессов.

Для исследований использовался сплав Fe-36.5%Ni (H36), закаленный от 1373 К. Сплав Fe-36.5%Ni-0,1%P (H36P) получали легированием сплава H36 фосфором из газовой фазы. Облучения электронами с энергией 5 МэВ до 5.10<sup>18</sup> см<sup>-2</sup> на линейном ускорителе, а также изохронные отжиги проводили в атмосфере чистого гелия.

При облучении сплавов в диапазоне 270-573 К наблюдается расслоение твердого раствора с максимумом в районе 420 К. Такая зависимость температурная зависимость объясняется тем, что при низких температурах расслоение слабее из-за рекомбинации на вакансионных кластерах, образующихся при облучении, а при высоких температурах (573 К) ослабление связано с уменьшением степени равновесного расслоения. В сплаве H36P, при облучении, атомы фосфора взаимодействуют с вакансиями и стимулируют образование вакансионных кластеров, что приводит к большему, чем в сплаве H36 накоплению этих комплексов.

При изохронном отжиге облученных сплавов расслоение продолжается в районе 400-500 К, что обусловлено диссоциацией вакансионных кластеров и появлением свободно мигрирующих вакансий. Исследование дозовой зависимости показывает, что это дополнительное расслоение уменьшается с увеличением дозы облучения. Расслоение зависит от концентрации мигрирующих вакансий, и от диффузионной длины их миграции. Проведен анализ влияния фосфора на механизмы СФП.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 04-02-16053 и проект № 04-02-96089).

### Метастабильность структуры и радиационная стойкость никель-хромовых сплавов

<u>В. П. Колотушкин</u>, С. Н. Вотинов

ФГУП ВНИИНМ им. акад. А.А. Бочвара, г. Москва, Россия (kami@bochvar.ru)

Сопоставление результатов исследования электросопротивления (рис. 1) и структуры (рис. 2) сплавов с разным содержанием Сг после выдержек при температурах  $\leq$ 450 °C показало, что в процессе отпуска в сплавах состава, соответствующего фазе Ni<sub>2</sub>Cr, происходило гомогенное образование упорядоченной фазы (рис. 2, *a*), сопровождающееся значительным снижением электросопротивления.



Рис. 1. Влияние содержания хрома на удельное сопротивление сплавов Ni-Cr после старения при температуре 450 °C

По мере удаления состава от стехиометрического интенсивность выделения частиц Ni<sub>2</sub>Cr уменьшалась.

В сплавах с 39-41 мас.% Сг развивалась (рис. 2,  $\delta$ ) структура ближнего порядка (БП). Снижение электросопротивления таких сплавов происходило лишь после длительного старения. Увеличение содержания Сг более 41 % привело к образованию прерывистого распада (ПР) (рис. 2,  $\epsilon$ ) с выпадением пластин  $\alpha$ - фазы, т.е. расслоению твердого раствора. В объеме между пластинами  $\alpha$  - фазы формировались домены Ni<sub>2</sub>Cr.

Таким образом, в сплавах никеля с 32-39 % Сг образование фазы дальнего порядка (ДП) Ni<sub>2</sub>Cr происходило гомогенно, а при содержаниях 41-47 % Сг твердый раствор вначале расслаивался с образованием пластин α - фазы, затем выпадала упорядоченная

фаза. Формирование пластин начиналось от границ зерен. Сплав с ~41 мас.% Сг показал наибольшую стабильность структуры в процессе отпуска при 350-450 °C.

О тенденции сплавов к упорядочению или расслоению можно судить по знаку энергии упорядочения, которую необходимо учитывать по абсолютной величине. При отклонении содержания хрома в сплавах Ni-Cr от составов, соответствующих  $E_{ord} = 0$ , сплавы приобретают тенденцию к стабилизации структуры, т.е. упорядочению или расслоению.



Рис. 2. Структура сплавов системы Ni-Cr-Mo после старения 40 тыс. ч при 450 °C: a) ~32,0; б) ~41,0; в) ~44,0 мас. % Сr, соответственно

Изучение распада твердого раствора сплавов Ni-Cr при температурах 300 и 450 °C с помощью рентгеноструктурного анализа позволяет предположить, что плотность сплавов увеличивается при увеличении степени БП и уменьшается при уменьшении. Степень увеличения плотности материала увеличивается по мере удаления от состава с ~41 % Cr. Поскольку в сплавах с 39-41 % Cr при температуре 450 °C развивалась структура БП без признаков фазового распада, можно полагать, что в этих сплавах  $E_{ord}$  близка к нулю. В условиях открытой системы, например, под нейтронным облучением, степень ближнего порядка в его структуре может непрерывно меняться. Это обусловлено тем, что выделяющиеся фазы изменяют состав окружающей матрицы. При этом должны меняться степень БП и  $E_{ord}$  новой матрицы. С изменением степени ближнего порядка соответственно изменяются и физические характеристики.

Итак, под действием температуры и нейтронного облучения степень ближнего порядка и плотность сплава будут в разных участках матрицы непрерывно увеличиваться и уменьшаться. Можно ожидать, что такие изменения, создавая непрерывно возобновляемые стоки и ловушки вакансий и межузельных атомов, усилят степень их рекомбинации, что будет способствовать стабилизации свойств облучаемого сплава.

Резюмируя приведенные рассуждения, можно предложить концепцию поведения метастабильных сплавов при нейтронном реакторном облучении:

Устойчивые к нейтронному облучению сплавы имеют метастабильную структуру с энергией упорядочения, близкой к нулю. Эти сплавы имеют примерно одинаковую

склонность к расслоению или упорядочению, а при отклонении от составов с  $E_{ord}$  =0, получают склонность к упорядочению или расслоению. При нейтронном облучении в структуре сплава с  $E_{ord}$  ~0 возникает динамическое равновесие. Непрерывно возобновляемые стоки и ловушки вакансий и межузельных атомов усиливают степень их рекомбинации, что способствует стабилизации свойств сплавов под облучением.

# Влияние примесных элементов на радиационно-стимулированную диффузию в слабо легированных сталях

<u>К. В. Митюрев</u>, Е. А. Смирнов Московский инженерно-физический институт (smirnov@phm.mephi.ru)

В развитии представлений о кинетике радиационно-стимулированной диффузии (РСД) в сплавах в докладе анализируются экспериментальные данные и методы прогнозирования РСД в железе и его сплавах с учетом влияния примесей и легирующих элементов. Для оценки характеристик РСД в α-Fe в работе использован метод, предложенный ранее [1]. Рассчитанная с помощью этого метода температурная зависимость D<sub>PCД</sub> в α-Fe имеет вид:

$$D_{PCA} = (7,37^{+1,84}_{-0,67}) \cdot 10^{-13} \exp[-\frac{1,19 \pm 0,02 \cdot B}{k \cdot T}], \, \text{cm}^2/\text{c}$$

Оцененное значение энергии миграции вакансии составляет  $E_v^m = 0.55 \div 1.3$  эВ.

В рамках модели разбавленных растворов рассматриваются приближенные решения систем кинетических уравнений для РСД с учетом реакций образования и распадов неподвижных и мигрирующих комплексов вакансия – примесный атом. Полученные выражения анализируются для коэффициента ускорения РСД в присутствие ускоряющей примеси [2]. С использованием экспериментальных данных по влиянию Мо и Сг на термически - активируемую самодиффузию в  $\alpha$ -Fe [3] оценены значения энергии связи  $E^b$  пар вакансия – примесь, равные: –(0,76±0,13) и –(0,72±0,58) для Сг и Мо соответственно. Для различных концентраций примесей Сг и Мо получены численные оценки ускорения РСД и температурные зависимости коэффициентов РСД с учетом влияния примесей.

### Литература.

- 1. E. A. Smirnov, A. A. Shmakov. Defect and Diffusion Forum, 2001, v.194-199, p.1451.
- 2. Е. А. Смирнов, А. А. Шмаков. Тез. V Межд. Уральского Семинара "Радиационная физика металлов и сплавов", Снежинск, 2003, с. 63.
- 3. В. Million, Диффузия в сплавах железа. Брно, Ин-т Металлургии, 1981.

## Two types of decomposition under electron irradiation at 420 K in Fe-16Cr alloys

A. L. Nikolaev

Institute of Metal Physics, Ekaterinburg GSP-170, 620219 Russia (nikolaev@imp.uran.ru))

Concentration dependencies of ideal and residual resistivities were revealed in Fe-Cr system. Basing on these dependencies the analysis of available data on resistivities and decomposition parameters, obtained by neutron small angle scattering, was done. The interrelations between resistivities variations, on one hand, and fraction of  $\alpha'$  phase and chromium solid solution depletion, on another one, were found in Fe-Cr alloys. Obtained data on resistivity variations in Fe-16Cr alloy under electron irradiation at 295-420 K were analysed basing on found interrelations.

Two stages of decomposition were found in initially homogeneous alloy under electron irradiation in Fe-16Cr alloy at 420 K. First stage is characterised by reduction in residual resistivity. It is caused by increase in short-range order parameter due to  $\alpha'$  precipitate nucleation. The second one is seen as residual resistivity rise and characterised by growth of nucleated  $\alpha'$  particles. The continuous increase of chromium content in  $\alpha'$  precipitates is observed through both stages and under doses used is still below equilibrium values. It is likely that the observed process is radiation-induced spinodal decomposition. In equilibrium conditions Fe-16Cr alloy lies far from spinodal area (~30 at. %) in Fe-Cr system.

Another kinetics of decomposition is observed at 420 K if alloy has been preliminary irradiated at 295 K. This case is characterised by fast rise of residual resistivity due to fast rise of  $\alpha'$  precipitates and interpreted as radiation-enhanced decomposition. It is likely that  $\alpha'$  phase nucleus formed at defect clusters under 295 K irradiation and further irradiation at 420 K leads to growth of these nucleus.

# Изменение структуры в объеме сплава Pd<sub>40</sub>Cu<sub>60</sub> при облучении ионами меди и аргона

Л. С. Чемеринская<sup>1</sup>, Ф. Ф. Махинько<sup>1</sup>, Н. В. Гущина<sup>1</sup>, <u>В. В. Овчинников<sup>1</sup>,</u> И. Н. Сачков<sup>2</sup>, F. Eichhorn<sup>3</sup>, E. Wieser<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия (vladimir@iep.uran.ru) <sup>2</sup>Уральский государственный педагогический университет, Екатеринбург, Россия <sup>3</sup>Institute of Ion Beam Physics and Materials Research, Россендорф, Германия

В работе исследовалась устойчивость фазового состояния сплава Pd<sub>40</sub>Cu<sub>60</sub> под действием облучения ионами меди (Cu<sup>+</sup>) и аргона (Ar<sup>+</sup>). Данный сплав активно упорядочивается при отжиге в интервале температур 300-500 °C после предварительной деформации.

Сплав был получен сплавлением чистых компонентов: Pd (99,99) и Cu (99,99), гомогенизирован при 1000 °C и закален в воду. В результате прокатки были получены фольги толщиной 25 мкм.

Облучение проводилось на ускорителе IMSA-100 (Исследовательский Центр Россендорф, Германия) сканирующим пучком ионов Cu<sup>+</sup> (сечением 5 мм, частотой 10 Гц, площадь сканирования – 4×4 см<sup>2</sup>, энергия ионов E = 40 кэВ, плотность ионного тока в пучке j = 100 мкA/см<sup>2</sup>) дозами 10<sup>16</sup> ион/см<sup>2</sup> ( $\tau = 11$  мин) и 10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> ( $\tau = 106$  мин). Нагрев образцов не превышал 210 °C. Температура облучения выбиралась исходя из температурной зависимости электросопротивления (~ на 120 °C ниже термического фазового превращения А1→В2).

Для прямого сравнения характера влияния светового, что является фактически нагревом, и ионного облучения на состояние образцов сплава Pd<sub>40</sub>Cu<sub>60</sub> использовалась лампа накаливания. Температура нагрева образца составляла 210 °C, время облучения – 106 мин.

Фазовый состав образцов после ионного облучения (стационарная температура T = 206 °C) и пучком света (T = 210 °C) определялся с помощью рентгеноструктурного анализа в излучении меди с использованием монохроматора, причем съемка фольги производилась с двух сторон (облученной и необлученной).

При дозе облучения  $D = 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> образец становится двухфазным: кроме линий ГЦК фазы появляются линии упорядоченной В2 фазы, причем как с облученной, так и с необлученной стороны образца. При нагреве лампой и выдержке в вышеуказанном режиме наблюдается только одна фаза А1 (ГЦК). При дозе облучения пучком ионов  $D = 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> на рентгенограмме с обеих сторон фольги, присутствуют также только линии ГЦК фазы.

Переход A1→B2, инициируемый облучением, смещает температуру перехода приблизительно на 120°.

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

С. А. Стариков\*, А. Р. Кузнецов\*, В. В. Сагарадзе\*, И. А. Степанов\*\*, В. А. Печенкин\*\*, М. Giersig\*\*\* \*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (Starikov@imp.uran.ru) \*\*ГНЦ РФ Физико-энергетический институт, Обнинск, Россия \*\*Hahn-Meitner-Institute Berlin, Germany

Целью настоящей работы [1] является изучение процессов деформационноиндуцированной сегрегации Ni на границах зерен в сплаве Ni-Cr-Fe, которой объяснялось экспериментально наблюдаемое образование ферромагнитных кластеров при комнатной температуре в результате большой пластической деформации в стабильных аустенитных сталях X12H30 и X12H40, на основе численного решения диффузионных уравнений. Учтены потоки точечных дефектов, их рождение и поглощение на стоках, а также их взаимная рекомбинация. Исследуемый сплав моделируется как трехкомпонентный. Методом прямого разрешения кристаллической решетки исследована структура стали X12H30 после деформации, а также исследован его состав с целью проверки и уточнения теоретической модели.

Путем численного решения системы диффузионных уравнений для трехкомпонентного сплава Fe-Cr-Ni рассчитаны профили концентраций компонент сплава, возникающие при большой пластической деформации в зависимости от температуры и исходного состава сплава. Показано, что при сравнительно низких температурах T = 350-400 К возможно заметное обогащение приграничной зоны Ni и обеднение Fe и Cr. Получена зависимость усредненных значений концентраций компонент и ширины зоны обогащения на границах от температуры сплава и содержания никеля в нем. Использованная модель позволяет объяснить экспериментально наблюдаемое появление кластеров с повышенной температурой Кюри в данном сплаве после большой пластической деформации. Предсказано резкое увеличение эффекта сегрегации никеля на границы зерен при повышении температуры до 600-800 К. Методом прямого разрешения кристаллической решетки изучена структура зерен и их границ. Показано, что предполагаемая сегрегация на границах идет без образования зародышей новых фаз.

### Литература

1. Кузнецов А. Р., Стариков С. А., Сагарадзе В. В., Степанов И. А., Печенкин В. А., Giersig М., *ФММ* <u>98</u>, No.3 (2004).



V. Материалы для ядерной и термоядерной энергетики

# Взаимосвязь изменений микроструктуры и механических свойств стали типа X18H10T, облучённой при низких температурах в энергетических реакторах

<u>Е. В. Боев</u>, В. С. Неустроев, З. Е. Островский ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР», г. Димитровград, Ульяновской области, Россия, (egor\_b@sai-net.ru)

Несмотря на длительную эксплуатацию энергетических реакторов типа ВВЭР до сих пор не были получены данные по радиационной стойкости сталей типа X18H10T – материале внутрикорпусных устройств (выгородка, шахта и т.д.), облученных непосредственно в реакторах ВВЭР. В последние несколько лет в ГНЦ РФ НИИАР были проведены исследования направляющих каналов СУЗ ТВС из стали X18H10T, облучённых в реакторе ВВЭР-1000 Ровенской АЭС. Анализу этих результатов и новых, полученных при исследовании направляющих каналов из ТВС реактора ВВЭР-1000 Балаковскй АЭС и посвящена настоящая работа.

Образование таких радиационных дефектов как дислокационные петли, поры, радиационно-индуцированные выделения вторых фаз приводит к значительным изменениям физико-механических свойств материала. Учитывая уже известные данные о поведении сталей аустенитного класса после облучения [1-2], целью работы является изучение дозовых изменений микроструктуры и механических свойств стали 06X18H10T после облучения непосредственно в реакторе BBЭP-1000 и их взаимосвязи.

Были проведены электронно-микроскопические исследования параметров микроструктуры облучённой и необлучённой стали типа X18H10T. Построены зависимости от повреждающей дозы параметров микроструктуры (размер и концентрация дислокационных петель) облучённой стали типа X18H10T.

Из полученных дозных зависимостей механических свойств наблюдается резкое упрочнение материала с выходом на насыщения начиная с повреждающих доз  $\approx$ 5 смещений на атом (сна) на уровень  $\approx$  500 МПа для предела текучести и резкое снижение пластических характеристик до значений 1-3 %.

На основе известной формулы о связи параметров микроструктуры материала с приростом прочности найдена достаточно хорошая корреляция расчётных (модельных) значений упрочнения с экспериментальными.

#### Литература

 В. С. Неустроев, В. К. Шамардин, Г. А. Шиманский, Е. В. Боев, А. В. Захаров. Упрочнение аустенитной стали X18H10T, облучённой при температуре около 300 <sup>0</sup>С в реакторах BBЭР-1000., Труды XIV Международного совещания «Радиационная физика твёрдого тела» (Севастополь, 5-10 июля 2004 г), М., НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2004 г., с.329-334.  В. С. Неустроев, В. Г. Дворецкий, З. Е. Островский, В. К. Шамардин, Г. А. Шиманский. Исследования микроструктуры и механических свойств стали 08X18H10T после облучения в активной зоне реактора ВВЭР-1000. Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 3(83). 2003. с.73-78.

# Сравнительные исследования изменений структуры и механических свойств аустенитной стали 06Х16Н15М2Г2ТФР и феррито-мартенситной стали Х13М2БФР при высокодозном нейтронном облучении

<u>С. В. Брюшкова,</u> Е. А. Кинев, А. В. Козлов, С. А. Аверин, В. Л. Панченко, И. А. Портных, В. Н. Шемякин ФГУП «Институт реакторных материалов», 624250 г. Заречный Свердловской обл., Россия (sfti@uraltc.ru)

Аустенитная сталь 06Х16Н15М2Г2ТФР используется в качестве конструкционного материала элементов активных зон атомных реакторов. Эта сталь при высокодозном облучении подвержена распуханию, что снижает ее эксплуатационный ресурс. Ферритомартенситная сталь Х13М2БФР рассматривается как кандидатный материал для использования его в качестве оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах.

Для сопоставления действия облучения на стали 06Х16Н15М2Г2ТФР и Х13М2БФР проведены исследования после высокодозного облучения в реакторе на быстрых нейтронах при температурах от 380 °C до 600 °C до доз 20-70 сна. Приведены данные структурных изменений и механические свойства этих сталей.

После облучения при температуре 380-420 °C обнаружено, что у стали X13M2БФР происходит снижение свойств пластичности при температуре испытаний 400 °C. Структурные исследования выявили, что при этом в стали выпадает большое количество  $\alpha'$ -фазы и происходит обеднение кристаллической матрицы по хрому. Облучение до максимальной повреждающей дозы при температурах ~500 °C практически не приводит к распуханию. Доминирующей фазой становится  $\chi$ -фаза, а пластичность остается на достаточно высоком уровне.

Аустенитная сталь, напротив, имеет наихудшие механические свойства после облучения при 470-500 °C. Структурные исследования показывают, что при этом образуется большое количества радиационных пор, так что распухание достигает ~10 %, что является основной причиной охрупчивания.

Сопоставление результатов исследований сталей показывает, что после действия нейтронного облучения в вышеуказанных диапазонах температур и повреждающих доз феррито-мартенситная сталь X13M2БФР по комплексу механических свойств выглядит предпочтительней аустенитной стали 06X16H15M2Г2ТФР.

# Synergistic effect of temperature, dpa rate and stress to determine the swelling of AISI 304 stainless steel in hexagonal wrappers and fuel pin cladding

<u>F. A. Garner<sup>1</sup></u> and B. J. Makenas<sup>2</sup> <sup>1</sup> Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA (frank.garner@pnl.gov) <sup>2</sup> Fluor Hanford Company, Richland, WA, USA

After the discovery in Britain of the void swelling phenomenon there was a strong focus in the USA on swelling in annealed AISI 304 stainless steel, since it was the primary construction material of the EBR-II fast reactor. This steel was indeed found to be swelling to rather large levels. After a period of rather intense examination this steel was discarded as a construction candidate for other reactors such as FFTF. Further investigation of this steel was not performed, and ongoing EBR-II experiments directed toward the use of AISI 304 for FFTF fuel cladding were terminated without analysis or publication.

Recently, interest in the swelling behavior of this steel has been resurrected due to the realization that austenitic internal components of pressurized water reactors are slowly developing swelling. The majority of the internals are constructed from annealed AISI 304 stainless steel, sometimes fastened with cold-worked 304 bolts. Prediction of swelling of these PWR components is rather difficult given the significant difference in neutron flux-spectra, temperature history and coolant environment between PWRs and fast reactors.

This paper examines both previously published data and a large amount of unpublished swelling data of AISI 304 in light of the recently discovered strong influence of neutron flux or dpa rate to affect the duration of the transient regime of swelling, not only in AISI 304 but in austenitic steels in general. It is shown that the combined effect of dpa rate and temperature distribution along any given structural component produces a "swelling loop" that allows estimation of the separate dependencies of swelling on temperature and dpa rate. In components operating under stress the loop is modified, moving to lower dpa levels. It is also shown that over a wide range of irradiation conditions the terminal steady-state swelling rate of AISI 304 is consistent with the  $\sim$ 1 %/dpa characteristic of austenitic stainless steels. At first observation components which span a wide range of temperature and dpa rate can give a misleading impression that the 1%/dpa swelling rate has not been reached, however. When flux and temperature effects are properly taken into account, the 1%/dpa is observed.

These insights provide some guidance in the extrapolation of swelling data from PWR and VVER components at relatively low exposures to higher neutron exposure.

## Структура и свойства стали 08Х16Н11М3, облученной в реакторе БН-350 до высоких повреждающих доз

О. П. Максимкин\*, <u>М. Н. Гусев\*</u>, К. В. Цай\*, О. В. Тиванова\* \*Институт Ядерной Физики, Алматы, Республика Казахстан (gusev.maxim@inp.kz)

Исследовали аустенитную нержавеющую сталь 08Х16Н11М3 – материал шестигранного чехла тепловыделяющей сборки реактора БН-350, облученной до максимальной повреждающей дозы 15.6 сна. С применением методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и металлографии рассчитаны параметры структуры (пористость, характер распределения дефектов). В результате механических испытаний на одноосное растяжение определены характеристики прочности и пластичности, а также выявлены особенности деформационного поведения и разрушения данного материала.

Получено корреляционное соотношение между дозовыми изменениями предела текучести σ<sub>02</sub> и микротвердости H<sub>µ</sub>, которое сопоставляется с литературными данными для других материалов и различных условий облучения.

В результате электронно-микроскопических исследований подтверждено, что особенности возникновения вакансионных пор, в частности, значение порогового флюенса, существенно зависит от скорости набора повреждающей дозы. Обнаружено образование пор уже при повреждающей дозе 1,27 сна, скорости облучения 0,39·10<sup>-8</sup> сна/с и температуре облучения 281 °C.

