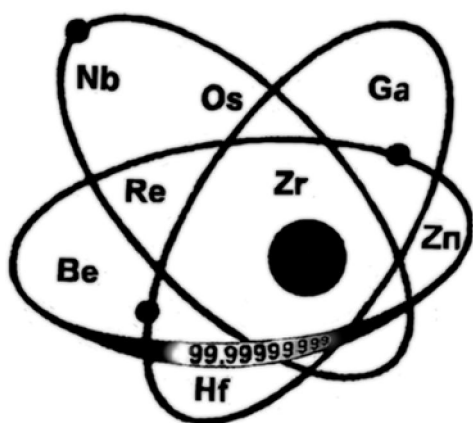


6 Міжнародна конференція
ВИСОКОЧИСТІ МАТЕРІАЛИ:
ОТРИМАННЯ, ЗАСТОСУВАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ
присвячена пам'яті академіка В. М. Ажжажі

13 –15 вересня 2021 року
м. Харків, Україна

МАТЕРІАЛИ ДОПОВІДЕЙ



PROCEEDINGS

The 6-th International Conference

**«HIGH PURITY MATERIALS:
PRODUCTION, APPLICATION, PROPERTIES»**

Dedicated to memory of Academician V.M. Azhazha

September 13-15, 2021
Kharkiv, Ukraine

Національна академія наук України
Відділення ядерної фізики та енергетики
Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут»
Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна

National Academy of Sciences of Ukraine
Department of Nuclear Physics and Energy
National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”
V.N. Karazin Kharkiv National University

6-а Міжнародна конференція
«ВИСОКОЧИСТІ МАТЕРІАЛИ:
ОТРИМАННЯ, ЗАСТОСУВАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ»,

присвячена пам'яті академіка В.М. Ажажі

13–15 вересня 2021 року
м. Харків, Україна

МАТЕРІАЛИ ДОПОВІДЕЙ

The 6-th International Conference
“HIGH PURITY MATERIALS:
PRODUCTION, APPLICATION, PROPERTIES”

Dedicated to memory of Academician V.M. Azhazha

September 13–15, 2021
Kharkiv, Ukraine

PROCEEDINGS

Харків
2021

УДК 669.2; 538.9

Схвалено Науково-технічною радою Інституту фізики твердого тіла,
матеріалознавства та технологій ННЦ ХФТІ НАН України

Редакційна колегія:

В.М. Воєводін, М.О. Азаренков, Г.П. Ковтун,
М.М. Пилипенко, Д.О. Солоніхін

6-а Міжнародна конференція «Високочисті матеріали: отримання, застосування, властивості». 13–15 вересня 2021 р., м. Харків, Україна: Матеріали доповідей. – Харків: ННЦ ХФТІ, 2021. – 131 с.

До збірника матеріалів 6-ї Міжнародної конференції «Високочисті матеріали: отримання, застосування, властивості» (13–15 вересня 2021 р., м. Харків, Україна) увійшли тези доповідей, що надійшли до оргкомітету та були прийняті до опублікування.

Proceedings of the 6-th International Conference «High purity materials: Production, application, properties» (September 13–15, 2021, Kharkiv, Ukraine) includes theses of reports received by organizing committee and accepted for publication.

Верстка збірника здійснювалася з оригіналів,
наданих авторами в електронному вигляді.

Тексти тез доповідей та їх назви в змісті відтворені мовами оригіналів,
у редакції, запропонованій авторами.

© Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут» (ННЦ ХФТІ), 2021

ЗМІСТ

К ВОПРОСУ О ПРЕДЕЛЬНОЙ ОЧИСТКЕ МЕТАЛЛОВ <i>Г.П. Ковтун, Д.А. Солопихин, А.П. Щербань</i>	9
К 120-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Л.В. ШУБНИКОВА – ВЫДАЮЩЕГОСЯ ФИЗИКА-ЭКСПЕРИМЕНТАТОРА <i>В.И. Соколенко</i>	10
ЦИРКОНІЙ ДЛЯ АКТИВНИХ ЗОН ЯДЕРНО-ЕНЕРГЕТИЧНИХ УСТАНОВОК <i>М.М. Пилипенко</i>	12
ЗАВИСИМОСТЬ МЕЖФАЗНЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И КОНЦЕНТРАЦИИ КОМПОНЕНТОВ В ДВОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ <i>А.П. Щербань, О.А. Даценко</i>	13
РАСЧЕТ РАСТВОРИМОСТИ МАЛОРАСТВОРИМЫХ КОМПОНЕНТОВ В ТВЕРДОЙ α -ФАЗЕ ПО ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>А.П. Щербань, О.А. Даценко</i>	14
ВПЛИВ ЧИСТОТИ CdTe ТА Cd _{0,9} Zn _{0,1} Te НА ВЛАСТИВОСТІ ДЕТЕКТОРІВ НА ЇХ ОСНОВІ <i>О.І. Кондрік, Г.П. Ковтун</i>	15
ОСОБО ЧИСТЫЙ КСЕНОН И ЕГО СМЕСИ В ГАЗОНАПОЛНЕННЫХ ДЕТЕКТОРАХ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ <i>А.О. Пудов, С.А. Соколов, В.Е. Кутний, А.В. Рыбка, Д.В. Кутний, Д.Д. Бурдейный</i>	17
БАГАТОШАРОВІ ПОКРИТТЯ (TiZr)N/WN, СФОРМОВАНІ ВАКУУМНО- ДУГОВИМ МЕТОДОМ <i>В.М. Береснев, С.В. Литовченко, В.О. Чишкала, Д.В. Горох, О.В. Максакова, В.О. Столбовой, Б.О. Мазілін, О.Р. Шентуха</i>	19
INFLUENCE OF HYDROGEN PLASMA IRRADIATION ON STRUCTURAL CHANGES AND MORPHOLOGY OF Ti-Zr-Ni THIN FILMS CONTAINING QUASICRYSTALLINE AND RELATED PHASES <i>S.V. Malykhin, Yu.S. Bogdanov, V.A. Makhlai, S.S. Gerashchenko, V.V. Kondratenko, I.A. Kopylets, S.V. Surovitsky, S.S. Borisova</i>	21
STRUCTURAL-PHASE CHANGES IN Ti-Zr-Ni THIN FILMS AND TEMPERATURE STABILITY OF PHASES <i>S.V. Malykhin, V.V. Kondratenko, I.A. Kopylets, Yu.S. Bogdanov, I.G. Shipkova, S.V. Surovitsky, S.S. Borisova</i>	22
РАФИНИРОВАНИЕ МАГНИЯ МЕТОДОМ СУБЛИМАЦИИ <u>Ю.П. Бобров</u> , В.Д. Вирич, <u>П.Н. Вьюгов</u> , Н.П. Вьюгов, Н.Н. Пилипенко, И.Г. Танцюра	24
РАФИНИРОВАНИЕ ТИТАНА МЕТОДОМ ЗОННОЙ ПЛАВКИ <i>О.Е. Кожевников, Н.Н. Пилипенко, В.Н. Пельх, В.Д. Вирич</i>	25

О ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МНОГОКРАТНОГО ДИСТИЛЛЯЦИОННОГО ИЛИ КРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО РАФИНИРОВАНИЯ ВЗАМЕН ОДНОКРАТНОГО ПРИ ЗАДАННОМ ВЫХОДЕ	26
<i>А.И. Кравченко, О.А. Даценко</i>	
РАСЧЕТ СУБЛИМАЦИИ С УЧЕТОМ ДИФФУЗИИ ПРИМЕСИ	27
<i>А.И. Жуков, А.И. Кравченко</i>	
МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ СОЗДАНИЯ УРАНОВОЙ МИШЕНИ ИСТОЧНИКА НЕЙТРОНОВ	28
<i>Б.В. Борц, А.Ф. Ванжа, И.А. Воробьев, Л.И. Глуценко, И.М. Карнаухов, Е.В. Луценко, Ю.А. Марченко, А.А. Пархоменко, И.В. Паточкин, В.И. Сытин</i>	
NIGHT-FIELD FORMING OF TUNGSTEN SURFACE BY EVAPORATION IN LIQUID NITROGEN	29
<i>E.V. Sadanov, A.A. Mazilov, J.A. Gordienko, T.I. Mazilova, I.M. Mikhailovskij</i>	
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК И ГИДРИРОВАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЯ	31
<i>Р.В. Ажажа, П.А. Куценко, О.П. Леденев, В.С. Оковит, В.И. Соколенко, С.В. Худяков</i>	
ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОГО ВИРОЩУВАННЯ КРУПНИХ ПРОФІЛЬОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ	33
<i>В.О. Шаповалов, О.М. Гніздило, В.В. Якуша, Ю.О. Никитенко, О.М. Бердникова, Ю.А. Хохлова</i>	
ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РАДІАЦІЙНОГО ОПРОМІНЕННЯ НА СПЛАВ Zr1%Nb ІЗ РІЗНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА	35
<i>М.М. Пилипенко, Р.Л. Василенко, А.О. Дробішевська, О.М. Борисенко, Ю.С. Стаднік</i>	
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ TiCrAlNb И TiCrAlNbV	36
<i>А. Великодный, М. Тихоновский, А. Тортика, И. Танцюра, В. Оковит, Р. Василенко, А. Кондратов</i>	
КОМПТОНОВСКИЙ НЕЙТРОННЫЙ ДЕТЕКТОР С ЭМИТТЕРОМ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО Hf	38
<i>В.В. Ганн, С.А. Солдатов, А.Л. Улыбкин, Е.А. Богдан, Р.В. Ажажа, А.О. Пудов, В.Н. Воеводин, А.В. Рыбка, К.В. Ковтун, В.Е. Кутний</i>	
RELATIVE LENGTH AS A CLASSIFICATION PARAMETER OF THE CRYSTALLIZATION MODE OF AMORPHOUS FILMS	40
<i>A.G. Vagmut</i>	
ЩОДО ОСОБЛИВОСТЕЙ ВИРОБНИЦТВА КРЕМНІЮ ДЛЯ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ПОТРЕБ	41
<i>Т.Б. Янко, Т.В. Критська, Г.В. Карпенко</i>	
МИНЕРАЛЬНЫЙ ИЗОЛЯТОР ИЗ MgO ДЛЯ ДЕТЕКТОРОВ НЕЙТРОНОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР	43
<i>Е.А. Богдан, Р.В. Ажажа, А.Л. Улыбкин, С.А. Соколов, А.О. Пудов, Л.А. Пироженко, В.Е. Кутний, А.В. Рыбка, С.В. Худяков</i>	

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА Zr ₅₇ Cu _{15,4} Al ₁₀ Ni _{12,6} Nb ₅ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ДЕЙТЕРИЕВОЙ ПЛАЗМЫ <i>Д.Г. Малыхин, К.В. Ковтун, В.Г. Коновалов, С.И. Солодовченко, И.В. Рыжков, А.А. Васильев, Г.П. Ковтун, Ю.В. Горбенко</i>	45
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНОГО ГРАФИТА И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ТЕРМОВАКУУМНЫМ СПОСОБОМ <i>В.А. Кутовой, Д.Г. Малыхин, В.Д. Вирич, Р.Л. Василенко, Ю.В. Горбенко</i>	47
ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ РЕЛАКСАЦИЮ В СПЛАВЕ Mg-Sc, ДЕФОРМИРОВАННОМ РАВНОКАНАЛЬНОЙ УГЛОВОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ <i>А.С. Булатов, В.С. Клочко, А.В. Корниец, В.И. Спицына, И.И. Папиров, А.И. Пикалов, А.В. Шокуров</i>	49
MODIFICATION OF THE STRUCTURALLY THE PHASE STATE OF ALUMINUM ALLOY AS A RESULT OF RADIATION THERMAL TREATMENT <i>Е.М. Prokhorenko, V.V. Lytvynenko, V.V. Bryukhovetskiy, N.A. Shul'gin, T.G. Prokhorenko</i>	51
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЯМЫМИ МЕТОДАМИ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ГЦТ ЭНЕРГОБЛОКА №3 ЮЖНО-УКРАИНСКОЙ АЭС ПОСЛЕ 200 ТЫС. ЧАСОВ ЭКСПЛУАТАЦИИ <i>Р.Л. Василенко, С.В. Гоженко, Е.А. Крайнюк, П.А. Мищенко, А.Г. Руденко</i>	52
О РОЛИ ВКЛЮЧЕНИЙ НИТРИДОВ ТИТАНА В ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ <i>А.С. Митрофанов, Е.А. Крайнюк</i>	54
СТАРЕНИЕ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ГЦТ ЭНЕРГОБЛОКОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000 В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ <i>В.Н. Воеводиц, С.В. Гоженко</i>	56
ОБЧИСЛЮВАЛЬНА ДОЗИМЕТРІЯ ТА ПІСЛЯПРОМІНЮВАЛЬНИЙ АНАЛІЗ ЗАГАЛЬНОЇ КОРОЗІЇ ТА КОРОЗІЙНОГО РОЗТРІСКУВАННЯ ОПРОМІНЕНИХ У НАДКРИТИЧНІЙ ВОДІ НАПРУЖЕНИХ ЗРАЗКІВ СТАЛІ 12X18H10T <i>О.С. Бакай, В.М. Борискін, М.І. Братченко, С.В. Дюльдя</i>	58
МОДЕЛЮВАННЯ ВЗАЄМОДІЇ ВИПРОМІНЮВАНЬ ІЗ НЕВПОРЯДКОВАНИМИ МАТЕРІАЛАМИ З ФРАКТАЛЬНОЮ СТРУКТУРОЮ <i>М.І. Братченко, С.В. Дюльдя</i>	60
НОВЕ ЕЛЕКТРОПРОВІДНЕ ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ МАХ ФАЗИ Ti ₂ AlC ДЛЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СЕРЕДОВИЩА <i>Т.О. Пріхна, О.С. Купрін, В.Я. Подгурська, О.П. Остап, Т.Б. Сербенюк, В.Б. Свердун, М.В. Карпець, Б.Д. Васильїв, М.О. Бортницька</i>	62
ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОДСЛОЯ НА АДГЕЗИЮ ПОКРЫТИЯ Mo ₂ N ПРИ КОМПЛЕКСНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ <i>И.С. Домнич, Ю.А. Заднепровский, В.А. Белоус, А.Ю. Ростова, А.С. Куприн</i>	65
СТІЙКІСТЬ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ Ni ПРИ ДІЇ КАВІТАЦІЇ <i>В.Г. Маринін</i>	66