Показано, что деформация облученной стали протекает негомогенно и при низких значениях общей пластичности локальные деформации могут достигать значительных величин, сопоставимых с необлученной сталью. С применением метода оптической деформационной экстензометрии установлен характер взаимосвязи между значениями истинных напряжений и локальных деформаций в развивающейся шейке высокооблученных образцов.

С использованием методов магнитометрии и ПЭМ исследован характер и особенности прямого (при деформации) и обратного (при постдеформационном отжиге) мартенситного у↔а превращения.

Анализируются зависимости характеристик прочности и пластичности, а также параметров структуры от флюенса, температуры облучения и скорости набора повреждающей дозы.

# Разработка структуры и создание базы данных по физике радиационных повреждений реакторных материалов

<u>Б. А. Калин</u>, Г. А. Биржевой\*, Г. Н. Елманов, В. В. Светухин\*\*, Е. А. Смирнов, С. И. Чаусова Московский инженерно-физический институт, Россия (kalin@phm.mephi.ru) \*ФЭИ, г. Обниниск, Россия \*\*ФГУП ГНЦ РФ НИИАР, г. Димитровград, Россия

На первом этапе работы разработана структура компьютерной базы данных по диффузионным характеристикам материалов, диаграммам состояния металлических систем, пороговым энергиям смещения и характеристикам точечных дефектов.

Разработанная система доступа к данным предусматривает удаленный доступ к данным через сеть Internet, а также возможность удаленного администрирования базы на основе технологии клиент-сервер.

Интерфейс программы позволяет проводить поиск и сортировку данных по различным критериям, проводить аппроксимацию температурных зависимостей различными уравнениями и их графическое представление, а также определять основные диффузионные характеристики материалов в заданном диапазоне температур.

Проведен поиск и подбор научно-технической информации по коэффициентам самодиффузии, примесной диффузии и диффузии компонентов в сплавах α- и β-Zr.

В соответствии с разработанной структурой подготовлены материалы для заполнения разделов базы данных по чистоте используемого материала, используемых изотопов, методик измерения, температур и соответствующих им коэффициентов диффузии. Поскольку часть имеющихся в литературе данных приведена в виде графиков зависимости значений коэффициентов диффузии от температуры, была проведена компьютерная обработка этих графиков с целью представления экспериментальных точек в виде таблиц с оценкой погрешности такой обработки.

Проведена компьютерная обработка наиболее надежных данных с учетом экспертной оценки с целью получения линейных и нелинейных зависимостей коэффициентов диффузии от температуры. Получены зависимости, рекомендуемые потребителям для оценки значений коэффициентов диффузии. Проведен анализ влияния примесей и легирования на коэффициенты самодиффузии, примесной диффузии и диффузии компонентов в сплавах циркония. Приведены способы оценки и рекомендуемые значения стимулированной диффузии в цирконии.

Разработано программное обеспечение для управления базой данных по диаграммам состояний и их представлению. В базу внесены диаграммы состояния различных систем циркониевых сплавов.

Представлены средние пороговые энергии смещения для различных материалов, в том числе для циркониевых сплавов. Представленные значения базируются в основном результатах компьютерного моделирования низкоэнергетических каскадов.

Представлены характеристики точечных дефектов для металлов, а также вариант базы данных для усредненных характеристик точечных дефектов ГЦК металлов.

# Низкотемпературное упрочнение аустенитной стали X18H10T, облученной в различных реакторах

В. С. Неустроев, В. В. Светухин, В. К. Шамардин, Е. В. Боев ФГУП «ГНЦ РФ НИИАР», г. Димитровград, Ульяновской области, Россия, 433510 (fae@niiar.ru)

Необходимость в продлении назначенного срока службы реакторов ВВЭР в России и Украине, реакторов RWR и LWR в Европе, Японии и Америке вызвала к жизни появление большого количества исследований радиационных явлений в аустенитных сталях при условиях облучения близких к условиям эксплуатации внутрикорпусных устройств ВКУ энергетических реакторов. Настоящее сообщение посвящено обобщению и анализу результатов исследований упрочнения стали 06Х18Н10Т, облученной в реакторах ВВЭР-1000 при низких (280-320 °C) температурах облучения и сравнение этих результатов с данными по упрочнению подобных сталей, облученных в быстрых реакторах БН-350 и БОР-60.

Были исследованы два направляющих канала из ТВС двух различных реакторов ВВЭР-1000, облученных до максимальных повреждающих доз 9 и 15 сна при температуре 280-320 °С. Получили дозные зависимости характеристик прочности при температуре испытания примерно равной температуре облучения (T = 300 °C). Подтвердили известный факт резкого возрастания характеристик прочности на первом этапе облучения с дальнейшим их насыщением. Уровень насыщения предела текучести образцов стали X18H10T, облученных в реакторе BBЭР-1000 при температурах около 300 °C составляет 670 МПа и достигается уже к 4-6 сна.

Данные по упрочнению стали X18H10T сравнивались с предложенной моделью распада твердого раствора. Получено хорошее соответствие между экспериментальными данными и предложенной моделью.

Обнаружено хорошее совпадение зависимостей предела текучести для стали AISI 304 L, облученной в реакторе EBR-II и сталей X18H10T, облученных в реакторах BBЭP-1000 и БОР-60. Это совпадение существует при малых повреждающих дозах и при небольших временах облучения. Увеличение времени облучения может привести к повышению роли частиц вторых фаз в упрочнении сталей и достаточно резкому дополнительному упрочнению, что было обнаружено при исследовании образцов стали, облученных в реакторе БH-350 (данные С. И. Поролло).

# Влияние низкотемпературного высокодозного нейтронного облучения на распухание, механические свойства и микроструктуру перспективных марок бериллия

В. П. Чакин, А. О. Посевин

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

В данной работе представлены результаты исследования влияния нейтронного облучения в реакторе СМ при температуре 70 °С в области флюенсов (0.6-11.1)·10<sup>22</sup> см<sup>-2</sup> (E > 0.1 МэВ) на распухание, механические свойства и микроструктуру бериллия различных марок. При этом особый интерес представляют данные, полученные на максимальных нейтронных дозах.

В бериллии под воздействием высокоэнергичного нейтронного облучения происходит образование и накопление трансмутированных атомов гелия и трития. Но в силу того, что облучение происходит при низких температурах, диффузионная подвижность внедрённых атомов гелия не велика [1]. Поэтому атомы гелия остаются фактически в местах своего образования. Расчёты показывают, что за время облучения лишь небольшая часть газовых атомов, находящихся в теле зерна, уходит на расстояния порядка 1-10 мкм. Это приводит к накоплению атомов гелия и трития на различных стоках и, как следствие, росту распухания и существенной деградации механических свойств исследуемых марок бериллия [2, 3].

В работе исследованы две марки бериллия (ТВ-56, ТВ-30), изготовленные по технологии горячего выдавливания (ГВ), и две марки (ТИП, ДИП), изготовленные по технологии горячего изостатического прессования (ГИП). Полученные результаты не свидетельствуют об однозначном преимуществе какой-либо из исследованных марок либо использованной технологии производства компактного бериллия с точки зрения сопротивления радиационному повреждению.

Микроструктурные исследования образцов бериллия показали наличие в исходном состоянии микропор довольно значительного размера (1-5 мкм), расположенных преимущественно на границах зёрен. Под воздействием нейтронного облучения в бериллии происходит наполнение данных пор трансмутированными атомами гелия и трития, что приводит к увеличению давления внутри пор и, следовательно, увеличению различного рода напряжений на границах зёрен.

### Литература

- 1. Dalle Donne M., Scaffidi-Argentina F., Ferreco C., Ronchi C., Modelling of swelling and tritium release in irradiated beryllium, Journal of Nuclear Materials, 1994, vol. 212-215, p. 954-960.
- V. P. Chakin et al., High dose neutron irradiation damage in beryllium as blanket material, Fus. Eng. Des. 58&59 (2001) 535
- 3. V. P. Chakin, Radiation Damage of Beryllium Blocks of an SM Reactor, The Physics of Metals and Metallography, Vol. 88, No. 2, pp. 200-204.

### Упрочняемые нанооксидами реакторные стали

В. В. Сагарадзе, В. А. Шабашов, А. В. Литвинов, Н. Ф. Вильданова, Б. Н. Гощицкий, В. Л. Арбузов ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (vsagaradze@imp.uran.ru)

Исследование проведено на Oxide Dispersion Strengthened (ODS) сталях К2 (Х13М2Т2), К5 (Х13М1Т1), К7 (Х13В2Т1) Китайского производства, в которые было добавлено по ~0,4 мас.% порошка оксида Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Производство реакторных ODS-сталей включает механическое легирование порошков в шаровых мельницах с последующим их спеканием. Важнейшим фактором, коренным образом влияющим на свойства ODSобеспечение деформационного растворения в стальной матрице сталей, является достаточно «крупных» оксидов иттрия размером 40-100 нм (в процессе длительного размола порошков в мельницах при 300 К) и их последующего выделения (при высокотемпературном спекании) в виде эффективно упрочняющих сталь нанооксидов. В сталях К2, К5 и К7 средний размер выделившихся сложных оксидов Y2O3-TiO2 соответственно составлял 3; 2,5 и 3,3 нм при их концентрации 0,4; 2,0; 1,6×10<sup>17</sup> см<sup>-3</sup>, что равнялось объемным долям 0,06; 0,16 и 0,30 %. С увеличением количества дисперсных оксидов резко возрастали прочностные характеристики сталей. В частности, в стали К5 после отжига при 1373 К предел текучести  $\sigma_{0.2}$  был равен 1272 МПа, что превышает почти на порядок предел текучести «безоксидной» ферритной стали X13 обычной металлургической выплавки. Скорость ползучести сталей К5 и К7 при 923 и 973 К и нагрузках 150-450 МПа была существенно меньше, чем обычных реакторных сталей с ГЦК и ОЦК решетками.

Нейтронное облучение ODS-сталей при 77-683 К вызывает их упрочнение и значительное уменьшение характеристик пластичности. Миграция вакансий в ODSсталях начинается с 220 К, диссоциация комплексов вакансий-атом внедрения происходит при 350 К, а развал вакансионных кластеров при 450 К. Термическая диффузия становится заметной выше 650 К.

В настоящей работе предлагается новый подход к созданию ODS-сталей за счет деформационно-индуцированного введения кислорода из малоустойчивых оксидов железа в легированную иттрием и титаном ферритную нержавеющую сталь с целью последующего формирования термостойких иттрий-титановых нанооксидов в процессе отжига.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Президиума РАН по нанокристаллической тематике (контракт 34/04), РФФИ (проект 04-02-16053), фонда ММК-Аусфер-Интелс (грант 12-03-03).

# Особенности поведения конструкционных материалов в спектре нейтронов быстрого реактора большой мощности

В. В. Чуев

Филиал концерна Росэнергоатом Белоярская АЭС, г. Заречный, Россия (boomerang@uraltc.ru)

Энергоблок с реактором БН-600 Белоярской АЭС успешно эксплуатируется на уровнях мощности, близких к номинальному, в режиме коммерческой выработки электрической и тепловой энергии. Одновременно решаются задачи по испытанию и проверке новых научно-технических разработок. За время эксплуатации БН-600 накоплен уникальный опыт по различным проблемам реакторов на быстрых нейтронах, который несомненно реализуется при сооружении энергоблоков с реакторами следующих поколений.

Одной из важнейших составных частей энергоблока является активная зона (АкЗ) реактора, определяющая безопасность и экономичность его работы. Проектные характеристики активной зоны первого типа загрузки по выгоранию не были достигнуты в начальный период эксплуатации. В результате двух модернизаций была достигнута устойчивая работа активной зоны с максимальным выгоранием топлива 10 % т.а.

Начиная с 1995 года, на реакторе БН-600 проводились испытания штатных тепловыделяющих сборок на повышенные выгорания топлива с наработкой ~560 эф. суток для основного массива ТВС и до ~720 эф. суток для периферийных ТВС зоны большого обогащения. Конечная цель этих работ – внедрение в штатную эксплуатацию активной зоны третьей модернизации с традиционными конструкционными материалами элементов АкЗ и штатным таблеточным урановым топливом с максимальным выгоранием топлива ~11 % т.а. В результате улучшатся технико-экономические показатели реактора; увеличатся кампании ТВС от 480 до 560 эф. суток; повысится выгорание топлива от ~60 до ~70 МВт сут/кг UO₂ при увеличении повреждающей дозы на материалы на ~ 10 % в максимуме до 82 сна; снизятся усредненные температуры облучения конструкций, удельные нагрузки на твэлы; уменьшится ежегодное потребление свежего топлива на 14÷18 % и соответствующий объем облученного топлива, отправляемого на переработку; реализуется четырехкратный режим перегрузок активной зоны и обеспечится более оптимальный режим работы реактора с разными интервалами между перегрузками в летний (~110 эф. суток) и зимний периоды эксплуатации (~170 эф. суток).

Наиболее оптимальным для целей теплофикации от энергоблока БН-600 и максимального использования топлива с четырехкратным режимом перегрузок активной зоны является увеличение ресурса ТВС до 584 эф. суток [1] и соответствующего выгорания топлива ~11.5 % т.а. По результатам работы [1] для энергоблока с БН-600, работающего в условиях сезонного ограничения с плановым коэффициентом установленной мощности ~80 %, длительность следующей оптимальной топливной кампании следует считать 876 эф. суток с шестикратным режимом перегрузок активной зоны (максимальное выгорание топлива ~17 % т.а.). Промежуточным неоптимальным

вариантом с пятикратным режимом перегрузок активной зоны является кампания длительностью 730 эф. суток (максимальное выгорание топлива ~ 14 % т.а.) [1].

В связи с принятием политического решения об утилизации плутония военного происхождения поставлена задача разработки гибридной активной зоны БН-600, в которой часть ТВС со штатным урановым топливом должна быть заменена на ТВС со смешанном уран-плутониевым и количество ТВС боковой зоны воспроизводства может быть сокращено заменой части нарабатывающих плутоний сборок на сборки стальной защиты и/или сборки для наработки изотопов.

В настоящей работе с целью обзора достаточности экспериментального обоснования и выявления проблем реализации поставленных задач представлены основные результаты систематических послереакторных исследований работоспособности твэлов и ТВС, испытанных в активных зонах реактора БН-600 первой и второй модернизации.

#### Литература

1. Н. Н. Ошканов. Планирование топливной кампании при фиксированном цикле работы АЭС. – Атомная энергия, Т.91, вып. 6, декабрь 2001 г., с.488-489.

# Оценка стойкости к электронному облучению графитоподобного материала рентгендифракционным методом

<u>А. Е. Шестаков</u>, В. В. Плохой, И. Л. Святов РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия (btk@vniitf.ru)

Проведено рентгенографическое исследование состояния образцов графитоподобного материала с повышенным содержанием изотопа C<sup>13</sup> после облучения электронным пучком с энергией 660 кэВ и мощностью до 1000 Вт/см<sup>2</sup>.

Вычислены степень графитизации и размеры блоков когерентного рассеяния материала до и после облучения. Показано, что при температурах до 2000 °С изменения материала образцов под воздействием электронного облучения незначительны и обусловлены в большей мере продолжительностью облучения, чем мощностью нагрева. Работа проводилась в интересах проекта МНТЦ № 2257

# Влияние структурно-фазового состояния циркониевых сплавов, содержащих ниобий, на деформацию радиационного роста

В. Н. Шишов<sup>1</sup>, М. М. Перегуд<sup>1</sup>, А. В. Никулина<sup>1</sup>, Ю. В. Пименов<sup>2</sup> Г. П. Кобылянский<sup>3</sup>, А. Е. Новоселов<sup>3</sup>, З. Е. Островский<sup>3</sup>, А. В. Обухов<sup>3</sup> <sup>1</sup>ФГУП Всероссийский научно-исследовательский институт неорганических материалов, г. Москва, Россия (gor@bochvar.ru) <sup>2</sup>ОАО «ТВЭЛ», г. Москва, Россия <sup>3</sup>ФГУП «ГНЦ РФ Научно-исследовательский институт атомных реакторов», г. Димитровград, Ульяновская область, Россия

Для оптимизации состава и структурно-фазового состояния циркониевых сплавов продолжается совершенствование сплавов Э110 (Zr-1%Nb) и Э635 (Zr-1%Nb-0.35%Fe-1.2%Sn), хорошо зарекомендовавших себя в отношении сопротивления радиационной ползучести, деформации радиационного роста (ДРР), высоких прочностных характеристик, коррозии. Различие свойств этих сплавов определяется их состоянием, связанным с легирующим составом и примесями. Исследовано структурно-фазовое состояние сплавов систем Zr-Nb и Zr-Nb-Fe-Sn, термообработанных в  $\alpha$  и ( $\alpha+\beta$ )-областях и изучено его влияние на ДРР при облучении в реакторе БОР-60 при T = 315-350 °C. Выявлено существенное различие ДРР рекристаллизованных сплавов этих систем и меньшее для Zr-Nb-Fe-Sn в разном структурно-фазовом состоянии. Инкубационный период до стадии ускоренного роста определяется составом α-матрицы, фазовым состоянием и исходной дислокационной структурой. Нейтронное облучение приводит к перераспределению легирующих элементов между матрицей α-Zr и выделениями, изменению состава твердого раствора и влияет на накопление радиационных дефектов, их подвижность, анизотропию и формирование вакансионных с-компонентных дислокационных петель. Появление таких с-петель обычно коррелирует с ускорением ДРР циркониевых труб в осевом направлении в соответствии с их текстурой.

Установлены основные закономерности фазовых превращений при облучении.

Выделения  $\beta$ -Nb в сплавах Zr-Nb изменяют состав с уменьшением содержания Nb от ~ 90 % до ~ 50 %, формируются вторичные выделения, обогащенные ниобием. Фаза  $\beta$ -Zr испытывает радиационно-стимулированный распад, а выделения фазы Лавеса Zr(Nb,Fe)<sub>2</sub> изменяют состав (снижается содержание Fe) и кристаллическую структуру, ГПУ  $\rightarrow$  ОЦК (типа " $\beta$ -Nb"). Выделения T-фазы (Zr,Nb)<sub>2</sub>Fe с решеткой ГЦК сохраняют состав и кристаллическую структуру.

Сопоставлены результаты ДРР циркониевых сплавов от флюенса нейтронов с разным энергетическим спектром на основе величины повреждающей дозы (сна). Представленная графическая зависимость позволяет сравнить результаты экспериментов в исследовательских и промышленных реакторах и прогнозировать поведение циркониевых материалов при длительной эксплуатации и высоких выгораниях в промышленных реакторах. Обсуждаются результаты удлинения изделий ТВС в реакторах во взаимосвязи с явлением радиационного роста.

# Влияние температуры и длительности старения на изменение структуры и физико-механических свойств стали 1X13M2БФР

<u>Е. Н. Щербаков</u>, А. В. Козлов, В. Н. Шемякин, М. В. Евсеев, В. С. Шихалев, О. В. Ершова, П. И. Яговитин, А. П. Исаков ФГУП «ИРМ» г. Заречный а/я 29, 624250, Свердловская область, Россия (sfti@uraltc.ru)

Материал оболочек твэлов из стали 1Х13М2БФР (ЭП 450) в реакторе испытывает комбинированное воздействие повышенных температур в диапазоне 400÷600 °С и нейтронного потока, интенсивность которого меняется по высоте активной зоны. После эксплуатации наблюдается заметное различие в структурно-фазовом состоянии материала в различных участках оболочки твэла. Это сопровождается изменением прочностных и пластических свойств. Сталь, показывая хорошее сопротивление радиационному распуханию, обнаруживает потерю пластичности в зонах с температурой 400÷500 °C.

Для выяснения влияния температуры на изменение служебных свойств стали проведено изучение изменения электросопротивления и модуля Юнга при температурах 400 и 500 °C в процессе длительного старения. При температуре 400 °C в течение 500 часов на трубчатых образцах, вырезанных из готовых оболочечных труб в исходном состоянии, значение электросопротивления уменьшилось на 4 %, а при последующем увеличении температуры до 500 °C в течение 500 часов оно постепенно вновь увеличилось до исходной величины. Модуль Юнга при 400 °C не изменялся, а при повышении температуры до 500 °C произошло его скачкообразное возрастание.

Для объяснения наблюдаемых явлений проведено исследование структуры образцов.



Va. Физические свойства и эффекты самооблучения в актинидах и их сплавах

### Change in Flow Stress and Ductility of δ-Phase Pu-Ga Alloys due to Self-Irradiation Damage

<u>A. Arsenlis</u>, W. G. Wolfer, and A. J. Schwartz Materials Science and Technology Division, Lawrence Livermore National Laboratory, P.O. Box 808, L-371, Livermore, CA 94550, USA (arsenlis@llnl.gov)

An internal state variable model for the mechanical behavior of aged Pu-Ga alloys is developed and used to predict the change of the material with accumulated self-irradiation damage or age. The material model incorporates microstructural data such as the primary irradiation-induced defect density from cascades, the density and average size of helium bubbles, the initial dislocation density, and the initial average segment length of the dislocation density as input parameters, and then evaluates the stress-strain response of a representative volume element of the material. Given this response at a single material point, the deformation behavior of tensile specimens is predicted, and it forecasts increased strength, decreased strain hardening, and more strain localization with aging. Although the material point behavior showed some slight strain softening, this strain softening is expected to be masked by statistical variations of different volume elements and by the strain rate sensitivity of the material. Hence, it is not expected to appear in the stress-strain response of macroscopic tensile specimens, and only the increase in flow stress will be measured.

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

### An Atomistic View of Radiation Damage in Plutonium Metal and Alloys

<u>S. M. Valone</u>, M. I. Baskes, M. Stan, and B. P. Uberuaga Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, New Mexico, USA (smv@lanl.gov)

Using basic thermodynamic and mechanical properties of plutonium (Pu) metal and its gallium (Ga)-stabilized alloys, an atomistic model is generated from the Modified Embedded Atom Method (MEAM) of Baskes. The essential features of MEAM are that it uses a "universal binding energy relation" (UBER) to calibrate the energetics of the model, includes angular dependencies in the background density function, and uses an analytic, information-theoretic form ("x ln x") for the embedding energy. The angular-dependence of the background density permits crystal of different symmetries, but the same number of nearest neighbors (e. g. fcc vs hcp), to have different energies. It is this feature that permits MEAM to achieve correct phase ordering in crystalline materials using just first nearest neighbor interactions.

In MEAM, each type of pairwise interaction must possess its own parameter set. Thus one set of parameters is needed for each combination: Pu-Pu, Ga-Ga, and Pu-Ga. In all three cases, a cubic structure is used as the basis for the UBER. For Pu and Ga, the fcc structure is used, while for Pu-Ga, the  $L1_2$  structure, without tetragonal distortions, is used. The cohesive energy, bulk modulus, and atomic volume are the main properties needed to determine the UBER. For Pu-Pu and Ga-Ga, the pressure derivative of the bulk modulus is also included, resulting in a higher-order UBER.

The background density parameters are determined from other sources of information. The primary sources are the shear modulus for Ga-stabilized  $\delta$ -Pu, the atomic volume of  $\alpha$ -Pu, and the formation energy between the  $\alpha$  and  $\delta$  phases of Pu metal.

Once these interactions are determined, a phase diagram for the complete Pu-Ga composition range is calculated without any further modification to the parameters. The free energy of a candidate phase is calculated using the Einstein oscillator as an ideal reference.

Most of the "*f*-electron" physics and how Ga effects the f electrons are contained in the background density, and in particular the symmetry properties of the background density. The model mimics Ga stabilization through the mixing of the Ga and Pu background density parameters. The most critical aspect of the mixing elements concerns how the presence or absence of inversion symmetry in the lattice affects the energy of a particular phase. By controlling sensitivity of the model to the loss of inversion symmetry, we can control the stability of the fcc structure relative to the monoclinic structure. In pure Pu metal at 0 K, the lack of inversion symmetry in the monoclinic structure makes it energetically more favorable. The addition of Ga reduces the relative stability of monoclinic over fcc structures and introduces a barrier to the reversion of Ga-stabilized  $\delta$ -Pu to  $\alpha$ -Pu.

Radiation damage and defects in plutonium (Pu) metal and its gallium (Ga)-stabilized alloys are modeled at an atomistic level using the Modified Embedded Atom Method (MEAM). For radiation damage modeling, we are concerned with the minimum displacement threshold energy in different crystallographic directions of fcc Pu, the damage production as a function of primary knock-on atom (PKA) energy, and the migration rates and energies of formation of small vacancy and interstitial clusters. We attempt to relate radiation damage properties to properties of the Pu-Ga phase diagram. The minimum displacement threshold is determined as a function of Ga concentration. In an earlier model of Pu metal, that threshold was no greater than 10 eV, which might be compared to 14 eV in lead (Pb). The migration rates of monovacancies and di-vacancies are estimated from accelerated molecular dynamics simulations. The acceleration technique that was used for Pu is called Parallel Replica Dynamics. This method takes advantage to the special nature of first-order rate processes. Multiple processors (CPUs) perform a dynamical simulation of a migration event on copies of the same cell of atoms assigned to different processors. The migration time is estimated from the cumulative time in all of the processors rather than from the simulation time on a single processor. The geometry and migration rates of an interstitial defect are also estimated from traditional molecular dynamics simulations.

The behavior of small helium (He) filled cavities in pure Pu metal is explored with respect to the effects of cavity size, He-Pu vacancy ratio, low hydrostatic compress (< 15 kbar), bubble

density, and temperature (300-500 K). In the cavity size range from the 1-10 Å diameter, the He over-pressure is adsorbed through interstitial emission. This relaxation mechanism results in local strain fields. Varying the He-Pu vacancy ratio between 2:1 and 6:1 constructed from monovacancies does not cause a change in this mechanism. When 2-Å bubbles at a 2:1 He-Pu ratio are compressed by 15 vol-%, long-range strain fields become apparent. The equivalent simulation for a cell with no He bubble shows no strain fields. When the bubble density is increased from  $6 \times 10^{+17}$ /cm<sup>3</sup> to  $3 \times 10^{+19}$ /cm<sup>3</sup> with 2-Å diameter bubbles, the strain fields become sufficiently close to provide a transformation pathway between  $\delta$ -Pu and  $\alpha$ -Pu. 10-Å diameter bubbles at 300 K increase the stability of the fcc lattice. The increased stability is such that these simulations can be performed at constant pressure boundary conditions, where as the radiation damage studies on pure Pu metal are conducted at constant volume. The presence of the bubble provides a pressurized free surface that can alleviate the tension in the pure metal lattice that otherwise would lead to a collapse to  $\alpha$ -Pu. Finally, when a 10-Å diameter bubble is heated to 500 K, the strain fields almost completely disappear, resulting in a nearly pristine fcc structure. These results are consistent with (1) the 500 K temperature being above the stage V annealing temperature, and (2) the increased stability of the fcc phase at higher temperatures.

#### References

- 1. M. I. Baskes, Phys. Rev. B 46, 2727 (1992).
- 2. M. I. Baskes, Mater. Sci. Eng., A 261, 165 (1999).
- 3. M. I. Baskes, Phys. Rev. B 62, 15532 (2000).
- 4. M. I. Baskes, S. P. Chen, and F. J. Cherne, Phys. Rev. B 66, 104 (2002).
- 5. M. I. Baskes, K. Muralidharan, M. Stan, S. M. Valone, and F. J. Cherne, J. Metals 55, 41 (2003).
- 6. S. M. Valone, M. I. Baskes, M. Stan, T. E. Mitchell, A. C. Lawson, and K. E. Sickafus, J. Nucl. Mater. 324, 41 (2003).
- 7. B. P. Uberuaga, S. M. Valone, and M. I. Baskes, preprint, LA-UR-04-6201.

### Спиновая восприимчивость стабилизированной галлием δ-фазы плутония по данным ЯМР<sup>69,71</sup>Ga

<u>С. В. Верховский</u>\*, Ю. В. Пискунов\*, К. Н. Михалев\*, В. Е. Архипов\*, Ю. Н. Зуев\*\*, И. Л. Святов\*\*, С. А. Лекомцев\*\*, А. П. Геращенко\*, А. В. Погудин\*, В. В. Оглобличев\*, А. П. Танкеев\* \* Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (verkhovskii@imp.uran.ru) \*\* РФЯЦ – ВНИИТФ, Снежинск, Россия

Богатая фазовая диаграмма плутония [1] с шестью последовательными полиморфными превращениями, уникальные транспортные и магнитные свойства обусловлены, во многом, изменением степени локализации электронов 5f-оболочки в различных структурных состояниях Pu. На настоящий момент наиболее широко обсуждается вопрос об основном состоянии *f* электронной системы в δ-Pu и в стабилизированной δ-фазе сплавов Pu-Ga, Pu-Al.

Спиновая восприимчивость стабилизированной  $\delta$ -фазы сплава Pu-Ga с содержанием галлия 1.5 % масс исследовалась посредством измерения спектров ЯМР <sup>69,71</sup>Ga и скорости ядерной спин-решеточной релаксации (<sup>69</sup>T<sub>1</sub><sup>-1</sup>) в интервале температур (5-700 K). Сдвиг (<sup>69</sup>K) линии ЯМР центрального перехода (-1/2  $\leftrightarrow$  +1/2), скорость спин-решеточной

релаксации (<sup>69</sup>T<sub>1</sub><sup>-1</sup>) определяются, соответственно, статической и флуктуирующей во времени частями локального магнитного поля, возникающем на немагнитном галлии вследствие сверхтонких взаимодействий с более магнитным ближайшим окружением из атомов Ри. Обнаружена немонотонная с максимумом (T<sub>max</sub>~150 K) температурная зависимость сдвига линии ЯМР галлия  $^{69}$ K ~  $\chi_{s,5f}$ (Pu) – однородному (q = 0) вкладу в спиновую восприимчивость f электронов сплава. Обратимое с температурой поведение <sup>69</sup>К(*T*) свидетельствует о развитии с понижением температуры неустойчивости в f электронном спектре вблизи энергии Ферми, сопровождаемой псевдощелевым уменьшением  $\chi_{s.5f}(Pu)$  при T < 150 K [2] и, возможно, приводящей в метастабильных сплавах Pu<sub>1-x</sub>Ga<sub>x</sub> (x < 0.04) при уменьшении концентрации галлия к частичному структурному δ-α' превращению мартенситного типа в этой области температур. Подобное уменьшение  $^{69}$ К с температурой в области T < 100 К было обнаружено в стабилизированной δ-фазе сплава Pu<sub>0 983</sub>Ga<sub>0 017</sub>[3]. Данные ЯМР, полученные при высоких температурах (T > 200 K) свидетельствуют в пользу преимущественно локализованного характера 5f-состояний в сплаве; при понижении T происходит рост коротковолновых статических и динамических вкладов в  $\chi_{s.5f}$  сплава. Однако ЯМР свидетельств формирования статического магнитного порядка в магнитном поле 9.4Т для исследуемого  $\delta$ -Ри не наблюдалось вплоть до T = 5 К.

#### Литература

- 1. S. S. Hecker and L. F. Timofeeva, Los Alamos Sci. 26, 244 (2000)
- 2. Yu. Piskunov et al. cond-mat/0404460, submitted to Phys. Rev. B
- 3. N. J. Curro and L. Morales, *Mat. Res. Soc.* 802, DD2.4.1 (2004)

### Немагнитное состояние δ и α фаз плутония

<u>М. А. Коротин</u>\*, А. О. Шориков\*, А. В. Лукоянов\*\*, В. И. Анисимов\* \*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (mkorotin@optics.imp.uran.ru) \*\*Уральский государственный технический университет — УПИ, Екатеринбург, Россия

В данной работе исследовались магнитное состояние и электронная структура плутония в  $\delta$  и  $\alpha$  фазах вычислительным методом LDA+U [1] с матричным учётом спинорбитального взаимодействия (LDA+U+SO). Для 5f оболочки параметр обменного взаимодействия Хунда  $J_{\rm H} = 0.48$  эВ был рассчитан методом констрэйна. Для этого значения  $J_{\rm H}$  и параметра кулоновского взаимодействия U = 2.5 эВ вычисленный равновесный объём  $\delta$  фазы плутония совпадает с экспериментальным. В расчётах обеих фаз было получено немагнитное основное состояние с ионами Pu в конфигурации  $f^{-6}$  с нулевыми спиновым S, орбитальным L и полным J моментами. Таким образом, в металлическом плутонии реализуется случай *jj*-связи. Недавно опубликованные экспериментальные данные подтверждают полученные теоретические результаты отсутствие магнитных моментов в металлическом плутонии [2].

Уровень Ферми располагается на нижнем краю псевдощели между полностью заполненной  $f^{5/2}$  и пустой  $f^{7/2}$  подзонами. Псевдощель на уровне Ферми сформирована

уже спин-орбитальным расщеплением, что следует из расчёта без учёта эффектов электронных корреляций (методом *LDA+SO*).

В  $\delta$  фазе плутония небольшое увеличение (менее, чем на 10 %) параметра обменного взаимодействия  $J_{\rm H}$  приводит в расчёте к возникновению магнитного состояния. Для  $\alpha$  фазы немагнитное состояние более стабильно (соответствующий рост  $J_{\rm H}$  около 17 %).

Та же электронная конфигурация  $f^{6}$ , но с ненулевыми магнитными моментами, была получена в соединениях плутония PuCoGa<sub>5</sub>, PuSi<sub>2</sub> и PuTe. В остальных исследованных соединениях, PuN, PuRh<sub>2</sub> и PuSb, ион Pu находится в  $f^{5}$  конфигурации с значительно большей величиной магнитного момента. В отличие от металлического плутония, для всех его соединений характерен тип связи, промежуточный между *jj* и *ls*.

Полученное в настоящем теоретическом исследовании немагнитное состояние металлического плутония является следствием правильного учёта деликатного баланса между спин-орбитальным и обменным взаимодействиями в рамках метода *LDA+U+SO*. Наши результаты демонстрируют, что оба эти взаимодействия должны учитываться в гамильтониане в общей матричной форме как для плутония, так и его соединений.

#### Литература

1. Anisimov V. I., Aryasetiawan F., and Lichtenstein A. I., J. Phys.: Condens. Matter 9 767 (1997).

2. Lashley J. C., Lawson A. C., McQueeney R. J., and Lander G. H., preprint cond-mat/0410634.

# Растворимость трифторидов актинидов/лантанидов в расплавленных композициях LiF, BeF<sub>2</sub> и NaF

М. В. Воложин, В. В. Меньшенин, <u>А. В. Панов</u>, В. Г. Субботин РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск, Челябинская обл., Россия (bkv@vniitf.ru)

Основная цель исследований – получение ключевой информации о физических и химических свойствах фторидов металлов, необходимой для разработки системы MOSART. Концепция MOSART представляет собой расплавную систему с топливом из фторидов трансурановых элементов без добавки UF<sub>4</sub> и ThF<sub>4</sub>. Исходя из пределов растворимости, концепция MOSART в основном будет иметь дело с трансурановыми и редкоземельными элементами в виде растворенных трифторидов. В исследовании MOSART основное внимание уделено новой Na, Li, Be/F композиции с уменьшенным содержанием BeF<sub>2</sub> и LiF.

Растворимость  $PuF_3$  в расплавных композициях  $2LiF-BeF_2$ ,  $58NaF-15LiF-27BeF_2$ ,  $58NaF-17LiF-25BeF_2$  была определена в интервале температур 525-675 °C. В экспериментах использован метод изотермического насыщения в расплавленной фазе с селективным измерением распределения  $PuF_3$  с помощью  $\gamma$ -спектрометрии. Время выдержки до установления равновесия при заданной температуре составляло от 20 до 32 часов перед измерением с повышением температуры от 550 до 675 °C.

Экспериментальные данные по растворимости  $PuF_3$  в расплавленной солевой системе 2LiF-BeF<sub>2</sub> хорошо согласуются с более ранними данными ORNL. Что касается NaF-LiF-

 $BeF_2$  –содержащих систем, снижение содержания  $BeF_2$  с 34 моль% до 25 моль% повышает растворимость  $PuF_3$  в пять раз.

Результаты представлены как функция растворимости от температуры. Для расплавных композиций 58NaF-15LiF-27BeF<sub>2</sub> и 58NaF-17LiF-25BeF<sub>2</sub> (моль%) была получена растворимость PuF<sub>3</sub>: 1,33 и 1,94 моль% при 550 °C и 1,94 и 3,00 моль% при 600 °C. Также представлены результаты измерения растворимости PuF<sub>3</sub> в присутствии трифторида (дифторида) лантанидов в Na, Li, Be/F системе. Измеренная растворимость PuF<sub>3</sub> вполне удовлетворяет требованиям для Na, Li, Be/F систем концепции MOSART.

Работа выполнена при финансовой поддержке МНТЦ (проект №1606).

# Структурные особенности нелегированного урана после УВН, сопоставление данных световой и просвечивающей электронной микроскопии

Ю. Н. Зуев\*, Е. А. Козлов\*, <u>И. В. Подгорнова</u>\*, В. В. Сагарадзе\*\* \* РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru) \*\*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (vsagaradze@imp.uran.ru)

Проведен анализ сопоставимости структурных данных сохраненных образцов нелегированного урана, полученных методами световой и просвечивающей электронной микроскопии (метод фольг). Использованы образцы после ударно-волнового нагружения (УВН) в диапазоне амплитуд 21...50 ГПа.

Показано, что для получения объективной информации о структурных особенностях крупнозернистого материала с высокой степенью анизотропии после УВН оба метода являются взаимодополняющими. Значимость и представительность анализа дислокационного строения (метод фольг) может быть дополнена с учетом данных световой микроскопии. Распределение откольных трещин определялось по данным световой микроскопии с привлечением некоторых данных о состоянии карбидной фазы, полученных с использованием электронного микроскопа.

Отмечено различие в способах обработки данных в зависимости от поставленной задачи:

- характеристика материала в целом (зерненная и деформационная структура),
- анализ не типичной структуры на локальных участках, которая определяет анализируемое свойство материала (образование и развитие трещин).

### Структура образцов урана после ударно-волнового воздействия

Ю. Н. Зуев<sup>\*</sup>, <u>В. В. Сагарадзе</u><sup>\*\*</sup>, Н. В. Подгорнова<sup>\*</sup>, Н. Л. Печеркина<sup>\*\*</sup>, М. Л. Мухин<sup>\*\*</sup>, С. А. Лекомцев<sup>\*</sup>, А. В. Петровцев<sup>\*</sup>, Е. А. Козлов<sup>\*</sup> \*РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия \*\*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия (vsagaradze@imp.uran.ru)

Выполнена электронная микроскопия фольг, приготовленных из сохраненных плоских урановых образцов после взрывного нагружения с разной интенсивностью. Материал имеет деформационную полосовую структуру, состоящую из чередующихся двойников, междвойниковых матричных участков и дислокаций. Известно, что плоскостями двойникования в уране могут быть плоскости {172}, {130}, {112}, {121}, {176}. Выполненный расчет по расположению основной сетки рефлексов на электронограмме показывает, что плоскостью фольги является плоскость (100)  $\alpha$ -урана с параметрами a = 2,836, b = 5,867, c = 4,936 А. След двойника совпадает с направлением [014], что свидетельствует о плоскости двойникования ( $1\overline{72}$ ) или ( $1\overline{21}$ ). Границы зерен являются зубчатыми. Высота зубцов на отдельных границах достигает 20-30 мкм. Имеются карбиды урана размером до 2-3 мкм. После взрыва формируются также поры, которые иногда объединяются в трещины.

По структуре образцы 1 и 2 (после меньшего и большего взрывного нагружения) отличаются друг от друга. В менее нагруженном образце 1 длинные кристаллы двойниковой ориентации имеют ширину 0,05-0,25 мкм. Дислокационная структура хаотична и соответствует структуре холодной деформации. В нижней части образца 1 количество двойников увеличивается, они часто пересекают друг друга. В образце 2 внутри двойников и соседних матричных участков видна дислокационная структура, соответствующая более высокой температуре разогрева при более интенсивном нагружении, чем в образце 1. На границах полос образуются скопления дислокаций, внутри них формируется ячеистая структура (размер ячеек ~25 нм). Кроме того, наблюдается появление субзерен с граничными дислокационными стенками и сетками. Микродифракция от такой структуры в области двойниковой или матричной полосы такая же, как от монокристалла, что свидетельствует об отсутствии рекристаллизации и развитии полигонизационных процессов в более нагруженном образце. Отсутствие рекристаллизации говорит о том, что температура нагрева при взрывном нагружении образца 2 не превышала 300-350 °C. Плотность дислокаций в фольге толщиной ~70 нм следующая (в см<sup>-2</sup>): от  $7 \times 10^{10}$  до  $1, 1 \times 10^{11}$  (образец 1) и от  $3, 3 \times 10^{10}$  до  $1 \times 10^{11}$  (образец 2). Плотность дислокаций в стенке на границе субзерна в образце 2 составляет  $3.7 \times 10^{11}$  см<sup>-2</sup>.

Работа выполнена при финансовой поддержке ВНИИТФ (договор № 7/04), РФФИ (проект № 04-02-16053) и Программы поддержки научных школ (проект НШ-639.2003.2).

# Влияние самооблучения на ускорение диффузионных процессов в актинидах

### E. A. Смирнов Московский инженерно-физический институт (smirnov@phm.mephi.ru)

В связи с необходимостью прогнозирования влияния самооблучения на ускорение диффузионных процессов в актинидах проведен анализ возможности радиационностимулированной диффузии (РСД) на примере  $\alpha$ -фазы плутония с известной суммарной для всех изотопов плутония скоростью генерации радиационных дефектов  $K_0 = 0,1056$  dpa/yr ( $3,35 \cdot 10^{-9}$  cha/c) по данным [1].

Для оценки характеристик РСД в  $\alpha$ -Ри при естественном самооблучении использовался метод, предложенный ранее [2] и заключающийся в использовании коэффициента ускорения R, оцениваемого по экспериментальным данным по РСД. Для предложенных в настоящей работе оценок коэффициент R определяется с помощью статистической обработки данных по влиянию  $\alpha$ -излучения на диффузию в Ag, Au, Ni и Pb. C учетом полученной слабой зависимости R от  $K_0$  температурная зависимость R при самооблучении  $\alpha$ -частицами имеет следующий вид (для  $T_{nn}^{\alpha-32} = 567$  K):

$$R_{PCH}^{\alpha-Pu} = (4,12_{-2,29}^{+5,14}) \cdot 10^{-13} \exp[(14,30\pm0,41) \cdot \frac{T_{n\pi}^{\alpha-Pu}}{T}]$$

Рассчитанная с помощью этого выражения температурная зависимость  $D_{PC\!\mathcal{A}}$  в  $\alpha\mbox{-}Pu$ имеет вид:

$$D_{PC\mathcal{A}} = (1, 12^{+1,84}_{-0,67}) \cdot 10^{-16} \exp[-\frac{0,175 \pm 0,024 \Im B}{k \cdot T}], \, \text{cm}^2/\text{c},$$

а оцененное значение  $E_v^m = 0.35 \pm 0.05$  эВ, что согласуется с ранними оценками [3]. С использованием методик, учитывающих влияние замедляющей РСД примеси, а также границ зерен приведены соответствующие приближенные оценки [3-5].

### Литература

- 1. W. Wolfer. Radiation Damage in Pu, CMS Workshop, LANL, 1998.
- 2. E. A. Smirnov, A. A. Shmakov. Defect and Diffusion Forum, 2001, v.194-199, p.1451.
- 3. Е. А. Смирнов. Тез. Межд. Сем. "Фундаментальные свойства плутония", Саров, 2004, с. 86.
- 4. Е. А. Смирнов, А. А. Шмаков. Тез. V Межд. Уральского Семинара "Радиационная физика металлов и сплавов", Снежинск, 2003, с. 63.
- 5. Е. А. Смирнов. Тез. Рос. Научн. Конф. МАЯТ-ТЕМЭК, Агой, 2003, с. 95.

### **Magnetic Properties of Radiation Damage in Pu**

<u>M. J. Fluss</u>, S. McCall, B. W. Chung, M. McElfresh, D. Jackson, and G. Chapline Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore, California 94550, USA (fluss1@llnl.gov)

Plutonium's unusual position in the actinide series places it directly between the light actinides with *f*-electron delocalization, and the heavy actinides with *f*-electron localization. Point- and extended-defects are expected to, and do exhibit extraordinary properties as a consequence of the unusual nature of plutonium's electronic structure. Recently, we observed and reported<sup>I</sup> that vacancies and vacancy clusters in Pu (3.3 at% Ga) *fcc* delta-phase behave in an anomalous manner with respect to their specific resistance. The vacancy defect resistance was seen to follow a -ln(T) behavior from 250 to 10 K, suggesting the possibility of local moments with a low critical temperature. Unfortunately no magnetic studies were possible at the time.

Here we report in alpha-Pu, a preliminary study of our discovery of the magnetic susceptibility from radiation damage, as a function of time and temperature. First, using isochronal annealing, we observed annealing stages associated with the accumulated damage, in the form of an excess magnetic susceptibility. The first annealing stage begins above 30K, meaning that below that temperature the displacement damage from self-irradiation of the Pu alpha particle emission and the U recoil are 'frozen' in. These results are comparable and similar to resistivity data on alpha-Pu taken almost 40 years ago by Wigley.<sup>II</sup> A detailed study was made of this excess magnetic susceptibility below the first annealing stage of alpha-Pu as a function of time (<45d) and temperature (<30 K), at a field of 2 Tesla. It revealed, at early times, a Curie-Weiss behavior with a small negative Weiss temperature that evolves into a power-law behavior with increasing time. Additionally, we will report annealing experiments that appear to differentiate between the magnetic properties of interstitials and vacancies in alpha-Pu.

We will discuss all these results in terms of the complex nature of plutonium's electronic structure and discuss the notion that the properties of local disorder may provide information about the organizing principles of plutonium itself.

This work was performed under the auspices of the U. S. DOE by Lawrence Livermore National Laboratory, under contract W-7405-Eng-48.