ОСАДЖЕННЯ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ АЛМАЗОПОДІБНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ PIII&D	
<i>В.В. Васильєв, О.А. Лучанінов, О.М. Решетняк, В.Є. Стрельницький</i>	68
ПРО ВПЛИВ ТЕРМОФЛУКТУАЦІЙНОГО ВИПАРОВУВАННЯ ПРИ ПЛАЗМОВО-ІОННОМУ ОСАДЖЕННІ ВУГЛЕЦЕВОГО ПОКРИТТЯ НА ШВИДКІСТЬ РОСТУ ПОКРИТТЯ	
<i>О.І. Калініченко, В.Є. Стрельницький</i>	70
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ, НИТРИДНЫЕ, ОКСИДНЫЕ И КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ	
<i>В.Ф. Горбань, А.А. Андреев, В.А. Столбовой, И.В. Сердюк, С.А. Фирстов, М.В. Карпец, Н.И. Крапивка</i>	72
МЕХАНІЗМИ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА НАПРЯМОК І ШВИДКІСТЬ ПЕРЕМІЩЕННЯ КАТОДНИХ ПЛЯМ ВАКУУМНОЇ ДУГИ У МАГНІТНОМУ ПОЛІ	
<i>В.В. Васильєв, В.Є. Стрельницький</i>	74
INTERVAL MODELS OF TEMPERATURE CHARACTERISTICS OF SUPERHEATER SEPARATORS IN NUCLEAR POWER PLANT UNITS WITH THE CAPACITY OF 1000 MW	
<i>О. V. Yefimov, T. V. Potanina, V. L. Kavertsev, T. A. Harkusha, T. A. Yesypenko</i>	76
MATHEMATICAL RELATIONS OF MODELS OF SINGLE-PHASE FLOWS IN THE CHANNELS OF REACTORS AND STEAM GENERATORS OF NPPS FOR CALCULATION OF HEAT TRANSFER PROCESSES AND HYDRODYNAMIC CHARACTERISTICS	
<i>О. Yefimov, M. Pylypenko, V. Kavertsev, T. Harkusha, L. Tiutiunyk, A. Motovilnik</i>	78
APPLICATION OF COMBINED METHOD TO ESTIMATION OF BRINELL HARDNESS VALUE SPREAD AND DETERMINE THE DEPENDENCE ON THE OXYGEN CONTENT FOR REFINED HAFNIUM	
<i>T. V. Potanina, O. V. Yefimov</i>	80
COMPUTER SIMULATION OF THERMAL AND HYDRAULIC PROCESSES IN NPP STEAM GENERATOR CHANNELS ON THE BASIS OF INTERVAL- ITERATIVE METHOD	
<i>О. V. Yefimov, T. V. Potanina, V. L. Kavertsev, T. A. Harkusha, T. O. Yesypenko</i>	83
MATHEMATICAL RELATIONS OF MODELS OF TWO-PHASE FLOWS IN THE CHANNELS OF REACTORS AND STEAM GENERATORS OF NPPS FOR CALCULATION OF THEIR HYDRODYNAMIC CHARACTERISTICS	
<i>О. V. Yefimov, M. M. Pylypenko, V. L. Kavertsev, T. A. Harkusha, T. O. Yesypenko</i>	85
МЕТОД ЛИФШИЦА-РОЗЕНЦВЕЙГА В РАСЧЕТАХ BIAS-ФАКТОРА БАЗИСНОЙ ПЕТЛИ В ГЕКСАГОНАЛЬНОМ КРИСТАЛЛЕ	
<i>О.Г. Троценко, А.В. Бабич, П.Н. Остапчук</i>	86
НИЗЬКОФОНОВІ СЦИНТИЛЯЦІЙНІ КРИСТАЛИ $PbWO_4$ ДЛЯ НИЗЬКОФОНОВОЇ ЯДЕРНОЇ СПЕКТРОМЕТРІЇ	
<i>Г.Г. Якубовська, І.А. Тупіцина, О.М. Дубовик</i>	88
ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ $ZnWO_4$ МЕТОДОМ ТВЕРДОФАЗНОГО СИНТЕЗУ ДЛЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ СЦИНТИЛЯТОРІВ	
<i>В.С. Тінькова, І.А. Тупіцина, Г.Г. Якубовська</i>	89