#### References

- <sup>I</sup> M. J. Fluss *et. al, Journal of Alloys and Compounds* **368** (2004) 62–74
  - D. A. Wigley, Proc. R. Soc. A 284 (1964) 344

### Investigating the $\delta/\alpha'$ Phase Transformation in Pu-Ga Alloys

K. J. M. Blobaum, C. R. Krenn, M. A. Wall, and <u>A. J. Schwartz</u> Chemistry and Materials Science Directorate Lawrence Livermore National Laboratory Livermore, CA 94550, USA (schwartz6@llnl.gov)

The  $\delta$  to  $\alpha'$  phase transformation in Pu-Ga alloys is intriguing for both scientific and technological reasons. On cooling, the ductile fcc  $\delta$ -phase transforms martensitically to the brittle monoclinic  $\alpha'$ -phase at ~160 K (depending on composition). This exothermic transformation involves a 20 % volume contraction and a significant increase in resistivity.

Complete transformation to the  $\alpha'$  phase is not observed; typically a maximum of 30% is formed. Furthermore, time-temperature-transformation diagrams found in the literature indicate that the kinetics of this transformation involve "double-C-curve" behavior, and the two maximum rates of transformation are a function of composition. The reversion of  $\alpha'$  to  $\delta$  involves a large temperature hysteresis; reversion begins at ~310 K. In an attempt to better understand the underlying thermodynamics and kinetics responsible for these unusual features, we examined the  $\alpha'/\delta$  transformations in a 0.6 wt% Pu-Ga alloy using optical microscopy, transmission electron microscopy, resistometry, and differential scanning calorimetry as shown in Figs 1-4.

At this composition, the martensite start temperature is ~154 K and the austenite start temperature is ~310 K. Differential scanning calorimetry shows evidence of  $\alpha'$  formation and reversion to  $\delta$ . The feature corresponding to the reversion contains a series of "oscillations" which are the subject of much investigation. These "oscillations" are periodic, and their periodicity with respect to temperature does not vary with heating rate. Thermal cycling of a single sample shows highly reproducible transformation and reversion behavior, provided that the sample is alloyed to "rest" at room temperature after a high temperature anneal. Possible reasons for these observations will be discussed. Elucidating the thermodynamics and kinetics of the  $\delta/\alpha'$  phase transformation are important for understanding how Pu-Ga alloys can change over time and under a variety of thermal conditions.

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

### **Characterization of Aging Phenomena in Pu-Alloys**

Adam J. Schwartz Chemistry and Materials Science Directorate Lawrence Livermore National Laboratory Livermore, CA 94550, USA (schwartz6@llnl.gov)

The time-dependence of the properties of aging plutonium has been the focus of investigation for the past five years. The origin of these aging phenomena is the  $\alpha$ -decay process, which produces a 5 MeV  $\alpha$  particle and an 85 keV uranium recoil. The U recoil produces significant short-term lattice damage that may lead to volume swelling and the potential for void swelling. The  $\alpha$  particle loses energy to electronic excitations before coming to rest as a helium atom. Our first-principles modeling indicates that Pu should be highly resistant to void swelling and in situ dilatometry experiments are underway to evaluate the time dependent behavior of old material. Transmission electron microscopy characterization of new and old material reveals the presence of helium bubbles in line with predictions using rate equations.

An experimental and modeling effort is underway to evaluate the effects of radioactive decay on the equation of state. Two independent methods have been applied to predict the effects of helium on the equation of state: first principles and classical. Both methods predict insignificant changes in the equation of state over time frames of interest. We have also conducted diamond anvil cell experiments to compare the compressibility of new and old material. The preliminary experiments indicate insignificant changes as a function of age.

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


# VI. Техника и методика эксперимента

# Интегральный метод измерения энергетических спектров электронных пучков и фотонного излучения

А. Г. Березовский, В. П. Пудов

ФГУП «Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. акад. Е. И. Забабахина»; г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Одной из важных задач дозиметрического сопровождения испытаний элементов и приборов на импульсных ускорителях является спектрометрия электронных пучков и фотонного излучения. Для этой цели на установках НИО-5 используется экспериментально-расчетный метод, позволяющий восстанавливать энергетические спектры электронов и фотонного излучения.

При спектрометрии электронных пучков измеряется профиль энерговыделения в наборе алюминиевых или титановых пластин. Величина поглощенной в пластинах спектрометра энергии электронов  $Q_i$  определяется по приращению температуры и связана со спектром выходящих из источника электронов  $\phi(E)$  соотношением:

$$Q_{i} = \int_{E_{\min}}^{E_{\max}} \varphi(E) \cdot G_{i}(E) dE, \qquad i = 1, \dots, N$$
(1)

где  $\phi(E)$  - энергетическое распределение электронов в пучке [электр./МэВ],

 $G_{i}(E)$  - энерговыделение в i-той пластине для электрона источника с энергией E [МэВ/электр.],

*N* - число пластин, использующихся в измерении.

При спектрометрии фотонного излучения применяется метод поглощающих фильтров, в котором с помощью термолюминесцентных детекторов экспериментально определяются дозовые характеристики исследуемого излучения за поглощающими фильтрами различной толщины. Зависимость от спектра излучения величины поглощенной в детекторах энергии (дозы) также определяется интегральным уравнением (1), где  $G_i(E)$  - энерговыделение в детекторе за фильтром i-той толщины для фотона с энергией E, выходящего из источника [МэВ/фотон].

Матрицы энерговыделений  $G_i(E)$  рассчитываются с помощью численного моделирования условий эксперимента по методу Монте-Карло. Следует отметить, что при спектрометрии электронных пучков экспериментально измеренные значения  $Q_i$  и расчетные значения  $G_i(E)$  могут быть выражены в одних единицах энергии. При этом решение системы интегральных уравнений (1) позволяет получить данные не только о спектральных характеристиках пучка, но и флюенсе электронов. Показания детекторов фотонного излучения обычно регистрируются в единицах экспозиционной дозы, которая пропорциональна величине поглощенной энергии в детекторе, но не соответствуют ей по

абсолютной величине. Поэтому при спектрометрии фотонного излучения решение системы (1) дает информацию только об форме энергетического спектра.

Таким образом, для нахождения  $\varphi(E)$  требуется решить систему интегральных уравнений (1), где левая часть известна с погрешностью  $\Delta Q_i$ , i=1,...,N. Как известно, эта задача относится к классу некорректно поставленных задач, что связано как с ограниченным числом пластин (фильтров), так и с ошибками эксперимента  $\Delta Q_i$ . В конечном счете, совокупность этих и других факторов приводит к тому, что указанную задачу можно рассматривать как эффективно недоопределенную и, следовательно, не имеющую однозначного решения.

Для однозначного выбора решения системы (1) необходимо ввести дополнительную, априорную информацию об искомом спектре. Существующие к настоящему времени довольно многочисленные методы решения задачи (1) отличаются между собой, явно или неявно, видом используемой априорной информации и способом ее введения, что и составляет сущность процедуры ее регуляризации. Так, например, наряду с положительностью искомого решения, часто накладывают требование «гладкости»  $\phi(E)$ , близости ее к некоторой пробной функции  $\phi^0(E)$  и т.п.

Для алгебраизации задачи (1), в созданном комплексе программ используется представление спектра  $\varphi(E)$  в виде b-сплайна [1,2].

Полученная система уравнений решается обобщенным методом минимизации направленного расхождения[3].

В качестве иллюстрации в работе приведено восстановление энергетического спектра тормозного излучения установки ИПУЭ.

#### Литература

- Ю. С. Завьялов, Б. И. Квасов, В. Л. Мирошниченко. Методы сплайн функций. М.: Наука, 1980.
- 2 К. де Бор. Практическое руководство по сплайнам. М.: Радио и Связь, 1985. 304с.
- 3 В. Д. Ларцев. Обобщенный алгоритм метода минимизации направленного расхождения. Доклад на VII межотраслевой конференции по радиационной стойкости.

# Об угловом распределении выведенных в атмосферу электронных пучков мощных ускорителей

А. П. Степовик, <u>В. С. Блинов</u>, Т. В. Купырина Российский Федеральный Ядерный центр – Всероссийский НИИ Технической Физики, 456770 Россия, Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Одним из факторов, влияющих на точность расчета параметров тормозного излучения, является знание углового распределения электронов, падающих на мишень. Для мощных ускорителей прямого действия непосредственные измерения такой зависимости затруднены, поскольку для этого требуется регистрировать малые электрические сигналы в условиях сильного электромагнитного и радиационного фона. Поэтому угловое распределение пучка электронов подобных ускорителей определяется, как правило, косвенным образом.

В данной работе изложены непосредственные измерения углового распределения выходящего в атмосферу пучка электронов ускорителей ИГУР-3 и ЭМИР-М [1]. Для этого использовали разработанные кабельные датчики, в составе которых имелся коллиматор с малой (~0,01 ср) величиной телесного угла [2]. Путем измерения заряда регистрировали число электронов, прошедших через коллиматор каждого датчика.

В экспериментах использовали измерительное устройство с установленными в нем пятью датчиками. Плоскость измерительного устройства отстояла от анода на расстоянии равном 16 см. Ось коллиматора датчика № 1 совпадала с осью ускорительной трубки (УТ), для остальных датчиков оси коллиматоров составляли угол от ~ 8,5° до ~ 21,5° по отношению к оси УТ. Оси всех коллиматоров пересекались с осью УТ в центре анода – титановой фольги, предназначенной для вывода электронов в атмосферу. Особенностью данного измерительного устройства являлось то, что электроны не выходили из него в окружающее пространство и не создавали электромагнитное поле помех.

Анализ регистрируемых сигналов показал, что при измерениях присутствует помеха, связанная с сопутствующим тормозным излучением от конструкции измерительного устройства и фланца УТ. Величина ее в исследованных режимах работы ускорителей составляет для ускорителя

ИГУР-3 ~ 30 % от регистрируемого заряда, а для ускорителя ЭМИР-М -~ 15 %.

Угловое распределение  $F_n(\alpha)$  определялось как отношение заряда, измеренного каждым датчиком, к заряду, измеренному датчиком  $\mathbb{N}$  1. Влияние радиационного фона учитывали по результатам измерений его вклада в полный заряд для каждого датчика.

$$F_n(\alpha) = \frac{1}{1 - \overline{K_{f1}}} \left[ \left( \frac{Q_{t1}}{Q_{t1}} \right)_n - \overline{K_i} \right],$$

где i = 2- 5 – номера датчиков, расположенных под разными углами наклона по отношению к оси УТ; n – номер пуска ускорителя;  $Q_{ii}$  – заряд, регистрируемый на нагрузке *i*-го датчика;  $\alpha$  – угол наклона оси датчика относительно оси УТ;  $\overline{K}_i$ - доля фонового заряда в сигнале на нагрузке *i*-го датчика относительно заряда датчика № 1; -  $\overline{K}_{f1}$ - доля фонового заряда в сигнале на нагрузке датчика № 1 (величины  $\overline{K}_i$  и  $\overline{K}_{f1}$  определялись в предварительных пусках ускорителей.

На рисунке представлены виды угловых распределений электронов, полученные в исследованных режимах работы ускорителей ИГУР-3 и ЭМИР-М.

Угловые распределения электронов  $F_n(\alpha)$  ускорителей ИГУР–3 а) и ЭМИР-М б), полученные в разных пусках (точки), и результат усреднения по всем пускам с указанием величины среднеквадратичного отклонения (линия). По оси абсцисс - угол в °.



б)

Размер горизонтальных линий соответствует интервалу угла «видимости» каждого КД.

#### Литература

a)

- 1. Диянков В.С., Ковалев В.П., Кормилицын А.И. и др. ФММ.. 81. Вып. 2, 119 (1996).
- Степовик А.П., Блинов В.С., Лукин А.В. и др. в Научно-техническиом сборнике "Радиационная стойкость электронных систем - СТОЙКОСТЬ-2004".Вып.7, М., МИФИ, 205 (2004).

# Свойства материала на основе изотопа <sup>13</sup>С для нейтронных мишеней до и после облучения мощным электронным пучком

<u>Е. И. Жмуриков</u><sup>2</sup>, А. И. Романенко<sup>1</sup>, К. В. Губин<sup>2</sup>, П. В. Логачев<sup>2</sup>, В. Б. Фенелонов<sup>3</sup>, С. В. Цыбуля<sup>3</sup>, Е. В. Бургина<sup>3</sup>, L. Тессhio<sup>4</sup> <sup>1</sup>Институт неорганической химии им. А. В. Николаева СО РАН, г. Новосибирск, Россия <sup>2</sup>Институт ядерной физики им. Н. М. Будкера СО РАН, г. Новосибирск, Россия <sup>3</sup>Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, г. Новосибирск, Россия <sup>4</sup>Laboratori Nazionali di Legnaro – Istituto Nazionali di Fisica Nucleare, Legnaro, Italy

Основным узлом интенсивного источника высокоэнергетичных нейтронов на основе протонного ускорителя является нейтронная мишень, в конверторе которой под воздействием мощного протонного пучка вырабатываются нейтроны. Наиболее перспективным материалом для такого конвертора является углерод. Исследовался материал на основе его изотопа <sup>13</sup>С.

Проведены комплексные исследования образцов материала на основе C<sup>13</sup> до и после облучения мощным электронным пучком. Энергия электронов составляла 660 и 1400 кэВ. В качестве методов исследования использовались рентгеновская дифракция, измерения спектров ИК и комбинационного рассеяния света, измерения проводимости, магнитосопротивления и эффекта Холла, анализ с помощью электронной микроскопии на просвет, адсорбционный анализ и др.

Согласно данным рентгенографических исследований углерод-углеродного композита на основе изотопа <sup>13</sup>С его дифракционная картина соответствует турбостратной структуре графита, т. е. структуре, в которой графитоподобные сетки накладываются друг на друга

случайным образом (со случайным вектором смещения одного слоя относительно другого), а области ОКР малы. При воздействии облучения на образец не происходит радикальных изменений его структуры, она по-прежнему соответствует турбостратной модели. Обработка электронным пучком не приводит к заметному изменению положений и полуширин дифракционных пиков: в пределах ошибки эти характеристики и производные от них величины параметров решетки, размеры ОКР и величины микродеформаций остаются постоянными.

Результаты расчетов  $A_{\text{БЭТ}}$  и объема пор  $V_{\text{S}}$  показывают, что облучение сопровождается небольшим увеличением как доступной поверхности (на ~6 %относительных), так и объема  $V_8$  (на ~3.5 % относительных). Увеличение этих параметров прямо связано с появлением дополнительных микропор с размерами до 2 нм, которые образуются как вакансии вместо «выбитых» атомов углерода. Малое изменение значений  $A_{57T}$  и  $V_8$  для образца после 4 и 19 часов облучения может рассматриваться как свидетельство стабилизации этих изменений. Данные рентгенофазовых и адсорбционных измерений говорят в пользу того, что в материале на основе изотопа <sup>13</sup>С под воздействием облучения электронным пучком не происходит существенного изменения его фазового состава, микроструктуры и/или пористой структуры. Это связано предположительно с тем, что облучение сопровождается появлением разнообразных дефектов, но одновременно и «залечиванием» этих дефектов вследствие интенсивного разогрева до температур, характерных для отжига возникающих дефектов. Выбранные эксплуатационные условия работы конвертора на основе изотопа <sup>13</sup>С должны способствовать сохранению его стабильности.

Моделирующий материал на основе МПГ-6 для конвертора нейтронной мишени существенно отличается по своим структурным свойствам от материала на основе изотопа <sup>13</sup>С. Это также следует как из рентгенографических данных, так и из данных абсорбционных измерений. Механическая прочность материала мишени требует дополнительных испытаний.

Как следует из структурных данных и электрофизических исследований облучение ведет к увеличению количества  $sp^3$  связей [1]. Это сопровождается трехмеризацией обнаруженных нами квантовых поправок к проводимости при температурах выше 120 К, которые в исходном образце квазидвухмерны. Кроме этого по мере увеличения дозы облучения уменьшается дефектность графеновых слоев, что ведет к уменьшению концентрации носителей тока и уменьшению проводимости облученных образцов.

Работа выполнена при поддержке: проекта МНТЦ #2257, гранта РФФИ № 03-02-16458, гранта Минобразования РФ № Е02-3.4-57, программы Университеты России (грант № RU01.01.028), Междисциплинарной программы Интеграция СО РАН (грант № 113), грант Президента РФ для поддержки ведущих научных школ РФ НШ- 1042.2003.3

#### Литература

1. Banhart F. Irradiation effects in carbon nanostructures. // Rep. Prog. Phys. (1999) p. 1181-1221

### Импульсно – периодический ускоритель электронов (ИПУЭ) с индуктивным накопителем и полупроводниковым прерывателем тока

В. Б. Братчиков\*, <u>В. М. Зверев\*</u>, А. И. Кормилицын\*, В. В. Перешитов\*, С. Н. Рукин\*\*, А. В. Пономарев\*\*
\*РФЯЦ – ВНИИТФ им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Росиия, (v.b.bratchikov@vniitf.ru)
\*\*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Разработан импульсно-периодический ускоритель электронов с полностью твердотельной системой коммутации энергии и частотой следования импульсов от 1 до 100 Гц. Сечение выведенного пучка электронов и потока тормозного излучения составляет 50×10 см<sup>2</sup> (в плоскости анода). Максимальная амплитуда импульса напряжения на ускорительной трубке  $U_{max} = 750$  кВ, плотность и длительность импульса тока выведенного пучка электронов составляют, соответственно,  $j_{\bar{e}} = 1A/cm^2$  (при S = 500 см<sup>2</sup>) и  $\tau_{\bar{e}} = 57$  нс. Длительность импульса тормозного излучения $\tau_{\gamma} = 25$  нс, доза за импульс  $D_{\gamma} \cong 3$  P (у анода).

#### Литература

- 1. Рукин С. Н. Генерация мощных наносекундных импульсов на основе полупроводниковых размыкателей тока. // Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Екатеринбург. 1998.
- 2. Mesyats G. A. Physics of electron emission from metal-dielectric cathodes // In.Proc: X Int. Conf. High Power Particle Beams. San-Diego, CA, 1994. p.p.207-210.

#### Карбид кремниевые детекторы с высокими разрешающими способностями

 <u>Е. В. Калинина</u>\*, Н. Б. Строкан, А. М. Иванов, Г. Ф. Холуянов, Г. А. Онушкин, Г. Н. Виолина\*\*
 \* Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия (evk@pop.ioffe.rssi.ru)
 \*\* С-Петербургский государственный электротехнический университет, 197376, Санкт-Петербург, Россия

В данной работе представлены результаты по спектрометрии короткопробежных ионов на примере  $\alpha$ -частиц естественного распада с помощью детекторов на основе чистых эпитаксиальных слоев 4*H*-SiC.

4*H*-SiC эпитаксиальные слои толщиной 50 мкм с концентрацией  $N_d$ - $N_a$ = 6×10<sup>14</sup> см<sup>-3</sup> выращивались газотранспотной эпитаксией (CVD) на коммерческих подложках 4*H*-SiC. Сг барьеры Шоттки толщиной 0.1 мкм и площадью 1×10<sup>-2</sup> см<sup>2</sup> наносились термовакуумным напылением. Диодные структуры облучались α-частицами с энергиями 5.1-9.0 МэB, используя изотопы <sup>239</sup>Pu, <sup>240</sup>Pu, <sup>241</sup>Am и <sup>238</sup>Pu.

Структура дефектных центров в образцах изучалась по спектрам фотолюминесценции (PL) при температуре 77 К, по вольт-фарадным (CV) и DLTS данным, полученным в температурном диапазоне 80-700 К. Диффузионные длины неосновных носителей заряда - дырок (Lp), оценивались из зависимости фототока от обратного напряжения и из зависимости эффективности собирания заряда (ССЕ) при облучении. Прямые и обратные вольт-амперные характеристики диодных структур измерялись на постоянном токе.

Спектры PL и данные DLTS для исследуемых образцов выявили малые количества примесных центров, что обусловило довольно высокие значения Lp в CVD слое, 9-13 мкм. Ширина области объемного заряда при 400 В была соизмерима с пробегами  $\alpha$ -частиц с энергией 9 МэВ, обратные токи при этом были менее 1 нА. Наблюдалось насыщение зависимости сигнала детектора от обратного напряжения уже при 100-200 В, что обеспечило полный перенос образованного облучением неравновесного заряда и, следовательно, максимальную величину сигнала детектора (CCE=1). Снятые спектры  $\alpha$ -частиц показали, что SiC-детекторы позволяют выявить тонкую структуру спектров с линиями, отстоящими на 18.8 кэВ, что соответствует разрешению 0.35 %. Такое разрешение соизмеримо с характеристиками спектрометров на основе Si и получено для SiC-детекторов впервые, что позволяет использовать их для спектрометрии ядерных излучений в экстремальных условиях - при повышенных температурах и в химически агрессивных средах.

#### Литература

- 1. А. М. Иванов, Е. В. Калинина, А. О. Константинов, Г. А. Онушкин, .Б. Строкан,
  - Г. Ф. Холуянов, А. Halle'n. Журнал технической физики, <u>30</u> (14), 1 (2004).
- 2. Н. Б. Строкан, А. М. Иванов, Е. В. Калинина, Г. Ф. Холуянов, Г. А. Онушкин, Д. В. Давыдов, Г. Н. Виолина. Принято к публикации в ФТП, <u>**39**</u> (2005).

### Генерация тормозного излучения на установке МИГ в режиме глубокого пинчевания электронного пучка

Н. А. Ратахин<sup>1</sup>, В. К. Петин<sup>1</sup>, С. В. Шляхтун<sup>1</sup>, Ю. А. Суковатицын<sup>1</sup>, А. Ф. Коростелев<sup>1</sup>, Е. Н. Волков<sup>1</sup>, В. Ф. Федущак<sup>1</sup>, А. Г. Березовский<sup>2</sup>, В. Б. Бычков<sup>2</sup>, О. В. Зацепин<sup>2</sup>, Я. З. Кандиев<sup>2</sup>, В. Д. Ларцев<sup>2</sup>, Д. Г. Модестов<sup>2</sup>, <u>В. П. Пудов<sup>2</sup></u>
<sup>1</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия
<sup>2</sup>ФГУП «РФЯЦ – ВНИИТФ им. акад. Е. И. Забабахина», г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Описаны эксперименты по формированию электронного пучка в пинч-диоде с напряжением на ускорительном промежутке до 1,1 MB, током пучка около 600 кА, длительностью импульса излучения ~ 75 нс. Представлены дозовые и энергетические параметры тормозного излучения, полученного на танталовой фольговой мишени толщиной 40 мкм. Показана возможность измерения дозовых характеристик поля излучения вблизи анода с помощью полупроводникового детектора, работающего в режиме насыщения. Обычные измерения с помощью термолюминесцентных детекторов в этой области поля невозможны из-за их механического разрушения осколками мишени и поглотителя электронов.

# Особенности структуры графитоподобного материала на основе изотопа <sup>13</sup>С после облучения электронным пучком

<u>И. Л. Святов</u>, И. В. Подгорнова, А. Е. Шестаков, С. М. Новгородцев, В. В. Плохой РФЯЦ ВНИИТФ, Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Методами световой и растровой электронной микроскопии проведено исследование структуры образцов перспективного для использования в качестве протон-нейтронного конвертора графитоподобного материала на основе изотопа <sup>13</sup>С после облучения электронным пучком с энергией 660 кэВ и мощностью до 1100 Вт/см<sup>2</sup>. Получены изображения поверхности, изломов и поперечных шлифов образцов при различной мощности пучка и разном времени облучения. Показано, что при температурах до 2000 °С структурные изменения материала образцов под воздействием электронного облучения незначительны и обусловлены в большей мере продолжительностью облучения, чем мощностью пучка. Работа проводилась в интересах проекта МНТЦ № 2257.