ВЫДЕЛЕНИЕ АКТИНОИДОВ В ДЕМОСТРАЦИОННО-ИМИТАЦИОННОМ СЕПАРАТОРЕ С МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ЗАДАННОЙ КОНФИГУРАЦИИ <i>В.Б. Юферов, В.В. Катречко, В.О. Ильичева, С.Н. Хижняк</i>	91
ВИКОРИСТАННЯ ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ, ЩО ВИРОБЛЯЮТЬСЯ ШЛЯХОМ МІКРОПЛАЗМОВОГО ОКСИДУВАННЯ У ДОСЛІДНИЦЬКИХ ПРИСТРОЯХ З НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОЮ ПЛАЗМОЮ <i>С.В. Шарий, М.О. Швець, Д.В. Вінніков, В.Б. Юферов</i>	93
ДЕГРАДАЦИЯ СВЕРХПРОВОДНИКА FeSe ПОСЛЕ 7-ЛЕТНЕЙ ВЫДЕРЖКИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ <i>Р.В. Вовк, М.В. Кислица, Г.Я. Хаджай, А.Л. Соловьев, Е. Nazarova, К. Buchkov</i>	94
ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ Fe _{0,5} Ni _{0,5} , ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОКОНСОЛИДАЦИИ <i>Р.В. Вовк, Э.С. Геворкян, М.В. Кислица, Г.Я. Хаджай</i>	96
ВЛИЯНИЕ АУСФОРМИНГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 18Х12ВМБФР <i>И.Ф. Кисляк, В.С. Оковит, М.А. Тихоновский, А.Ю. Ростова, А.С. Кальченко</i>	98
EFFECT OF HELIUM AND HYDROGEN ON THE SWELLING OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL IN THE TRANSIENT AND STEADY-STATE STAGES <i>A.S. Kalchenko, S.A. Karpov, N.P. Lazarev, G.D. Tolstolutskaaya</i>	100
CRITICAL TEMPERATURE RANGES OF HARMFUL HYDROGEN AND HELIUM EFFECTS ON HARDENING, EMBRITTLEMENT AND CRACKING IN STRUCTURAL MATERIALS <i>S.A. Karpov, G.D. Tolstolutskaaya</i>	102
СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОФАЗНОГО З'ЄДНАННЯ ДЗО СТАЛІ ЗІ СТАЛЛЮ 08Х18Н10Т <i>Б.В. Борц, І.М. Короткова, О.О. Лопата, В.І. Ситін, Г.М. Толмачова, І.О. Воробйов</i>	104
МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ СОЗДАНИЯ W-Ta НЕЙТРОННО-ОБРАЗУЮЩЕЙ МИШЕНИ ДЛЯ ПОДКРИТИЧЕСКОЙ СБОРКИ, УПРАВЛЯЕМОЙ УСКОРИТЕЛЕМ ЭЛЕКТРОНОВ <i>Б.В. Борц, И.А. Воробьев, В.В. Ганн, Л.И. Глущенко, М.П. Домнич, И.М. Карнаухов, И.И. Коновалов, А.А. Лопата, Ю.В. Лукирский, А.А. Пархоменко, И.В. Паточкин</i> ...	106
ФИЗИКОХИМИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАКИСИ-ОКИСИ УРАНА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА УКРАИНСКОГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА <i>А.П. Мухачев, Д.А. Елатонцев, Е.А. Харитонова</i>	108
ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВА ВТ1-0 В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ <i>Е.С. Савчук, В.И. Соколенко, Е.В. Карасева, А.В. Мац, В.А. Мац</i>	109
ВОЗМОЖНАЯ КОНВЕРСИЯ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ Al _{0,5} CoCuCrNiFe И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА КИНЕТИЧЕСКИЕ КОЭФФИЦИЕНТЫ <i>В.Н. Воеводин, В.А. Фролов, Е.В. Карасева, Е.С. Савчук, В.И. Соколенко, Т.М. Тихоновская, А.С. Тортика</i>	111