### Измерения коэффициента Грюнайзена анизотропных углеродных материалов на электронных ускорителях

А. П. Степовик РФЯЦ – ВНИИТФ, Снежинск 456770, Россия (dep5@vniitf.ru)

В последние годы в мире интенсивно развивается направление, связанное с изучением механических свойств материалов при быстром выделении в них энергии излучения. Поглощение энергии за времена, много меньшие механической инерционности материала, приводит к возникновению в нем термоупругих напряжений.

Одними из перспективных и интересных в практическом и физическом планах материалов являются композитные материалы. Отдельная область композитов – углеродуглеродные композиты, т.е. материалы, полученные из углеродных волокон с



Рис. Осциллограмма импульса напряжения в образце композита 4КМС толщиной 10 мм. Метки 1 мкс. заполнением матрицы углеродом. В углеродуглеродных композитах при импульсном нагреве излучением может реализоваться достаточно сложная картина напряжений. С целью изучения возможного поведения подобных материалов при импульсном выделении в них энергии излучения была проведена данная экспериментальная работа.

Исследовали анизотропный материал – углерод-углеродный композит 4КМС и двумерный материал – пиролитический

углерод (пироуглерод) УПВ-1. В качестве параметра, характеризующего поведение материала, выбрали его коэффициент Грюнайзена. Работу проводили на ускорителях

электронов: для композита 4КМС – на ускорителе ИГУР-3 [1] (средняя энергия электронов ~2 МэВ, длительность импульса на полувысоте ~5 $\cdot$ 10<sup>-8</sup> с); для пироуглерода – на менее мощной установке с максимальной энергией электронов ~1 МэВ, средней энергии 0,3...0,5 МэВ и длительности импульса на полувысоте ~1,3 $\cdot$ 10<sup>-7</sup> с. Пучок электронов падал на лицевую сторону образца, к тыльной стороне которой через акустическую задержку с малой величиной затухания приклеен пъезодатчик. Регистрировали амплитуду термоупругих напряжений с помощью пъезодатчика и величину потока энергии, падающую на поверхность образца. На рисунке приведена осциллограмма импульса напряжения, полученная в одном из экспериментов. Видно, что к датчику первой приходит волна растяжения (отрицательный импульс), а не сжатия, как это наблюдается у изотропных материалов.

В таблице 1 приведены экспериментальные результаты для композита 4КМС.

Таблица 1

Флюенс энергии электронов, Дж/см <sup>2</sup>	42	49	40	53
Максимальный нагрев 4КМС, К	65	76	63	82
Толщина образца, мм	10	10	15	15
Коэффициент Грюнайзена (Г)	- 0,012	- 0,015	- 0,006	- 0,005

Из данных таблицы 1 следует, что в области температур ~ 340 К коэффициент Грюнайзена для 4КМС имеет отрицательный знак. Кроме того, величина этого коэффициента очень мала, по сравнению с другими материалами.

Для измерения коэффициента Грюнайзена пироуглерода было изготовлено два образца толщиной 10 мм с различной ориентацией плоскостей по отношению к направлению осаждения углерода: перпендикулярно и параллельно плоскости осаждения, в направлениях "а" и "с" ("а" – вдоль плоскости осаждения углерода, "с" – перпендикулярно ей) [2]. В таблице 2 приведены измеренные значения коэффициента Грюнайзена и скорости звука пироуглерода УПВ-1, а также, для сравнения, аналогичные данные для двух отличающихся по способу изготовления зарубежных пиролитических графитов PG3 и САРG при температуре 300 К [3, 4].

Таблица 2

	направление				
Материал	I "c"		"a"		
	Г	с, см/с	Г	с, см/с	
УПВ-1	$0,26 \pm 0,04$	$0,36 \pm 0,04$	$0,17 \pm 0,03$	$0,53 \pm 0,05$	
PG3	0,3	0,36	0,2	0,61	
CAPG	$0,\!48 \pm 0,\!03$	$0,38 \pm 0,05$	$-0,99 \pm 0,15$	$2,2 \pm 0,1$	

Экспериментальные значения коэффициента Грюнайзена и скорости звука пиролитических графитов [2-4]

На основании результатов работы следует, что параметры термоупругих напряжений, возникающих в анизотропных материалах при их импульсном разогреве излучением, значительно отличаются от поведения изотропных однородных материалов. В зависимости от ориентации структуры образца, по отношению к направлению падения излучения, может изменяться как величина напряжений, так и их знак. Отсюда, даже при большой величине энерговыделения, величина возникающих напряжений может быть достаточно малой и даже близкой к нулю.

#### Литература

- 1. Диянков В. С., Ковалев В. П., Кормилицын А. И. и др. ФММ 81, Вып. 2, 119 (1996).
- 3. Степовик А. П. ПМТФ № 4. 150 (1992)
- 4. Benson D. A., Gauster W. B. Phil. Magazine **31**, № 5, 1209 (1975)
- 5. Gauster W. B. // Phil. Magazine 25, № 3, 687 (1972)

# Методика измерения набора дозы гамма-излучения на основе конденсаторного датчика

<u>В. Л. Стряхнин</u>, В. Т. Громов РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск, Россия <u>(факс: +7-35172-51101)</u>

В качестве рабочего тела конденсаторного датчика гамма-излучения используется конденсатор серии К-52, имеющий низкую чувствительность к нейтронам. Это позволяет измерять набор дозы на установках гамма- и гамма-нейтронного излучений. Измерение набора дозы проводится дистанционно в автоматическом режиме с одновременной калибровкой измерительного тракта. Погрешность измерения дозы не превышает ± 20 %.

Методика состоит из двух основных устройств: конденсаторного датчика дозы гаммаизлучения КДД и контрольно-технологического устройства "ИНДИРА".

Рабочим телом конденсаторного датчика является танталовый электролитический конденсатор К52-11В-16В-100мкФ. Конденсатор состоит из анода, спеченного из зерен тантала, жидкого электролита и корпуса. Чувствительным к гамма-излучению элементом является диэлектрический слой оксида Ta<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, находящийся на поверхностях зерен тантала. При воздействии гамма-нейтронного излучения из-за большого атомного веса оксида сопутствующее нейтронное излучение слабо поглощается в оксиде и, практически, не увеличивает РНЭ диэлектрика конденсатора. Вследствие этого конденсаторный датчик, заряженный предварительно до напряжения Uo, разряжается, в основном, за счет воздействия гамма-излучения. Доза гамма-излучения связана с величиной спада напряжения конденсаторном экспоненциальной на датчике зависимостью. Технические характеристики конденсаторного датчика дозы КДД приведены в таблице.

Таблица

Диапазон измеряемых доз	$\mathbf{D} = 10^3 \div 5 \bullet 10^5 \mathbf{P}$	
Вклад нейтронов в разряд датчика при облучении в экспериментальных. каналах и в окнах биологической защиты реакторов: ИГРИК, ЯГУАР (средняя энергия нейтронов ~1 МэВ).	$\frac{K_n}{K_{\gamma}} \cdot \frac{\Phi_n}{D} \le 0.11 \ (\le 11 \ \%)$	
Допустимое предварительное облучение дозой и	$D_{\Sigma} \ge 2 \bullet 10^7 P$	
Флюенсом нейтронов	$\Phi_n \ge 2 \bullet 10^{16} \mathrm{H/cm}^2$	
Чувствительность к гамма-излучению с энергией ~1 МэВ	$K_{\gamma} = 5.5 \bullet 10^{-6} 1/P$	
Чувствительность к нейтронам реакторов ИГРИК, ЯГУАР	$K_n = 7 \bullet 10^{-16} \text{ cm}^2 / \text{H}$	
Напряжение на датчике до облучения	$U_0 = 16B$	
Диапазон температур	$T = (+20\pm 5) °C$	
Габаритные размеры	Ø16х50 мм	
Macca	20г	

Авторское право на разработанный нами датчик дозы гамма-излучения защищено свидетельством на изобретение и патентом России.

Контрольно-технологическое устройство "ИНДИРА" предназначено для дистанционного управления работой конденсаторного датчика и для согласования датчика со стандартным средством измерения напряжения. Устройство "ИНДИРА" (конструкторская документация № Р56-Л2191) содержит: повторитель напряжения с входным сопротивлением 200 МОм, стабилизированный источник постоянного напряжения  $U_0 = 16$  В для заряда датчика и систему автоматики для управления работой датчика и калибровки измерительного тракта в процессе измерения набора дозы. Величина относительной погрешности измерения дозы не превышает ±20 % при



Рис. График набора дозы при генерации двух импульсов излучения в пуске реактора ИГРИК

доверительной вероятности 0,95, что соответствует требованиям ГОСТ. На рисунке показан график набора дозы при генерации двух импульсов излучения в одном пуске реактора ИГРИК.

### Отраслевой научно-технический центр атомно-масштабных исследований ИТЭФ. Развитие работ

<u>А. Л. Суворов</u>, В. Н. Дикарев, А. Г. Залужный, М. А. Козодаев ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики Б. Черемушкинская ул., 25 Москва 117218, Россия (alex.suvorov@itep.ru)

Как уже сообщалось ранее, в ГНЦ РФ ИТЭФ недавно был создан Отраслевой научно-технический центр (ОНТЦ). Основная цель исследований в центре – получение в атомных масштабах детальной информации о радиационных эффектах (прежде всего – структурных дефектах, их образовании и поведении, эволюции дефектной структуры) в материалах.

Основными направлениями исследований в ОНТЦ являются:

- атомно-масштабные исследования образования и поведения радиационных дефектов в конструкционных реакторных материалах – металлах, сплавах, сталях;
- атомно-зондовые исследования радиационных эффектов в многокомпонентных конструкционных электропроводящих материалах;
- исследования взаимодействия мощных потоков излучений с поверхностью материалов;
- исследование радиационных повреждений кремниевых детекторов, развитие пучковых технологий создания структур «кремний на изоляторе».

Кроме того, развиваются и другие, «дополнительные» направления исследований:

- взаимодействие газов с материалами ядерных и термоядерных установок;
- создание наноструктур и исследование их свойств;
- изучение мощных электрофизических воздействий на электропроводящие материалы;
- определение параметров и исследование динамики процессов (десорбции и испарения полем, автоэлектронной эмиссии, поверхностной миграции) в сильных электрических полях;
- разработка и создание физических приборов, в том числе и для поставки на рынок современной научно-технической аппаратуры.

Перечислим основные направления проводимых в ОНТЦ исследований более подробно, указав и их цели.

- Автоионномикроскопические исследования радиационных эффектов в конструкционных реакторных материалах, с переносом акцентов на делящиеся материалы, в первую очередь на уран и его сплавы, а затем – на плутоний. Цель – выяснение и анализ физики процессов деградации свойств указанных материалов и продление их ресурса.
- Развитие исследований на оптическом томографическом атомном зонде: анализы распределения и перераспределения компонентов в различных материалах (конструкционных реакторных сталях, некоторых делящихся, полупроводниковых) в результате радиационных, термических, механических и коррозионных воздействий.
- Развитие исследований поверхностных и объемных эффектов в конструкционных реакторных материалах, включая делящиеся, сначала уран и затем плутоний, с помощью сканирующей туннельной и атомно-силовой микроскопии – как на воздухе, так и, прежде всего, в вакууме, с использованием специально созданных приборов.
- О Изучение механизма передачи энергии быстрых многозарядных тяжёлых ионов атомам мишени в зависимости от заряда ионов; изучение результата воздействия мощных потоков лазерной плазмы (интенсивность потока ионов в плазме 10<sup>22</sup>÷10<sup>23</sup> ион/см<sup>2</sup>с) с конденсированным веществом; моделирование при помощи лазерной плазмы условий, с которыми встречается летательный аппарат при

подходе к планетам солнечной системы; нанесение "нестираемых" покрытий на различных образцах.

- Проникновение водорода через материалы (например кандидатные для первой стенки ТЯР), влияние на этот процесс граничных условий, режимов облучения (энергия ионов, доза облучения, раздельное и совместное облучение несколькими ионами), состояние поверхности и структуры материала (размер зерен, плотность дислокаций и др.).
- Удержание водорода в материалах в процессе нагрева. Исследовано влияние типа облучения (нейтроны, плазма, бомбардировка ионами) и структуры исследуемых материалов на удержание изотопов водорода) в процессе нагрева. Актуальность связана с безопасностью эксплуатации ТЯР и возможными потерями дорогостоящего горючего (трития).
- О Получение оригинальных данных о радиационной деградации кремниевых детекторов, разрабатываемых для использования в условиях высоких интегральных флюенсов (до 10<sup>16</sup> частиц/см<sup>2</sup>) и формулирование рекомендаций по технологии их производства. Цель - разработка нового поколения радиационностойких детекторов, востребованных при создании мощных электрофизических установок.

Сегодня деятельность ОНТЦ ИТЭФ включает:

- объединение усилий (и средств) с целью проведения совместных исследований на оборудовании ОНТЦ ИТЭФ по указанным выше направлениям;
- выполнение заказных исследований силами ОНТЦ ИТЭФ в указанных направлениях при финансировании заказчика;
- изготовление, поставку и наладку оригинального оборудования (атомномасштабных микроскопов) как для совместных исследований (частичная оплата), так и для самостоятельных исследований (полная оплата);
- обучение (стажировку) работе на приборах (исследований в атомных масштабах) научных сотрудников и студентов (договорные условия).

### Применение капиллярной рентгеновской техники для прецизионного измерения параметров многослойных структур

<u>А. Н. Тарасенков</u><sup>1</sup>, А. Г. Турьянский<sup>2</sup>, Н. Н. Герасименко<sup>2,3</sup>, С. А. Апрелов<sup>2,3</sup> <sup>1</sup>Технологический Центр МИЭТ, Москва, Россия (A.Tarasenkov@tcen.ru) <sup>2</sup> Институт рентгеновской оптики <sup>3</sup>Московский государственный институт электронной техники (технический университет)

Измерение параметров многослойных структур, содержащих металлические, диэлектрические, полупроводниковые и другие слои, прежде всего, прецизионное измерение толщины, является самостоятельной трудоемкой задачей, требующей применения специальной техники. Разработанная институтом рентгеновской оптики техника на базе линзы Кумахова позволяет в режиме экспрессных рутинных измерений получать информацию о толщине, составе пленок в многослойных структурах при минимальной толщине отдельных слоев порядка 50 Å.

В работе продемонстрированы возможности применения рентгеновских дифрактометров и других приборов для исследования параметров многослойных металлических систем, используемых при создании интегральных устройств магнитной памяти.

Приводятся конкретные результаты, демонстрирующие возможности применяемой аппаратуры по разрешению, времени проведения измерений и другим эксплуатационным характеристикам.

# Новый реакторный источник нейтронов микросекундной длительности

А. В. Лукин, Э. П. Магда, <u>Д. В. Хмельницкий</u>, Ю. И. Чернухин РФЯЦ – ВНИИТФ, г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Наиболее мощные нейтронные импульсы генерируются в реакциях деления тяжелых ядер на импульсных ядерных реакторах (ИЯР). При минимальной длительности импульса ~50 мкс выход нейронов может составлять ~ $10^{17}$  [1, 2]. Одним из путей значительного уменьшения длительности нейтронного импульса на ИЯР является обеспечение эффективной обратной связи по реактивности. В работах [3, 4] для этой цели предложено в качестве материала активной зоны (АЗ) использовать металлический плутоний в  $\alpha$ -фазе. Согласно данным [5] при температуре ~100-120 °C плутоний испытывает фазовое  $\alpha \rightarrow \beta$  превращение с изменением плотности на ~10 %. Для АЗ, состоящей из металлического плутония в  $\alpha$ -фазе, такое изменение плотности соответствовало бы изменению реактивности также на ~10 %. Для генерирования импульса делений длительностью  $\tau \le 10$  мкс в реакторе с временем генерации мгновенных

нейтронов  $\Lambda \sim 10^{-8}$  с необходимо обеспечить эффективность обратной связи  $\Delta K \geq \frac{6\Lambda}{2} \sim 10^{-1}$ 

<sup>2</sup>. Поэтому АЗ с эффективной обратной связью, основанной на фазовом превращении плутония, может содержать большую часть урана и меньшую часть плутония. Например, для исследований лазеров с ядерной накачкой такой источник нейтронов мог бы оказаться весьма перспективным. Возможно его применение и в задачах по исследованию радиационной стойкости радиоэлектронной аппаратуры.

#### Литература

- 1. Шабалин Е. П. Импульсные реакторы на быстрых нейтронах. М., Атомиздат, 1976, 248 с.
- Колесов В. Ф. Апериодические импульсные реакторы. г. Саров. Изд-во РФЯЦ-ВНИИЭФ, 1999, 1032 с.
- 3. Леваков Б. Г., Лукин А. В., Магда Э. П. и др. Импульсные реакторы РФЯЦ–ВНИИТФ. Монография под ред. А. В. Лукина. РФЯЦ–ВНИИТФ, Снежинск, 2002, 608 с.
- Лукин А. В., Чернухин Ю. И. Реактор с α–плутонием в активной зоне для генерирования импульсов делений микросекундной длительности. В матер. 3–й международной конференции "Проблемы лазеров с ядерной накачкой и импульсные реакторы. 16—20 сент. 2002 г., г. Снежинск". РФЯЦ–ВНИИТФ, г. Снежинск, 2003, с. 553—558.
- 6. Плутоний. Справочник. Под ред. О. Вика. Т. 2.// М., Атомиздат, 1973, 455 с.



# VII. Некоторые вопросы физики радиационных явлений в полупроводниках и изоляторах

### Поверхностные и объемные дефекты в нанокристаллическом облученном CuO

<u>Т. И. Арбузова</u>\*, С. В. Наумов\*, Е. А. Козлов\*\*, В. Л. Арбузов\*, Б. А. Гижевский\* \* Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия (naumov@imp.uran.ru) \*\*РФЯЦ - ВНИИТФ им. акад. Е. И. Забабахина, Снежинск, Россия

В работе изучено влияние размера зерна, упругих напряжений и электронного облучения на магнитную восприимчивость  $\chi(T)$  плотной нанокерамики CuO, полученной методом ударно-волнового воздействия. Магнитный порядок в CuO определяется сильным антиферромагнитным сверхобменом ионов Cu<sup>2+</sup>(S=1/2) через ионы кислорода. Температурная зависимость восприимчивости имеет вид, характерный для 1D или 2D антиферромагнетиков, которые при понижении T переходят в 3D состояние. Вблизи  $T_N=230$ К изменяется наклон  $\chi(T)$ , но отсутствует типичный максимум  $\chi$ . Установлено, что при уменьшении размера зерна 5 нм≤d ≤ 70 нм в области T < 140 К появляется разрывом обменных связей Cu-O-Cu для поверхностных спинов, число которых при уменьшении d растет. Концентрация разупорядоченных спинов Cu<sup>2+</sup> зависит не только от размера наночастиц, но и от взаимодействия между ними. Об этом свидетельствуют более высокие значения  $\chi$  в рыхлых нанопорошках CuO при тех же значениях d.

Влияние микроструктуры и состояния границ раздела отчетливо проявляется в компактированных наноматериалах. Установлено, что релаксация упругих напряжений в компактной нанокерамике при сохранении размера зерна приводит к восстановлению антиферромагнитного порядка и обычному для CuO виду  $\chi(T)$ . В нанопорошках CuO через 3 года зависимости  $\chi(T)$  не изменились, что указывает на отсутствие в них релаксационных процессов.

Не только поверхностные, но и объемные дефекты могут приводить к разрыву антиферромагнитных связей. При электронном облучении ионы кислорода и меди могут быть смещены из своих позиций, что приведет к изменению обменных параметров. Показано, что при малых дозах облучения  $\Phi \le 2.4 \cdot 10^{18}$  эл/см<sup>2</sup> зависимости  $\chi(T)$  для отожженных нанокерамик практически не изменяются, однако при  $\Phi = 5 \cdot 10^{18}$  эл/см<sup>2</sup> появляется значительный парамагнитный вклад в  $\chi$ , который возрастает при уменьшении размера зерна. Таким образом, большое число дефектов как в поверхностных слоях наночастиц CuO, так и в их объеме приводит к фрустрации обменных связей ионов Cu<sup>2+</sup> и увеличению восприимчивости.

Работа выполнена в рамках программ ОФН-19 и ФЦНТП 40.012.1.1.1153.

#### Fractal analysis of self-organized structures in implanted semiconductors

<u>S. A. Aprelov<sup>1</sup></u>, N. N. Gerasimenko<sup>1</sup>, N. A. Medetov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Moscow Institute of Electronic Technology (Technical University), Moscow, Russia (rmta@miee.ru) <sup>2</sup> Kostanay Technical-Social University, Kostanay, Kazakhstan

The processes of self-organization in single crystal semiconductors under ion bombardment is the item of increasing interest at the last time. These processes can lead or for recentralization after amorphization in continues process of ion bombardment or to creation of ordered three dimensional (3D) systems of clusters which can present association of structural defects and impurity atoms. In some cases such clusters can demonstrate quantum dimensional properties by electrophysical, optical, luminescent and other parameters.

The problem of analysis order degree of elements in such a system is the self consistent task. We solve this problem by means of fractal analysis in combination with other analytical methods (Fourier transform) and with using of experimental methods of investigation (AFM-microscopy, Auger-spectrometry with high space resolution, Raman scattering of light, low temperature photoluminescence) for comparison.

It was shown that fractal dimension serve as quantitative parameter characterizing the degree of order for nanodimensional elements. In some cases this parameter will discover the ordering even if when other methods can not give the possibility disclose the ordering and make a quantitative estimation of its degree.

The computer simulation of systems consisting of different structure elements with different level of ordering was carried out. This procedure gave the possibility to estimate of ordering level quantitatively. In some cases the dependence of this ordering on fractal dimension demonstrate non monotonic (in separate cases - oscillating) character. For system with the dense space structure of clusters the dependence of fractal dimension on degree of organization exist as quasilinear and its angle coefficient increase with growing of cluster density.

# Анализ результатов прецизионного измерения параметров многослойных структур

<u>С. А. Апрелов</u><sup>1,2</sup>, А. Г. Турьянский <sup>1</sup>, Н. Н. Герасименко <sup>1,2</sup>, А. Н. Тарасенков <sup>3</sup> <sup>1</sup> Московский Государственный Институт Электронной Техники (ТУ), Москва, Зеленоград, Россия (RMTA@miee.ru) <sup>2</sup> Институт рентгеновской оптики, Москва <sup>3</sup> Технологический Центр МИЭТ, Москва, Зеленоград, Россия

Большое внимание исследователей в мировой науке привлекает физико-техническое направление, связанное с анализом структуры полупроводников (главным образом полупроводниковых соединений  $A^3B^5$ , кремнии и связанном с ним диэлектрике SiO<sub>2</sub>) рентгеновскими методами, в частности с одним из направлений рентгеновской оптики – капиллярной рентгеновской оптики. В связи с этим предлагаемая работа базируется на использовании приборов, разработанных Институтом Рентгеновской Оптики и

основанных на применении устройств, называемых в мировой литературе *линза* и *полулинза Кумахова*.

Для обеспечения процесса измерения жизненно необходим контроль параметров прибора и последующий математический анализ полученных данных, который основан на использовании аналитического программного обеспечения, эффективность которого зависит от используемых алгоритмов анализа и обработки.

В работе по определению параметров слоёв многослойной металлизации применяется метод определения толщин и структурных особенностей многослойных структур на базе рентгеновской рефлектометрии, обеспечивающий возможность экспресс анализа результатов исследования имплантированных слоёв в полупроводниках. Расшифровка полученных результатов исследования и решение обратной задачи были проведены с использованием разработанного авторами аналитического программного обеспечения построенного на принципах применения генетических алгоритмов.

Приводятся конкретные результаты, демонстрирующие возможности применяемой аппаратуры по разрешению, времени проведения измерений и другим эксплуатационным характеристикам.

### Влияние облучения реакторными нейтронами и температуры на структуру монокристаллов InP

В. М. Бойко, В. Т. Бублик<sup>\*</sup>, М. И. Воронова<sup>\*</sup>, Н. Г. Колин, Д. И. Меркурисов, К. Д. Щербачев<sup>\*</sup> Филиал ФГУП «Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л. Я. Карпова», г. Обнинск, Россия (ngkolin@mail333.com) \*Московский Государственный институт стали и сплавов (Технологический университет), г. Москва, Россия

Представлены результаты исследования характера влияния облучения быстрыми и полным спектром реакторных нейтронов и последующих термообработок на структурные характеристики монокристаллов InP.

Прецизионные измерения периода решетки проводились методом Бонда с использованием CuK<sub> $\alpha$ 1</sub> излучения ( $\lambda$ =0,15405934±0,0000082 нм) и асимметричного отражения (337). Точность измерений параметра решетки составляла ±1·10<sup>-6</sup> нм. Для изучения микродефектов, образующихся при облучении, использовался метод диффузного рассеяния рентгеновских лучей (ДРРЛ), позволяющий выявлять не только микродефекты в виде выделений частиц новой фазы и дислокационных петель, но и кластеры точечных дефектов, невыявляемые методом просвечивающей электронной микроскопии, которые когерентны с матрицей и обладают размытой границей и малыми градиентами полей смещений. Такие дефекты могут возникать в процессе облучения нейтронами и при распаде разупорядоченных областей, сопровождающемся перераспределением точечных дефектов и аннигиляцией межузельных и вакансионных дефектов.

Показано, что, в отличие от других полупроводниковых соединений  $A^{III}B^{v}$ , в монокристаллах InP при облучении нейтронами период решетки уменьшается. Уменьшение периода решетки после облучения наблюдается для всех значений концентрации Те в исходном материале, а также для образца, содержащего в исходном состоянии Sn. Более резкое уменьшение периода решетки наблюдается в монокристаллах с  $n_{\text{нсx}}$ >8.0·10<sup>17</sup> см<sup>-3</sup>. Основной вклад в изменение периода решетки вносят быстрые нейтроны. Наличие составляющей тепловых нейтронов, приводящих к образованию в материале атомов Sn, не вызывает существенного изменения периода решетки.

Термообработка облученных образцов до температуры порядка 600 °С приводит к отжигу радиационных дефектов и восстановлению периода решетки, а при больших флюенсах нейтронов период решетки становится больше, чем до облучения.

Анализ полученных экспериментальных результатов позволил сделать предположение о том, что уменьшение периода решетки в InP при облучении нейтронами вызвано в основном образовавшимися антиструктурными дефектами P<sub>In</sub>, вызывающими в данном случае эффект, аналогичный вакансионным дефектам.

### Точечные дефекты в полупроводниках: электронная структура, химические тенденции

В. Н. Брудный<sup>\*</sup>, С. Н. Гриняев<sup>\*</sup>, Н. Г. Колин<sup>\*\*</sup> \*СФТИ им. акад. В.Д. Кузнецова при ТомГУ, Томск, Россия (brudnyi@ic.tsu.ru) \*\*Обнинский филиал НИФХИ им. акад. Л. Я. Карпова, Обнинск, Россия

Рассматриваются простейшие точечные дефекты - вакансии анионов V<sub>A</sub> и катионов V<sub>C</sub>, а также антиструктурные дефекты А<sub>C</sub>, С<sub>A</sub> в бинарных полупроводниках группы III-V в качестве основных дефектов, ответственных за изменение электрических параметров материала при высокоэнергетическом радиационном воздействии. Расчет состояний собственных точечных дефектов проводился методами модельного нелокального псевдопотенциала и расширенной элементарной ячейки. Глубокие уровни дефектов отождествлялись с состояниями сверхрешетки из периодических дефектов при равном нулю волновом векторе сверхрешетки. Из полученных данных следует, что для наиболее "сильных" дефектов из вакансий анионов глубокие уровни во всей группе кристаллов имеют почти одно и тоже энергетическое положение 4.51 eV относительно уровня вакуума. Эти данные хорошо согласуются с соответствующими расчетами для модельного глубокого уровня  $E_{\rm B}^{\rm abs} \approx 4.63 \, {\rm eV}$ , который играет роль локального уровня Ферми в облученном полупроводнике [1]. Показано, что с уменьшением "мощности" дефекта среднее значение глубокого уровня все больше отличаются от результатов соответствующего модельного расчета положения уровня Ев<sup>abs</sup>. Усреднение энергетических уровней по соответствующим парам дефектов C<sub>A</sub> - A<sub>C</sub>, V<sub>C</sub> - V<sub>A</sub> и по всей совокупности рассмотренных в работе собственных точечных дефектов дает средний энергетический уровень  $E_{av} \approx 4.9 \text{ eV}$ , который исполняет роль уровня Ферми в дефектном

материале. Представленная работа проясняет роль точечных дефектов в облученных полупроводниках и показывает, что дефекты на основе анионных вакансий, наиболее "мощные" дефекты среди рассмотренных в данной работе структурных нарушений решетки, играют особую роль. Их энергетическое положение близко к положению наиболее глубокого модельного состояния дефекта E<sub>B</sub>. Поэтому уровни V<sub>A</sub> могут выступать в качестве универсальных энергетических уровней ("меток"), единых в группе полупроводников с родственным типом химических связей. Проведенные исследования набор собственных дефектов в не исчерпывают возможный облученных полупроводниках, поскольку характер радиационных дефектов от условий облучения материала, и в качестве таковых дефектов могут выступать как точечные дефекты при облучении полупроводника гамма - квантами или электронами, так и ассоциированные дефекты (кластеры) в материалах, облученных ионами или быстрыми нейтронами.

#### References

1. V. N. Brudnyi, S. N. Grinyaev, N. G. Kolin. Physica B, 348, 213 (2004).

### Ultrafast and fast stages of relaxation of insulating materials excited by high-current-density electron beams

<u>D. I. Vaisburd</u> Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia (vaisburd@tpu.ru)

High-current electron and ion accelerators whose parameters are adjusted within intervals 0.1-1.0 MeV, 10-10000 A/cm<sup>2</sup>, 0.1-100 ns were designed and built in the middle 60s. These accelerators, along with nuclear explosion and lasers, became one of the most powerful manmade sources of radiation and particle beams. Their application in the research and treatment of materials for about 40 years has brought along new experimental methods and much information on fast electronic processes and structure defects. The present work is a short review of the main results obtained in this field by means of experiment, theoretical analysis and numerical simulation of the basic processes. A high-power electron beam causes an intensive inflation process covering the time interval of  $10^{-18}$  to  $10^2$  s in an insulating material. This process results in increasing the number and a simultaneous lowering of the average energy of transient electronic and lattice excitations. The present work deals with the time sequence of the stages of this inflation process.  $10^{-18} - 10^{-17}$  s: primary impact and Auger ionization in the material and generation of secondary electrons and holes.  $10^{-17} - 10^{-15}$  s: time evolution of the excited electrons energy distribution from the primary beam to the "instantaneous" one, formed prior to electron-phonon scattering.  $10^{-15} - 10^{-12}$  s: time evolution of excited non-ionizing electrons and holes, and their energy-momentum distributions from the "instantaneous" to quasi-stationary ones in the process of electron-lattice relaxation. The contribution of short-wavelength phonons is especially large in this stage.  $10^{-12} - 10^{-11}$  s: thermalisation of excited electrons and holes filling the edges of the energy bands. The contributions of long-wavelength optical and acoustic phonons are decisive at this stage.  $10^{-11}$  -  $10^{-7}$  s: various trapping/detrapping processes including thermostimulated tunneling from trap to band and back (Poole-Frenkel effect), impact and Auger ionization of traps, and electronhole recombination.  $10^{-11} - 10^{-7}$  s: strong electric field formation due to trapping the electrons of primary beam in the insulating material, the effects of electron-hole space redistribution and heating in a high electric field.  $10^{-9} - 10^{-7}$  s: formation of strong thermoelastic and shock mechanical fields of two types: an acoustic one which propagates with sound velocities, and a quasi-static one which propagates with thermal conductivity.  $10^{-7} - 10^{-3}$  s: decay of primary acoustic fields into intrinsic modes: longitudinal, flexural, etc., generation and motion of dislocations and cracks, plastic deformation, and brittle destruction of materials.  $10^{-3} - 10^2$  s: slow thermostimulated diffusion of defects in quasi-static mechanical fields.

The complexity of the processes grows with the increase of a stage duration. The situation is far from a comprehensive description or even understanding. Nevertheless, many new effects observed were explained.

# Термооптические эффекты, связанные с поверхностными структурными нарушениями на кремнии

<u>Н. Н. Герасименко (мл.)</u><sup>1</sup>, Н. Н. Герасименко <sup>2</sup>, Ю. Н. Пархоменко <sup>3</sup>, В. Ю. Троицкий <sup>1</sup> Институт системных исследований РАН, Москва, Россия (nikolay\_gerasimenko@srisa.ru) <sup>2</sup> Московский институт электронной техники (ТУ), Москва, Зеленоград, Россия <sup>3</sup> Московский институт стали и сплавов (ТУ), Москва, Россия

В предыдущем сообщении были представлены результаты исследования с помощью термооптических методов особенностей проявления радиационных дефектов, формируемых в кремнии ионной бомбардировкой [1]. Результатами данной работы показано, что изменения во времени амплитуды термооптического отклика, связанного с присутствием структурных нарушений в приповерхностной области кремния (в т.ч. радиационных), могут определяться как перезарядкой дефектных центров, так и отжигом (перестройка структуры) при температурах вплоть до комнатной.

Радиационные дефекты, по термооптическому отклику, демонстрируют как процесс перезарядки, так и процесс отжига. В тоже время, структурные дефекты, создаваемые высокотемпературным окислением (двойники и дефекты упаковки), проявляются только по величине термооптического отклика, независящего от процесса перезарядки. Представлена возможность стабилизации поверхности с помощью высокотемпературного окисления, определены минимальные толщины окисла, приводящие к эффекту стабилизации.

Показано, что величина термооптического отклика на имплантированных образцах кремния зависит от массы имплантируемого иона: сигнал увеличивается с массой иона, что определяется степенью разрушения кристаллической решетки.

#### Литература

1. Доклад на 5-ом уральском семинаре "Радиационная физика металлов и сплавов", Снежинск, 2003.

### Сравнительное исследование радиационной проводимости монокристаллов ионных диэлектриков и природного алмаза при облучении электронными и рентгеновскими пучками наносекундного сильноточного ускорителя

Д. И. Вайсбурд, <u>Е. В. Голов</u>, Э. Г. Таванов Томский политехнический университет, г. Томск, Россия (golov@mail2000.ru)

В лаборатории нелинейной физики Томского политехнического университета с 1972 г. ведутся исследования объемной радиационной проводимости диэлектриков под воздействием сильноточных пучков электронов. Результаты первых исследований приведены в монографии [1]. Среди исследуемых материалов основное место занимают щелочно-галлоидные кристаллы (ЩГК). Также изучались кварц, аморфные и поликристаллические структуры, органические диэлектрики и некоторые другие материалы. Было установлено, что при высоких мощностях дозы в объемную ЩГХ ионизационно-пассивные проводимость основной вклад вносят высокоэнергетические электроны, время жизни которых 10<sup>-12</sup>...10<sup>-11</sup> секунд. Эта проводимость, получившая название «высокоэнергетической», сильно отличается от низкоэнергетической и горячей, известных из физики полупроводников.

Высокоэнергетическую проводимость удается выделить в чистом виде благодаря низкой подвижности низкоэнергетических носителей 1...10 см<sup>2</sup>/(Вс) в ЩГК. Её изучение дает ценную информацию об интенсивности взаимодействия электронов с коротковолновыми фононами (с большим квазиимпульсом). В связи с этим большой интерес представляет сравнение проводимости ЩГК и чистого природного алмаза, в котором низкоэнергетические носители имеют высокую подвижность до 2000 см<sup>2</sup>/(Вс).

Исследование проводимости монокристаллов природного алмаза было проведено по той же экспериментальной методике, которая применялась для исследования радиационной проводимости ЩГК. Были построены вольт-амперные характеристики (BAX) алмаза, по которым была установлена зависимость удельной проводимости от плотности электронного и рентгеновского пучка. Сравнение полученных результатов для алмаза с данными ЩГК показало: 1) амплитуды импульсов проводимости алмаза и ЩГК с увеличением приложенного напряжения к образцу монотонно возрастают; 2) ВАХ алмаза имеют три линейных участка; 3) удельная проводимость алмаза выше удельной проводимости ЩГК.

По разработанной теоретической модели высокоэнергетической проводимости было проведено компьютерное моделирование. Результаты моделирования сравниваются с данными, полученными в ходе эксперимента.

#### Литература

1. Вайсбурд Д.И., Семин Б.Н., Таванов Э.Г. и др., Высокоэнергетическая электроника твердого тела, Наука, Новосибирск, 1982, 227 с.

### Исследование свойств композитных полимерных материалов содержащих углеродные нанотрубки и нановолокна

А. М. Грехов<sup>1</sup>, М. А. Козодаев<sup>1</sup>, А. Б. Тарасенко<sup>1</sup>, С. Н. Блинов<sup>2</sup>, И. Г. Иванов<sup>2</sup>, П. В. Гвасалия<sup>3</sup> <sup>1</sup>ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И. Алиханова, Москва, Россия (grekhov@nm.ru) <sup>2</sup>Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия <sup>3</sup>НИИ Нефтехимического синтеза им. А. В. Топчиева, Москва, Россия

Методом химического осаждения из газовой фазы (CVD) были синтезированы углеродные наноструктуры (нанотрубки и нановолокна) с различной топологией. Полученные наноструктуры были внедрены в полимерную матрицу. Исследованы зависимости физических свойств таких композитных материалов от концентрации и топологии внедренных нанотрубок.

### Вакансионные кластеры (поры) в полупроводниках: электронная структура, оптические свойства

В. Н. Брудный\*, <u>С. Н. Гриняев\*</u>, Н. Г. Колин\*\* \*СФТИ им. акад. В.Д. Кузнецова при ТомГУ, Томск, Россия (brudnyi@ic.tsu.ru) \*\*Обнинский филиал ФГУП НИФХИ им. акад. Л.Я. Карпова, Россия

Вакансионные скопления (поры) могут формироваться в полупроводниках при облучении быстрыми нейтронами или тяжелыми ионами. В последнее время пористые полупроводники получают также ростовыми методами или с помощью селективного травления. Несмотря на интенсивные исследования пористых материалов природа электронных состояний вакансионных кластеров, электрических параметров такого материала, а также происхождения полос оптического поглощения и излучения до сих пор остается предметом дискуссии из-за сложности интерпретации квантово-размерных эффектов электронных состояний в кластерных полупроводниках. Между тем выяснение природы электронных состояний и полос поглощения и фотолюминесценции пористого материала необходимо для его использования в микро- и оптоэлектронике.. Для этого необходим детальный анализ оптических свойств такого полупроводника, позволяющий установить тип критических точек для оптических переходов в зависимости от степени пористости материала.

В настоящей работе проведено теоретическое исследование электронных состояний и оптических свойств пористого Si и GaAs, содержащих вакансионные кластеры, расчет электронных состояний которых выполнен с применением методов модельного псевдопотенциала и расширенной элементарной ячейки. Рассмотрены тетраэдрические кластеры, в которых дефекты расположены в последовательных координационных сферах, содержащих в совокупности до 329 вакансий. Показано, что вакансионные кластеры выступают многозарядными центрами, электронные состояния которых формируются в результате "взаимодействия" состояний отдельных вакансий. С ростом

размеров кластеров увеличиваются энергетическое положение уровней кластерных состояний, растет число соответствующих глубоких уровней, выталкиваемых из валентной зоны полупроводника, и опустошается все большее число состояний объемного спектра вблизи потолка валентной зоны кристалла. Эти изменения в электронной структуре пористого полупроводника проявляются в виде спектральных сдвигов и в изменении интенсивностей пиков оптического поглощения. Установлено происхождение наиболее интенсивных пиков поглощения пористого материала. Изучена зависимость положений глубоких уровней и спектров поглощения от зарядового состояния кластеров. Показана возможность описания кластерных состояний в пористых полупроводниках в рамках метода эффективной массы с плавным потенциалом на гетерогранице.

# Теоретический расчет, моделирование и экспериментальное исследование сверхбыстрых электронных процессов 10<sup>-18</sup>...10<sup>-12</sup> с, возбуждаемых в диэлектрике электронными и лазерными пучками высокой плотности

Д. И. Вайсбурд, <u>К. Е. Евдокимов</u>

Томский политехнический университет, г. Томск, Россия (vaisburd@tpu.ru)

Предметом исследования данной работы являются сверхбыстрые электронные процессы 10<sup>-18</sup>...10<sup>-14</sup> с в диэлектрике, которые вызываются воздействием интенсивных электронных или лазерных пучков. Первичным эффектом такого воздействия является появление электронных возбуждений с энергией, превышающей потенциалы ионизации квазиатомных уровней и валентных зон материала. Высокоэнергетические электронные возбуждения путем ударной и оже-ионизации порождают электроны и дырки меньших энергий, которые в свою очередь продолжают процесс ионизации среды. Этот процесс прекращается, как только частицы становятся ионизационно-пассивными, то есть теряют способность ионизовать среду. Трек быстрого электрона представляется как последовательность областей вторичной ионизации, так называемых «шпор», которые размещены вдоль траектории первичной частицы на расстоянии друг от друга много больше диаметра отдельной «шпоры». Основной задачей этой работы было вычисление «мгновенного» энергетического распределения ионизационно-пассивных электронов и дырок в «шпорах», которое устанавливается до начала электрон-фононной релаксации. Такое распределение является начальным для всех кинетических уравнений, описывающих последующую релаксацию электронных возбуждений в облученном материале.

Разработана методика расчета мгновенного распределения ионизационно-пассивных электронов и дырок при облучении кристалла интенсивным электронным или лазерным пучком. Методика основана на решении системы интегро-дифференциальных кинетических уравнений на функции распределения электронов в зоне проводимости и дырок в валентной зоне и на квазиатомных уровнях. Учитываются процессы ударной ионизации среды электронами, оже-ионизации среды дырками, а также отдача дырок

валентной зоны вследствие закона сохранения импульса. Вычислена эволюция распределения электронов и дырок в NaCl от исходного энергетического распределения (спектра) электронов пучка сильноточного электронного ускорителя типа «Джин» до «мгновенного» в диэлектрике. В расчете использовался электронный спектр NaCl, вычисленный в [1]. Сечение ионизации рассчитывалось по формуле, предложенной в работе [2].

#### Литература

1. N.O.Lipari, A.B.Kunz Phys. Rev. B, 3, №2, P.491 (1971)

2. Д. И. Вайсбурд, К. Е. Евдокимов Известия вузов. Физика, №11, С. 81 (2003).

# Влияние гамма-излучения на превращения алмаза при реакторном облучении

В. А. Николаенко, В. Г. Гордеев, <u>О. О. Забусов</u>, И. В. Бачучин РНЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия (zabusov@orm.irtm.kiae.ru)

Проблема влияния плотности потока быстрых нейтронов на степень радиационной повреждаемости материалов до сих пор находится в стадии обсуждения, что связано с противоречивостью экспериментальных результатов. В настоящей работе было исследовано радиационное повреждение алмаза, являющегося одним из самых удобных модельных материалов. Свойства алмаза из любого месторождения, равно как и синтетического, в исходном состоянии очень стабильны, а их изменение при облучении в идентичных условиях одинаково. Это позволяет практически исключить влияние на результаты таких обычно значимых факторов, как наличие примесей или различие в технологии приготовления.

В качестве изучаемого свойства использовалось расширение кристаллической решетки алмаза, а в ряде случаев эти данные дублировались результатами по измерению его электросопротивления.

Показано, что при высоких дозах нейтронного облучения (порядка 10<sup>21</sup> н/см<sup>2</sup>) происходит превращение алмаза. Причем при одинаковых температурах облучения и плотностях потоков быстрых нейтронов, флюенс, при котором происходит фазовый переход, зависит от плотности потока гамма-излучения – чем он выше, тем при более высоких флюенсах происходит переход.

### Дефектообразование в стеклах при воздействии выделенной гаммакомпоненты излучения реактора

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

Радиационное дефектообразование в оксидах представляет большой интерес для атомной и гелиоэнергетики, а также захоронения ядерных отходов. Комбинированное воздействие нейтронов и гамма-лучей на материалы исследовалось широко, и считалось, что только нейтроны способны смещать атомы. Хотя оказалось, что гамма-кванты <sup>60</sup>Со могут смещать легкие анионы (O, F) по неупругому механизму. На примере полированных пластин чистого плавленого кварца и бариево-силикатного стекла, содержащих включения нанокристаллитов, а также нанопористого стекла, исследовано дефектообразование при воздействии гамма-излучения остановленного реактора в интервале энергий 0.2-7 МэВ. Выбран период времени, когда устанавливается практически постоянный ток ~10-20 нА в ионизационной камере, соответствующий средней мощности гамма-потока 15-30 Гр/с. Монокристаллы LiF были использованы для сравнительной дозиметрии гамма-потоков реактора и источника <sup>60</sup>Со по хорошо известной полосе поглощения вакансии фтора, захватившей электрон.

Исследованы спектры оптического поглощения и фотолюминесценции, а также структура стекол. Оказалось, что скорость накопления заряженных вакансий кислорода с ростом дозы в бариевом стекле выше, чем в чистом SiO<sub>2</sub>, поскольку для SiO<sub>2</sub> с малыми Z фотоэлектрический эффект слабый и превалирует комптоновское рассеяние и фотоядерные реакции, а для Ba – наоборот. Отмечен радиационно-индуцированный рост включений кристаллических фаз в обоих стеклах, который ранее приписывался ударным смещениям атомов под действием быстрых нейтронов. Эффективность образования точечных дефектов (например, Е'-центров и немостиковых атомов кислорода) в стеклах от гамма-компоненты даже остановленного реактора оказалась гораздо выше, чем при облучении эквивалентной дозой на <sup>60</sup>Со гамма-источнике ~1.25 МэВ при интенсивности ~ 7 Гр/с (и ранее даже при 45 Гр/с). Обнаружено 100-кратное увеличение поверхностной проводимости за счет радиолиза паров воды при гамма-облучении на поверхности пор стекла.