STRUCTURE AND MICROMECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY Co _{0.25-x} Cr _{0.25} Fe _{0.25} Ni _{0.25} C _x ALLOY	
<i>H.V. Rusakova, L.S. Fomenko, Yi Huang, I.V. Kolodiy, A.V. Levenets, E.D. Tabachnikova, M.A. Tikhonovsky, T.G. Langdon</i>	113
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ta-Ti-V-Zr-Al	
<i>А. Левенец, М. Тихоновский, Р. Василенко, А. Ростова, И. Танцюра</i>	115
THE USING OF COMPUTERED TOMOGRAPHY IN THE STUDY OF CARBON MATERIALS	
<i>V. Levenets, I. Gyryn, M. Ovchinnikova</i>	117
ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ СОРБЕНТОВ И ДЕЗАКТИВИРУЮЩИХ СРЕДСТВ В ПРОЦЕССАХ С МАЛЫМИ ВЕЛИЧИНАМИ ИЗОТОПНЫХ ЭФФЕКТОВ	
<i>В.В. Левенец, А.Ю. Лонин, А.П. Омельник, А.А. Щур</i>	118
КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА БИОЛОГИЧЕСКИХ СУБСТРАТОВ ГРУППЫ ПРОФБОЛЬНЫХ ХЕМОМЕТРИЧЕСКИМ И ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ	
<i>М.Ф. Кожевникова, В.В. Кузьменко, В.В. Левенец, А.Ю. Лонин, А.П. Омельник, А.А. Щур</i>	120
LOW-TEMPERATURE SERRATED DEFORMATION OF HIGH-ENTROPY TRIP ALLOY Fe ₅₀ Mn ₃₀ Co ₁₀ Cr ₁₀ AT TEMPERATURES OF 4.2 AND 0.5 K	
<i>T.V. Hryhorova, S.E. Shumilin, S.N. Smirnov, Yu.O. Shapovalov, E.D. Tabachnikova, M.J. Zehetbauer, E. Schafner</i>	122
INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND DYNAMIC MODULE OF ELASTICITY OF MEDIUM ENTROPY ALLOY Co _{17.5} Cr _{12.5} Fe ₅₅ Ni ₁₀ Mo ₅	
<i>Yu.O. Semerenko, E.D. Tabachnikova, T.V. Hryhorova, S.E. Shumilin, Yu.O. Shapovalov, H.S. Kim, J. Moon, H. Kwon</i>	124
РАСШИРЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ	
<i>И. Коленов, П. Хаймович, М. Тихоновский, Н. Шульгин, А. Левенец</i>	126
ПРИМЕНЕНИЕ В ЛИНЕЙНОМ УСКОРИТЕЛЕ ПРОТОНОВ НЕИСПАРЯЕМОГО ГЕТТЕРА Zr(86) – Al(14), РАЗМЕЩЕННОГО ВНУТРИ КАМЕРЫ ПЛАЗМЕННО-ИОННОГО ИНЖЕКТОРА ПРОТОНОВ ДЛЯ ЕЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ОТКАЧКИ	
<i>А.Н. Аксенова, В.В. Беликов, С.А. Вдовин, П.Л. Махненко, Н.Н. Пилипенко, А.П. Подоляк, Е.И. Пономарчук, А.П. Свинарченко, В.И. Скибин</i>	128
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ СОЛНЕЧНОГО КРЕМНИЯ, ПРИМЕНЯЕМОГО В НЕТРАДИЦИОННОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ	
<i>Н.А. Азаренков, С.В. Литовченко, В.Е. Семенов, Н.Г. Стервеедов, Н.Ю. Кравчук</i>	130