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

### Сравнительные Оптические и Электрические Исследования 4*H*-SiC, Облученного Нейтронами и Тяжелыми Ионами

<u>Е. В.-Калинина\*</u>, Г. Ф. Холуянов\*, Г. А. Онушкин\*, Д. В. Давыдов\*, А. М. Стрельчук\*, А. О. Константинов\*\*, В.А. Скуратов\*\*\* \* Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, РАН, 194021 Санкт-Петербург, Россия (evk@pop.ioffe.rssi.ru) \*\*AMDS AB, Österögatan 3, 164 40 Kista, Sweden \*\*\*Объединенный институт ядерных исследований, 141980 Дубна, Россия

Исследовалось влияние облучения быстрыми нейтронами и высокоэнергетическими тяжелыми ионами (Bi, Kr) как на дефектообразование в SiC, так и на некоторые электрические характеристики диодных структур, сформированных в этом материале.

4*H*-SiC эпитаксиальные слои толщиной 26 мкм с Nd- $Na = (5-8)x10^{15}$  см<sup>-3</sup> выращивались CVD методом на коммерческих подложках. Сг барьеры Шоттки (SBs) формировались методом термовакуумного напыления., а  $p^+$ -n- $n^+$  диодные структуры создавались методом имплантации ионов Al с энергией 150 кэB, дозой  $5x10^{16}$  см<sup>-2</sup> с

последующим высокотемпературным активационным отжигом. Исходные образцы и диодные структуры облучались быстрыми нейтронами с энергией 1 МэВ и суммарным флюенсом  $6 \times 10^{14}$  см<sup>-2</sup>, а также ионами Ві с энергией 710 МэВ флюенсами  $1.4 \times 10^9$  -  $1 \times 10^{13}$  см<sup>-2</sup> и ионами Кг с энергией 245 МэВ флюенсами в диапазоне  $5 \times 10^9$ - $5 \times 10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

Структура дефектных центров в исследуемых образцах изучалась по спектрам фотолюминесценции (PL) при температуре 77 К, по вольт-фарадным (CV) и DLTS данным, полученным в температурном диапазоне 80-700 К. Измерения BAX диодных структур проводились на постоянном токе при температурах 293-700 К.

Согласно полученным PL, DLTS и CV данным, нейтроны и высокоэнергетические ионы вызывали образование в SiC идентичных дефектных центров, некоторые из которых отжигались при температурах до 700 К. Т.е. формирование дефектной структуры в SiC не зависит от процессов, связанных с релаксацией ионизационных потерь энергии в треках высокоэнергетических ионов вплоть до уровня 34 кэВ/нм и определяется радиационными повреждениями, созданными по каналу упругого рассеяния. Также впервые была показана возможность увеличения радиационного ресурса приборов на основе SiC при повышенных рабочих температурах. Диодные структуры, деградировавшие после облучения, восстанавливали свои выпрямляющие свойства при рабочих температурах 700 К.

#### Литература

- Е. В. Калинина, Г. Ф. Холуянов, Г. А. Онушкин, Д. В. Давыдов, А. М. Стрельчук, В. А. Скуратов, А. О. Константинов, А. Hallén, А. Ю. Никифоров, К. Havancsak. ФТП <u>38</u>, 1223 (2004).
- 2. E. Kalinina, G. Kholujanov, G. Onushkin, D. Davydov, A. Strel'chuk, A. Zubrilov, Hallén, A. Konstantinov, V. Skuratov, J. Staňo. Materials Science Forum, **433-436**, 467 (2003).

# Связь энергетического спектра носителей и топологии многослойных нанотрубок

<u>Н. Г. Кирюдчев</u>, В. Г. Валеев, М. А.Козодаев ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И. Алиханова, Москва, Россия (nicholas @rambler.ru)

Предмет исследования во многих теоретических работах, идеальную, тонкую однослойную нанотрубку, сложно синтезировать. Поэтому, результаты экспериментов и теоретических работ плохо согласуются. Одна из причин - топологическое различие рассчитываемых и экспериментально исследуемых углеродных нанотрубок.

В данной работе предложена модель связи энергетического спектра носителей с топологией многослойных углеродных нанотрубок. В экспериментальных исследованиях нанотрубок с определенной топологией наблюдалось хорошее совпадение наблюдаемых эффектов с результатами моделирования.

#### Литература

- 1. M. Kociak, A. Yu. Kasumov, S. Gueron, B. Reulet, I. I. Khodos, Yu. B. Gorbatov, V. T. Volkov, L. Vaccarini, and H. Bouchiat, *Physical Review Letters*, Vol. 86 (2001), p. 2416
- Yuanhe Huang, Mayumi Okada, Kazuyoshi Tanaka and Tokio Yamabe, *Physical Review B*, Vol. 53 (1996), p. 5129

#### Модифицирование полупроводников пучками протонов

#### В. В. Козловский

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия (kozlovski@tuexph.stu.neva.ru)

В докладе впервые дано систематическое изложение современного состояния исследований модифицирования полупроводников пучками протонов. Выполнен анализ общих феноменологических закономерностей взаимодействия легких ионов с монокристаллическими полупроводниками. Проведено концептуальное обобщение результатов фундаментальных исследований, полученных в течение последнего времени по основным направлениям радиационного модифицирования полупроводников пучками протонов: трансмутационному ядерному легированию, легированию радиационными дефектами, формированию наноразмерных пористых слоев [1].

Общей особенностью всех анализируемых методов модифицирования является их локальность. Глубина модифицированного слоя определяется энергией протонов и их тормозными потерями в полупроводнике и реально может варьироваться от десятков нанометров до сотен микрометров. Помимо локальности, модифицирование полупроводников пучками протонов обладает следующими достоинствами, типичными для всех радиационных технологий: универсальность в отношении различных материалов; простота и сравнительно малая стоимость радиационных процессов в сочетании с высокой точностью, производительностью и воспроизводимостью.

Применение протонных пучков не ограничивается сферой микроэлектроники, – они могут быть успешно использованы в наноэлектронике при создании квантово-размерных полупроводниковых структур. К этой сфере применений протонных пучков следует прежде всего отнести технологию «Smart Cut»», применяемую для формирования SOIматериалов с нанометровыми активными рабочими слоями кремния.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (Грант № 02-02-30000).

#### Литература

1. Козловский В.В., *Модифицирование полупроводников пучками протонов*. Наука, Санкт-Петербург, 2003. 269 с.

# Радиационное повреждения кремния: связь между поверхностными и объёмными дефектами

Т. С. Балашов, А. А. Голубев, <u>М. А. Козодаев</u>, А. Л. Суворов ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И. Алиханова, Россия, Москва, (M\_Kozodaev@vitep1.itep.ru)

Образцы кремния КЭФ-4,5 были подвергнуты облучению ионами углерода, с энергией 100 МэВ/нуклон и с флюенсом 2 10<sup>12</sup> см<sup>-2</sup>, под различными углами к поверхности. Поверхность образцов исследована методами сканирующей зондовой микроскопии, объемные дефекты - методами протонной аннигиляции. Изучена взаимосвязь объемных и поверхностных дефектов.

# Прохождение тепловых нейтронов в монокристаллах полупроводниковых соединений А<sup>Ш</sup>В<sup>V</sup>

<u>Д. И. Меркурисов,</u> В. М. Бойко, Н. Г. Колин, О. Л. Кухто Филиал ФГУП «Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л. Я. Карпова», г. Обнинск, Россия (ngkolin@mail333.com)

Методом времени пролета проведено измерение полных сечений взаимодействия медленных нейтронов в монокристаллах полупроводниковых соединений  $A^{III}B^{V}$  (GaAs, InP, InAs и InSb) в диапазоне энергий от 1 мэВ до 1 эВ. Проведено сопоставление экспериментальных данных с расчетными и получено хорошее соответствие.

Проведен расчет распределения тепловых нейтронов по глубине исследуемых пластин при одностороннем и двустороннем облучении на основе приближенного решения уравнения переноса (теории возмущений первого порядка).

Рассчитаны транспортные характеристики диффузии нейтронов и проведена оценка неоднородности распределения потока нейтронов в сильно поглощающих веществах для коллимированного и изотропного облучения. Определены оптимальные геометрические размеры образцов GaAs, InP, InAs и InSb для реализации технологии ядерного легирования.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при двустороннем облучении пластин толщиной не более 2 мм неравномерность распределения тепловых нейтронов по глубине составляет порядка 10 % для InSb, 12 % для InAs и 13 % для InP. Однако если учесть, что конечная толщина пластин, используемых в производстве, составляет в среднем 600 мкм, то неравномерность распределения легирующих примесей по объему не превышает 1 % для всех исследуемых материалов.

В рамках требований однородности распределения примесей по кристаллу, предъявляемых заказчиками, и с учетом полученных нами экспериментальных зависимостей следует считать, что в реальных условиях образцы арсенида галлия с целью ядерного легирования можно облучать медленными нейтронами реактора при двухстороннем облучении лишь при условии, что хотя бы один внешний размер образца не превышает 50 мм. Неравномерность распределения тепловых нейтронов по глубине в монокристаллическом слитке GaAs диметром 50 мм не превышает 8 %.

128

### Ионизационные токи в диэлектрических материалах микроэлектроники при высокоинтенсивном импульсном облучении

В. Т. Пунин, А. В. Грунин, <u>А. М. Молитвин</u>, Е. И. Бурсикова, А. А. Герасименко, А. В. Гришин, С. А. Горностай-Польский, С. А. Лазарев, Д. В. Ткачук

Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, г. Саров, Россия (a-molitvin@expd.vniief.ru)

Одна из причин нарушения работоспособности современных функционально сложных интегральных микросхем связана с тем, что при воздействии импульсного ионизирующего излучения происходит перераспределение потенциалов на внутренних электродах из-за протекания по цепи питания паразитных ионизационных токов. Динамика этих токов определяется напряженностью электрического поля в подложке и её электрофизическими параметрами: временем жизни и подвижностью неравновесных носителей заряда.

В докладе приведены результаты исследований кинетики радиационно-наведённой электропроводности (РНЭ) кристаллов оксида кремния при воздействии короткого (~1 нс) импульса электронного излучения ускорителя БЕТА [1] с мощностью поглощенной дозы в диапазоне от  $5 \cdot 10^{12}$  до  $2 \cdot 10^{14}$  рад(SiO<sub>2</sub>)/с и двух типов кристаллов сапфира производства НПО «ЭЛМА» при воздействии тормозного излучения (ТИ) ускорителя ЛИУ-30 [2] с длительностью импульсов на половине высоты ~ (15-20) нс и мощностью поглощенной дозы в диапазоне от  $10^{10}$  до  $2 \cdot 10^{13}$  рад(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/с. Зависимость максимального значения РНЭ от мощности поглощённой дозы Р<sub>γ</sub> для сапфира первого типа – линейная, а для сапфира второго типа и оксида кремния – степенная, с показателями степени  $\Delta$ =0,46±0,07 и  $\Delta$ =0,68±0,06 соответственно. С увеличением мощности поглощённой дозы (при Р<sub>γ</sub>>  $10^{12}$  рад(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/с) в кинетике проводимости обоих типов сапфира заметно влияние процесса рекомбинации носителей заряда. При воздействии короткого (~1 нс) импульса ионизирующего излучения становится заметной задержанная компонента РНЭ исследованных диэлектриков.

Отмечена нестабильность радиационных характеристик образцов сапфира, изготовленных по разным технологиям. Это обстоятельство накладывает особые требования к технологии изготовления сапфировых подложек интегральных микросхем.

Приведенные в докладе электрофизические параметры подложек современных интегральных микросхем могут быть использованы для оценки перераспределения потенциалов на внутренних электродах из-за протекания паразитных ионизационных токов по цепи питания.

#### Литература.

- 1. Белкин Н. В., Тараканов М. Ю., Тарасов М. Д. // ПТЭ, 1987, №6, с.133.
- 2. Павловский А. И., Босамыкин В. С., Герасимов А. И. и др. // ПТЭ, 1998, №2, с.13.

### О влиянии сорбированной воды на радиационные эффекты оксидированных алюминия и кремния (100)

<u>С. Н. Новиков</u>, С. П. Тимошенков. Московский институт электронной техники (Технический университет), Зеленоград, Россия (spt@chem.miee.ru)

Исследовано влияние различных доз  $\gamma$ -облучения (<sup>60</sup>Co) на электронные свойства (работу выхода электрона-PBЭ) образцов алюминия и кремния (100), имеющих оксидную пленку различной толщины.

Оценка электронных свойств проводилась методом статического ионизированного конденсатора [1] в атмосферных условиях.

Параллельно с облучением те же образцы исследовались методом термического анализа поверхностного потенциала.

Полученные результаты позволяют объяснить значительные изменения электронных свойств облученных образцов, аналогичные приведенным в литературе [2], сорбционными процессами взаимодействия воды (и продуктов ее диссоциации) на границах раздела Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Si-SiO<sub>2</sub>.

В частности, слабое изменение РВЭ (менее 10 %) в диапазоне доз от 10 до  $10^4$  рад, вероятно, связано с десорбцией слабо связанных молекул H<sub>2</sub>O, тогда как при дозах  $10^4$ - $10^8$  рад значительное возрастание РВЭ (более 30 %), сопровождаемое изменением знака заряда поверхности с положительного на отрицательный, по-видимому, обусловлено распадом (диссоциацией) поверхностных водных кластеров и образованием гидроксилов. Указанные изменения существенно зависят от толщины оксидной пленки (наибольшие для термических оксидов 100-200 Å). Наблюдаемые радиационные эффекты являются обратимыми с большими временами релаксации, зависящими от влажности окружающей среды (десятки суток при 60 % и ~ 2 суток при 100 %).

#### Литература

1. Новиков С.Н., Тимошенков С.П., Изв. вузов, Электроника, 2002, №5, стр. 81

2. Nicollian, Brews, «MOS. Physics and Technology», N-Y, 1982, p.549

### Влияние нейтронного облучения на характеристики sic p-n структур

<u>Н. Г. Орлов</u>, В. Т. Громов, В. П. Шукайло РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

Карбид кремния (SiC) – перспективный материал экстремальной электроники, способный сохранять работоспособность при высоких температурах и уровнях облучения. Были исследованы 6H-SiC p-n структуры, полученные в ФТИ им. Иоффе методом сублимационной эпитаксии в вакууме  $p^+$  слоя на основе  $n^+$  подложки Лэли. P-n переходы были выращены на грани (0001) SiC, легирующей примесью служил Al (p-тип). Концентрация нескомпенсированной примеси в  $n^+$  подложке ( $N_d$ - $N_a$ ) =  $3 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>.

Толщина эпитаксиальных слоев p<sup>+</sup>-типа составляла 1-2 мкм, а толщина подложки n-типа - 400 мкм. Для исследований были использованы импульсные реакторы ЯГУАР и ИГРИК с  $\tau_u \sim 1$  мс,  $\bar{E}u = 1,1$  МэВ.

Проведенные C-V измерения показали, что для представленных образцов концентрация легирующей примеси в  $p^+$  слое  $(Na-Nd)_p = 5.5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>.

Получена зависимость степени радиационной компенсации эпитаксиального слоя от флюенса нейтронов. Данные хорошо укладываются на линейную зависимость, угол наклона которой определяет скорость удаления носителей заряда в полупроводнике. Величина скорости составляет, соответственно, 5.3 см<sup>-1</sup>.

Величину относительного изменения сопротивления прямой ветви диода от флюенса нейтронов, экспериментальные значения которой представлены на Рис. 1, можно оценить через концентрацию дефектов:

$$\frac{R}{R_o} = \frac{1}{1 - \frac{a \cdot \Phi_n}{n_o}}$$

На Рис. 1 сплошная линия – расчет при:  $a=5.3 \ cm^{-1}$ ;  $n_0=2.7 \ 10^{16} \ cm^{-3}$ ;  $a \cdot \Phi_n < n_o$ .

Полученная оценка показывает, что для данной партии приборов при флюенсе около 4·10<sup>15</sup>н/см<sup>2</sup> практически полностью компенсируется примесная



Рис. 1 Зависимость относительного изменения прямого сопротивления диода от флюенса нейтронов

проводимость и проводимость полупроводника стремится к собственной. Таким образом, с помощью нейтронного облучения, возможно получение полуизолирующего SiC. Полученное в данной работе значение удельного сопротивления полуизолирующего слоя при флюенсе нейтронов 5.6·10<sup>15</sup> н/см<sup>2</sup> составило 2.8·10<sup>5</sup> Ом·см.

# Ge-Si наноструктуры полученные осаждением из ионно-молекулярных пучков

<u>Ж. В. Смагина</u>, А. В. Двуреченский, В. А. Володин, В. А. Армбристер Институт физики полупроводников СО РАН, г. Новосибирск, Россия (smagina@isp.nsc.ru)

Методом дифракции быстрых электронов (ДБЭ) на отражение экспериментально исследована морфология, деформация и сверхструктура поверхности плёнки Ge на подложке Si(100) в процессе гетероэпитаксии из молекулярного пучка с одновременным импульсным облучением собственными низкоэнергетическими (100-200 эВ) ионами. Исследуемые структуры выращивались в установке молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) со встроенным ионно-молекулярным источником германия. Осаждение Ge на Si

проводилось при температуре  $300-400^{\circ}$ С двумя методами: 1) МЛЭ Ge на Si; 2) импульсное (длительностью 0.5 с) облучение ионами Ge<sup>+</sup> с энергией около 100-200 эВ в процессе МЛЭ Ge на Si. Импульсы подавались в моменты времени, соответствующие осаждению каждого атомного слоя Ge. Скорость осаждения Ge составляла ~ 0.1 MC/c

 $(1 \text{ MC} = 6.8 \cdot 10^{14} \text{ атом/см}^2)$ . Обнаружено, что облучение низкоэнергетическими ионами в процессе гетероэпитаксии Ge/Si(100) стимулирует зарождение трехмерных "hut" островков и последующий переход от "hut" к "dome" островкам. Увеличение энергии ионного пучка от 100 до 200 эВ приводит к смещению перехода в область меньших интегральных потоков ионно-молекулярного пучка. Обнаружены корреляции между изменением постоянной решётки и реконструкцией поверхности Ge/Si(100). В области низких температур (~300°C) на стадии зарождения "hut"-кластеров наблюдается переход от реконструкции (2 × N) к (M × N).

Исследования механических напряжений и элементарного состава в гетероструктурах со встроенными слоями нанокластеров Ge проводились с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния света. Для этого выращивали многослойные гетероструктуры, состоящие из десяти слоев Ge, сформированных осаждением 5 или 7 монослоев разделенных слоями Si толщиной 50 нм. Установлено, что ионностимулированное зарождение и последующий рост позволяет получать напряженные островки, состоящие преимущественно из германия (более 78 %).

# Исследования процессов формирования и свойств наноструктур на базе кремния, полученных методом ионного облучения, в НИФТИ ННГУ

<u>Д. И. Тетельбаум</u>, А. А. Ежевский, А. В. Ершов, А. Н. Михайлов, М. Ю. Лебедев, Ю. А. Менделева, А. И. Белов Научно-исследовательский физико-технический институт ННГУ им. Н. И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия (Tetelbaum@phys.unn.ru)

Создание наноструктурированных слоев кремния – актуальная задача современной электронной техники, в частности, в связи с проблемой создания светоизлучающих приборов на базе этого основного для микроэлектроники материала. Для решения этой задачи широко применяются ионно-лучевые методы – ионная имплантация и ионное дефектообразование. В НИФТИ ННГУ на протяжении ряда последних лет проводятся исследования, вносящие вклад в разработку физических основ указанных методов.

При создании люминесцентных наноструктурированных систем путем ионной имплантации кремния в SiO<sub>2</sub> с последующим отжигом (SiO<sub>2</sub>:nc-Si) изучено влияние дозы Si<sup>+</sup> и температуры отжига на формирование светоизлучающих нанокристаллов. Разработана модель коалесценции (Оствальдовского "созревания") нанокристаллов, позволяющая объяснить немонотонную зависимость интенсивности фотолюминесценции (ФЛ) от дозы кремния и температуры отжига. Впервые показано, что усиление ФЛ может быть достигнуто путем ионного легирования фосфором.

Выполнены предварительные исследования по созданию светоизлучающих структур путем ионной имплантации Si<sup>+</sup> в сапфир и тонкие пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Si. Установлено
немонотонное изменение интенсивности зеленой ФЛ с ростом температуры отжига.

получения Предложен, обоснован И реализован метод светоизлучающих наноструктурированных слоев на кремнии путем облучения его ионами. Теоретически и экспериментально показано, что максимальная интенсивность ФЛ достигается в области доз, предшествующих полной аморфизации поверхностного слоя. Это связано с формированием композитной структуры, состоящей из нанокристаллических включений Si (остаточная кристалличность) в матрице аморфного кремния. Кроме того, установлено, что при облучении Ne<sup>+</sup> существует вторая область доз (значительно превышающих дозу аморфизации), где имеет место интенсивная ФЛ. В этой области наноструктурирование обусловлено вторичными процессами, связанными с блистерообразованием и рекристаллизацией аморфного слоя в условиях высоких механических напряжений.

Работа выполнена при поддержке Минобразования РФ (грант №А03-2.9-507, НТП «Исследования высшей школы в приоритетных направлениях науки и техники»), совместной программы Минобразования РФ и фонда CRDF (BRHE REC-001), программы FP6 (STREP No. 505285-1), грантов INTAS (№ 00-0064) и РФФИ (№№ 00-02-17488, 04-02-16493).

# Оценка нестационарного температурного режима кремниевых пластин при бомбардировке пучками ионов киловаттной мощности

<u>Е. Г. Тишковский</u>, И. А. Шуллер Институт физики полупроводников СО РАН, пр. Акад. Лаврентьева 13, 630090 Новосибирск, Россия (tish@thermo.isp.nsc.ru)

Имплантеры, созданные для внедрения вещества до доз, необходимых для проведения реакций твердофазного синтеза (порядка  $1 \times 10^{18}$  см<sup>-2</sup>) рассчитаны на энергии не более 200 - 300 кэВ и токи пучка в десятки и даже сотни миллиампер. Облучение пучками такой мощности в первую очередь ставит проблему механической целостности пластин, особенно в первые моменты времени после включения пучка. Кроме того, в общей направленности реакций твердофазного синтеза очень важна роль расположенных внутри кристалла плоскостей с особыми свойствами (границ раздела). При повышении мощности пучка ионов до нескольких кВт причиной возникновения такой плоскости может стать состояние плавления кристалла, или близкое к нему.

В связи с важностью этого обстоятельства был создан специальный пакет программ, позволяющий по заданным параметрам облучения (энергия ионов, ток пучка, доза) моделировать тепловую историю пластины в пространстве и во времени. В качестве функции тепловых источников в краевой задаче теплопроводности используется сумма массивов ионизационных потерь и потерь на ядерные соударения (например, для ионов кислорода с энергией 100 кэВ примерно 70 % и 30 % от полной энергии, соответственно), предварительно рассчитанные с помощью пакета SRIM-2003. Поскольку в машинном эксперименте важно было зафиксировать именно состояние плавления кристалла, или близкое к нему, краевая задача теплопроводности была аппроксимирована абсолютно

устойчивой разностной схемой с адиабатическими краевыми условиями, а влияние потерь на излучение учитывалось дополнительными итерациями, что, конечно же, не оптимально с точки зрения машинных ресурсов и времени счета.

В докладе представлены результаты расчетов нестационарного теплового режима кремниевых пластин, облучаемых пучками ионов киловаттной мощности в адиабатических условиях. Проведено сопоставление результатов, полученных при моделировании различных ситуаций, с имеющимися расчетными и экспериментальными данными по тепловому режиму пластин при имплантации пучками средней мощности.

# Роль дефектов в процессах формирования немонотонных примесных распределений при восстановлении нарушенных ионной бомбардировкой слоев кремния

<u>Е. Г. Тишковский</u>, В. И. Ободников, Л. И. Федина Институт физики полупроводников СО РАН, пр. Акад. Лаврентьева 13, 630090 Новосибирск, Россия (tish@thermo.isp.nsc.ru)

Исследования методом масс-спектрометрии вторичных ионов в сочетании с просвечивающей электронной микроскопией показали, что внедрение как тяжелых по отношению к кремнию ионов  $Se^+$ , так и более легких –  $B^+$  и  $O^+$  сопровождается формированием немонотонных (слоистых) распределений примеси при последующем высокотемпературном отжиге длительностью до нескольких часов [1-3]. Оказалось, что расщепление примесных распределений во всех случаях происходит по сценарию последовательного присоединения подвижного компонента примеси с образованием либо квазимолекул, наиболее топологически адаптированных к решетке кремния, либо преципитатов, выживших на стадии коалесценции пересыщенного твердого раствора и также когерентных кристаллу-матрице. При этом, независимо от степени разрушения (нарушенный слой либо аморфный, либо аморфные кристаллической решетки включения практически отсутствуют) подсистема дефектов проявляется таким образом, как если бы прямое взаимодействие вакансий и собственных междоузельных атомов с атомами примесей происходило на самой ранней стадии формирования слоистых распределений - на стадии формирования начальных и граничных условий для сравнительно медленного процесса распада пересыщенного твердого раствора примеси.

В докладе представлены результаты экспериментов, направленных на выявление роли дефектной подсистемы с помощью наблюдения за формированием расщепленных на слои примесных распределений, в том числе и на самых ранних стадиях восстановления нарушенных ионной бомбардировкой слоев. На основании анализа полученных данных сформулирована гипотеза о трактовке процесса восстановления нарушенных ионной бомбардировкой слоев как процесса распада пересыщенного твердого раствора междоузельных атомов кремния, который включает в себя зародыши двух фаз аморфоподобные включения и микрокристаллиты, образованные в процессе потерь энергии на упругие соударения как собственно внедряемым ионом, так и атомами отдачи. Литература

- 1. A. A.Taskin, B. A.Zaitcev, V. I.Obodnikov, E. G.Tishkovsky Semiconductors. 34 (2000) 312.
- 2. V. I. Obodnikov, E. G. Tishkovsky Semiconductors. 32 (1998) 372.
- 3. E. Tishkovsky, K. Feklistov, A. Taskin, M. Zatolokin Vacuum. 70 (2003) 153.

# Влияние нейтронного облучения на гетероструктурные GaAs полевые транзисторы

В. Т. Громов, В. П. Шукайло, <u>О. В. Ткачев</u>, С. В. Оболенский РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск, Россия.. НГУ, г. Нижний Новгород, Россия (факс: +7-35172-51101)

Прогресс в микроэлектронике привел к созданию приборов с наноразмерами отдельных областей, что соизмеримо с размерами радиационных кластеров, образованных при ионном или нейтронном облучении. Подобное обстоятельство может приводить К особенностям как в пространственном расположении кластера, обусловленном геометрией, материалом конструктивных элементов, также а направленностью поля облучения, так и характерной реакцией подобных приборов на облучение [1].

В настоящей работе исследовалось влияние нейтронов делительного спектра и 14мэвных нейтронов, на эволюцию характеристик ПТШ. Измерения проводили на базе реактора ЯГУАР и нейтронного генератора НГ-12И.

Исследовались экспериментальные транзисторы, изготовленные из GaAs с затвором Шоттки, имеющие v – образный затвор.



Исследования проводили на экспериментальных полевых транзисторах Шоттки (ПТШ) изготовленных из GaAs. Исследовались транзисторы двух видов с обычным буферным слоем и транзисторы с гетеро буфером. Транзисторы отличались только исполнением

буферного слоя.

В ходе проведенных измерений были получены сток – затворные и вольт – амперные характеристики транзисторов в зависимости от флюенса нейтронов воздействующих на образец. Относительное изменение порогового напряжения образцов ( $\Delta U/U$ ) в зависимости от суммарного флюенса нейтронов делительного спектра (ИГРИК), представлено на рисунке.

На основе гипотезы о том, что удаление носителей заряда связано с образованием кластеров дефектов и этот эффект превалирует, относительное изменение концентрации носителей можно оценить по выражению:

$$\frac{\Delta \mathbf{n}}{\mathbf{n}_0} = \left(1 - \ell^{-\frac{\overline{\Phi}}{\mathbf{k}T}}\right) \cdot \left(1 - \ell^{-\mathbf{v}_k \cdot \boldsymbol{\alpha} \cdot \boldsymbol{\Phi}}\right)$$

где  $v_k$  – объем области пространственного заряда (ОПЗ) кластера образованного нейтронным облучением, a (см<sup>-1</sup>) – коэффициент пропорциональности характеризующий эффективность кластерообразования,  $\Phi$  – флюенс нейтронов облучения,  $\overline{\phi}$  - среднее значение высоты потенциального барьера кластера.

Удовлетворительное описание эксперимента получено при следующих параметрах;

при воздействии нейтронов делительного спектра a =  $0.2 \ cm^{-l}$ ,  $\overline{\varphi} = 0.047$  эB, для 14мэвных нейтронов  $a = 0.95 \ cm^{-l}$ ,  $\varphi = 0.017$  эB; для гетеротранзисторов радиус ОПЗ 55 нм, для гомоструктур радиус 80 нм.

Таким образом, в ходе проведенных исследований было получено:

• транзисторы с гетеробуфером характеризуются меньшей чувствительностью к нейтронному облучению по сравнению с гомополевым транзистором.

• реакция мощных транзисторов с обычным затвором на нейтронное облучение близка к реакции гомополевых транзисторов с «v» образным затвором;

• ведущим фактором определяющим более низкую чувствительность является высокая концентрация основных носителей в рабочей области канала, которая достигается наличием буферного слоя.

# Литература

- Оболенский С. В., Китаев М. А. Самосогласование размеров кластеров радиационных дефектов при их внедрении в канал полевого транзистора. Нижегородский госуниверситет им. Н. И. Лобачевского.
- 2. Громов В. Т., Шукайло В. П., Ткачев О. В. Отчет ВНИИТФ Инв. № ПС 02.8529/2
- 3. Оболенский С. В. Расчет электрофизических характеристик ПТШ с v образным затвором. Нижегородский госуниверситет им. Н. И. Лобачевского.

# Исследование зарядовой стойкости субмикронных интегральных КМОП КНИ-транзисторов

<u>В. П. Шукайло</u>, В. Т. Громов, Т. Н. Крушинская, И. В. Ворожцова РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск, Россия (dep5@vniitf.ru)

В настоящей работе проведены исследования влияния гамма-излучения на стокзатворные характеристики п-канальных транзисторов с различной толщиной захороненного окисла.

Выявлена зависимость величины сдвига порогового напряжения от скорости набора дозы у-излучения.

Рассмотрена возможность минимизации влияния объемного заряда на сдвиг стокзатворных характеристик путем приложения электрического потенциала к подложке структуры и нейтронного воздействия.

В работах [1, 2] в предположении бимолекулярного характера рекомбинации проведено численное моделирование импульсной реакции изолирующего окисла кремния. Решалась самосогласованная задача с учетом внешних полей и поля радиационно-генерированных зарядов. Численное моделирование процессов генерации, рекомбинации, переноса, захвата и отжига заряда в слоях диэлектрической изоляции КМОП ИС показало, что, примерно, на порядок при высоких интенсивностях и слабых внешних полях уменьшается количество захваченного заряда. Эффект имеет место при P>10<sup>6</sup>P/c, см. Рис. 1 (сплошные линии). Расчетные значения сдвига порогового напряжения, нормированные на величину сдвига при P=100 P/c, получены при дозе, переданной за импульс в 100 кРад. Результаты расчета соответствуют моменту времени окончания облучения с наименьшей мощностью дозы (t=1000c).

На графике (Рис. 1) представлены и экспериментальные результаты настоящей работы, усредненные по пяти образцам. Они, аналогично представлению расчетных



данных, нормированы на величину сдвига при минимальной мощности дозы (P=20P/c). Результаты эксперимента взяты при трех различных значениях накопленной дозы γизлучения: 0.3; 0.9 и 1.5 Мрад.

Обработанный таким образом эксперимент показывает, что зависимость сдвига

Рис. 1 Зависимости нормированного остаточного сдвига порогового напряжения от мощности дозы облучения.

порогового напряжения от мощности дозы γ-облучения имеет место. При дозе облучения 0.3М рад наблюдается корреляция с расчетными данными, полученными при E=330 кВ/см.

Однако, при мощности дозы 10<sup>8</sup> Р/с экспериментальные точки не совпадают, степень отклонения от расчета увеличивается с ростом дозы. Результаты данных измерений получены при облучении смешанным n/ $\gamma$  полем импульсного реактора. По мере набора  $\gamma$ -дозы растет и доза нейтронного облучения. Накопление ловушек электронов, по всей видимости, приводит к монотонному снижению величины положительного заряда в подзатворном диэлектрике.

В работе авторов [3] по радиационно- наведенной электропроводности (РНЭ) кристаллического кварца показано, что облучение нейтронами приводит к уменьшению РНЭ. В случае с КНИ транзисторами при смешанном гамма- нейтронном облучении можно предположить, что снижение величины накопленного положительного заряда, аналогично как и уменьшение РНЭ SiO<sub>2</sub>, связано с образованием электронных ловушек, что, вследствие захвата электронов, с одной стороны снижает электропроводность, с другой- компенсирует положительный заряд дырок.

Можно получить эмпирическое выражение для описания сдвига порогового напряжения КНИ- транзисторов при смешанном гамма- нейтронном облучении:

$$\frac{\Delta U}{U_n} = \frac{\alpha}{1 + \beta \cdot \Phi} \cdot \left[ 1 - e^{-\frac{D}{D_0}} \right], \quad \text{где:} \quad \alpha, D_o - \text{ постоянные;} \quad \beta - \text{ параметр,}$$

полученный из исследований по радиационно-наведенной электропроводности SiO<sub>2</sub> [3].

Как следует из выражения, предварительная нейтронная обработка без влияния на активную область прибора (отсеченный слой кремния), что принципиально позволяет КНИ – технология, может обеспечить минимизацию влияния накопленного заряда на выходные характеристики приборов.

### Литература

- 1. А. Ю. Никифоров, А. В. Согоян «Моделирование особенностей радиационного поведения изолирующих структур в процессе воздействия импульсного ИИ», Радиационная стойкость электронных систем «Стойкость 2002», научно-техн. сборник, выпуск 5, 2002 г.
- А. Ю. Никифоров, А. В. Согоян «Моделирование зависимостей дозовой деградации изолирующих окислов от мощности дозы импульсного ИИ и напряженности электрического поля», Радиационная стойкость электронных систем «Стойкость 2002», научно-техн. сборник, выпуск 5, 2002 г.
- 3. В. Т. Громов, В. П. Шукайло "Радиационно- наведенная электропроводность двуокиси кремния", ЖТФ, т. 61, в. 6, 1991, с. 194.

# АЛФАВИТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

А Abromeit C. 36 Aprelov S. A. 116 Arsenlis A. 3, 85 R Baskes M. I. 85 Blobaum K. J. M. 94 Budylkin N. I. 28 C Chapline G. 93 Chung B. W. 93 E Eadie R. L. 57 Eichhorn F. 66 F Fluss M. J. 93 G Garner F. A. 28, 73 Gerasimenko N. N. 116 Giersig M. 67 J Jackson D. 93 K Konobeev Yu. V. 28 Krenn C. R. 94 м Makenas B. J. 73 Marmy Pierre 38 McCall S. 93 McElfresh M. 93 Medetov N. A. 116 Neustroev V. S. 28 Nikolaev A. L. 10, 66 Р Porollo S. I. 28 R Rhee M. 3

### Schwartz A. J. 85, 94, 95 Shamardin V. K. 28 Stan M. 85 Т Tecchio L. 102 H Uberuaga B. P. 85 V Vaisburd D. I. 119 Valone S. M. 85 W Wall M. A. 94 Wieser E. 66 Wirth B. D. 3 Wolfer W. G. 85 Y Yan D. 57

# A

Аверин С. А. 72 Акшенцев Ю. Н. 25, 32 Анисимов В. И. 88 Апрелов С. А. 111, 116, 116 Арбузов В. Л. 5,13, 21, 39, 54, 62, 78, 115 Арбузова Т. И. 115 Армбристер В. А. 131 Архипов В. Е. 39, 40, 41, 87 Асипцов О. И. 33, 41 Афанасьев С. Е. 53 Б Балашов Т. С. 128 Баранов М. А. 31 Батеев А. Б. 42 Бачучин И. В. 124 Баянкин В. Я. 22, 26, 31, 34 Белов А. И. 132 Белых Т.А. 23 Беляев С. П. 24 Бергер И. Ф. 25, 27, 35 Березовский А. Г. 99, 105 Бинюкова С. Ю. 49, 55 Биржевой Г. А. 75 Блинов В. С. 100, 122 Боев Е. В. 71, 76 Бойко В. М. 117, 128 Братчиков В. Б. 104 Брудный В. Н. 118, 122 Брюшкова С. В. 72 Бублик В. Т. 117 Будылкин Н. И. 28 Бургина Е. В. 102 Бурсикова Е. И. 129 Быков П. В. 26 Быстров С. Г. 26 Бычков В. Б. 105 В Вайсбурд Д. И. 119, 121, 123 Валеев В. Г. 126 Вебер Х. В. 39 Верховский С. В. 87 Вильданова Н. Ф. 78 Виолина Г. Н. 104 Волков Е. Н. 105

Волков Н. В. 4 Володин В. А. 131 Воложин М. В. 89 Волошин И. Ф. 28 Ворожцова И.В. 136 Воронин В. И. 25, 27, 35 Воронова М. И. 117 Вотинов С. Н. 61, 63 Г Гаврилов Н. В. 23 Гвасалия П. В. 122 Герасименко А. А. 129 Герасименко (мл.) Н. Н. 120 Герасименко Н. Н. 111, 116, 116, 120 Геращенко А. П. 87 Гижевский Б. А. 115 Гильмутдинов Ф. З. 22, 26, 34 Голобородский Б. Ю. 12 Голов Е. В. 121 Голубев А. А. 128 Гончаренко Ю. Д. 44 Гончаров И. Н. 28 Гордеев В. Г. 124 Горностай-Польский С. А. 8, 129 Горностырев Ю. Н. 36 Гощицкий Б. Н. 21, 25, 27, 32, 35, 43,78 Грехов А. М. 29, 122 Гриняев С. Н. 118, 122 Гришин А. В. 8, 129 Громов В. Т. 108, 130, 135, 136 Грунин А. В. 8, 129 Губин К. В. 102 Гусев М. Н. 74 Гущина Н. В. 66 Давыдов Д. В. 125 Данилов С. Е. 21, 39, 62 Двуреченский А. В. 131 Девятко Ю. Н. 15 Дикарев В. Н. 109 Долинский Ю. Н. 51 Дорофеев Ю. А. 40 Дроздов А. Ю. 31 Дружков А. П. 5, 13

Дубинин С. Ф. 40, 41 Е Евдокимов К. Е. 123 Евсеев М. В. 82 Ежевский А. А. 132 Елманов Г. Н. 75 Емлин Д. Р. 23 Ершов А. В. 132 Ершова О. В. 82 Ж Жмуриков Е. И. 102 3 Забусов О. О. 124 Залужный А. Г. 52, 109 Зацепин О. В. 105 Зверев В. М. 104 Зуев Ю. Н. 51, 54, 87, 90, 91 И Ибрагимова Э. М. 124 Иванов А. М. 104 Иванов И. Г. 122 Ивченко В. А. 6, 7 Исаенкова М. Г. 29 Исаков А. П. 82 К Кавамура Х. 53 Каланов М. У. 124 Калин Б. А. 4, 29, 49, 55, 75 Калинина Е. В. 104, 125 Калинов А. В. 28 Кандиев Я. З. 105 Карькин А. В. 21, 25, 32, 35 Кенжин Е. А. 53 Кинев Е. А. 72 Кирюдчев Н. Г. 126 Кобылянский Г. П. 42, 45, 81 Козлов А. В. 7, 33, 41, 72, 82 Козлов Е. А. 90, 91, 115 Козловский В. В. 127 Козодаев М. А. 109, 122, 126, 128 Колин Н. Г. 117, 118, 122, 128 Колотов А. А. 22, 34 Колотушкин В. П. 61, 63 Конобеев Ю. В. 8, 14, 28 Коноплева Р. Ф. 24 Константинов А. О. 125

Коньков В. Ф. 42 Кормилицын А. И. 104 Коростелев А. Ф. 105 Коротин М. А. 88 Коршунов С. Н. 22 Кривощеков А. С. 32, 35 Крушинская Т. Н. 136 Кузнецов А. Р. 36, 67 Кульсартов Т. В. 53, 53 Купырина Т. В. 100 Кухто О. Л. 128 Л Лазарев С. А. 129 Ларцев В. Д. 105 Лебедев М. Ю. 132 Лекомцев С. А. 87, 91 Литвинов А. В. 78 Логачев П. В. 102 Лукин А. В. 112 Лукоянов А. В. 88 Лясота И.А. 51 Μ Магда Э. П. 112 Максимкин О. П. 37, 74 Макуков М. А. 53 Марченков В. В. 39 Маслов О. Д. 28 Махинько Ф. Ф. 12, 66 Медетов Н. А. 116 Менделева Ю. А. 132 Меньшенин В. В. 89 Меркурисов Д. И. 117, 128 Минашин А. М. 14 Митюрев К. В. 65 Михайлов А. Н. 132 Михалев К. Н. 87 Модестов Д. Г. 105 Молитвин А. М. 8, 129 Москаленко В. В. 9 Муковский Я. М. 40, 41 Мурзакаев А. М. 23 Муссаева М. А. 124 Мухин М. Л. 91 Мьо Хтет Вин 49 н Назаркин И. В. 24 Наумов С. В. 115 Неустроев В. С. 28, 44, 71, 76 Николаев А. Л. 10, 66 Николаенко В. А. 124 Никулина А. В. 42, 81 Новгородцев С. М. 106 Новиков С. Н. 130 Новоселов А. Е. 45, 81 0 Ободников В. И. 134 Оболенский С. В. 135 Обухов А. В. 81 Овчинников В. В. 7, 12, 66 Оглобличев В. В. 87 Олейников И. В. 4 Онушкин Г. А. 104, 125 Орлов Н. Г. 130 Осмаев О. А. 39, 44 Островский З. Е. 44, 71, 81 П Павлов В. А. 5, 62

Панов А. В. 89 Панченко В. Л. 72 Пархоменко В. Д. 21, 40, 41 Пархоменко Ю. Н. 120 Перегуд М. М. 81 Перешитов В. В. 104 Перлович Ю. А. 29 Перминов Д. А. 5, 13 Петин В. К. 105 Петров В. И. 45 Петровцев А. В. 91 Печенкин В. А. 8, 14, 67 Печеркина Н. Л. 54, 91 Пименов Ю. В. 81 Пискунов Ю. В. 87 Плохой В. В. 80, 106 Плясов А. А. 15 Погудин А. В. 87 Подгорнов С. А. 14 Подгорнова И. В. 90, 91, 106 Пономарев А. В. 104 Попова Е. В. 7 Поролло С. И. 28 Портных И. А. 33, 41, 72 Посевин А. О. 77 Пугачев Р. Н. 42 Пудов В. П. 99, 105 Пунин В. Т. 8, 129 Пышин И. В. 8, 14 Р Распопова Г. А. 54 Ратахин Н. А. 105 Рогожкин С. В. 15 Романенко А. И. 102 Рукин С. Н. 104 С Сагарадзе В. В. 27 Сагарадзе В. В. 54, 67, 78, 90, 91 Сапрыкин И. В. 51 Сачков И. Н. 66 Светухин В. В. 75, 76 Святов И. Л. 80, 87, 106 Селищев П.А.9 Синельников Л. П. 23 Скрябин Л. А. 33 Скуратов В.А. 125 Слезов В. В. 39, 44 Смагина Ж. В. 131 Смирнов Е. А. 65 Смирнов Е. А. 75, 92 Снигирева О. А. 12 Соломонов В. И. 12 Стариков С. А. 67 Степанов И. А. 67 Степовик А., П. 100, 106 Стрельчук А. М. 125 Строкан Н. Б. 104 Стряхнин В. Л. 108 Субботин А. В. 39 Субботин В. Г. 89 Суворов А. Л. 52, 39, 109, 128 Суковатицын Ю. А. 105 Сюткин Н. Н. 16 Т Таванов Э. Г. 121 Тажибаева И. Л. 53 Тан Све 55

Танкеев А. П. 87 Тарасенко А. Б. 122 Тарасенков А. Н. 111, 116 Теплоухов С. Г. 40, 41 Теплых А. Е. 43 Тетельбаум Д. И. 132 Тиванова О. В. 74 Тимохин А. Н. 23 Тимошенков С. П. 130 Тихончев М. Ю. 16 Тишковский Е. Г. 133, 134 Ткачев О. В. 135 Ткачук Д. В. 129 Трифанов А. Г. 23 Троицкий В. Ю. 120 Турубарова Л. Г. 37 Турьянский А. Г. 111, 116 Φ Фелина Л. И. 134 Федущак В. Ф. 105 Фенелонов В. Б. 102 Фесенко В. А. 29 Филиппов В. П. 42, 45 Фишер Л. М. 28 Х Хмелевская В. С. 18 Хмельницкий Д. В. 112 Холуянов Г. Ф. 104, 125 п Цай К. В. 74 Цыбуля С. В. 102 ч Чакин В. П. 77 Чаусова С. И. 75 Чеканов В. А. 24 Чемеринская Л. С. 66 Чернов И. И. 49, 55 Чернухин Ю. И. 112 Чуев В. В. 79 Чукалкин Ю. Г. 43 Ш Шабашов В. А. 78 Шальнов К. В. 5, 54 Шамардин В. К. 28, 44, 76 Шаповалов Р. В. 44 Шемякин В. Н. 82, 72 Шестаков А. Е. 80, 106 Шестаков В. П. 53, 53 Шиканова Ю. А. 42, 45 Шиманский Г.А. 16 Шихалев В. С. 82 Шишов В. Н. 81 Шляхтун С. В. 105 Шмаков А. А. 57 Шориков А. О. 88 Шукайло В. П. 130, 135, 136 Шуллер И. А. 133 Ш Щербаков Е. Н. 33, 41 Щербаков Е. Н. 82 Щербачев К. Д. 117 Я Яговитин П. И. 82 Якушин В. Л. 29 Яровчук А. В. 37