К ВОПРОСУ О ПРЕДЕЛЬНОЙ ОЧИСТКЕ МЕТАЛЛОВ

Г.П. Ковтун^{1,2}, Д.А. Солопихин¹, А.П. Щербань¹

*¹Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: gkovtun@kipt.kharkov.ua;*

*²Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,
Харьков, Украина*

В высокочистом состоянии металлы приобретают качественно новые свойства, что и обуславливает их широкое применение как для фундаментальных исследований, так и для практических целей.

Существуют различные методы глубокого рафинирования металлов [1, 2]. При этом практически всегда возникают вопросы, связанные с определением предельного содержания примесных элементов в процессе рафинирования металлов, возможности оценки такого содержания, установлением внешних факторов, влияющих на содержание примесей. Этот и другие вопросы рассматриваются в докладе на примерах методов испарения и дистилляции в вакууме, кристаллизационных процессов и метода электропереноса

С повышением циклов рафинирования частота металлов, как правило, увеличивается, но при этом для всех методов наблюдается так называемый «эффект насыщения». Так, в процессах испарения и дистилляции металлов в вакууме, очистка от легколетучих примесей прекратится при достижении равенства их парциальных упругостей паров и основы. Это, в частности, дает возможность оценить в первом приближении предельное содержание легколетучих примесей в этих процессах.

В случае направленной кристаллизации после многих проходов зоны распределение примесей в слитке стремиться к некоторому конечному значению и не изменяется при дальнейшем увеличении количества проходов зоны, что обусловлено возникновением обратного потока примесей за счёт разности концентраций.

Подобное распределение примесей наблюдается при рафинировании металлов с использованием метода электропереноса. При достаточно длительном времени приложения электрического поля потоки примесей, связанные с электропереносом и обратной диффузией, будут компенсировать друг друга, давая нулевой поток и, следовательно, предельную степень очистки.

«Эффект насыщения» характерен и для других методов глубокой очистки металлов. Возникает вопрос – можно ли получить абсолютно чистое вещество? По нашему мнению – это невозможно.

Помимо возникновения «эффекта насыщения» на конечную частоту металлов оказывают влияние загрязнения со стороны конструкционных материалов и окружающей среды. Невозможность получения абсолютно чистого вещества, по-видимому, имеет принципиальный характер. Осуществление любого процесса в системе связано с уменьшением энергии Гиббса G ($G = H - TS$, где H , T и S – энтальпия, энтропия и температура). Протекание процессов в системе возможно при $\Delta G < 0$. Достижение абсолютно чистого вещества можно рассматривать как приближение вещества к состоянию нулевой энтропии, что в принципе невозможно.

Литература

1. В.А. Пазухин, А.Я. Фишер. Разделение и рафинирование металлов в вакууме. М.: «Металлургия», 1969, 204 с.

2. А.И. Беляев. Физико-химические основы очистки металлов и полупроводниковых материалов. М.: «Металлургия», 1973, 224 с.

К 120-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Л.В. ШУБНИКОВА – ВЫДАЮЩЕГОСЯ ФИЗИКА-ЭКСПЕРИМЕНТАТОРА

В.И. Соколенко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

Лев Васильевич Шубников (29 сентября 1901 г., С.-Петербург – 10 ноября 1937 г.) – выдающийся отечественный физик-экспериментатор. За свою короткую научную деятельность (14 лет), прерванную в результате разгрома УФТИ органами областного НКВД (так называемое «дело УФТИ»), он сумел оставить яркий след в науке.

Л.В. Шубников основал в УФТИ первую в стране криогенную лабораторию (1931 г.), задачу которой определил, как «исследование физических процессов при низких температурах, измерение физических констант и развитие техники низких температур с целью применения в промышленности». Он, по определению И.В.Обреимова, создал в УФТИ стиль критической, тщательно точной работы.

Л.В. Шубников с сотрудниками впервые в стране получили жидкий водород (1931 г.) и жидкий гелий (1932 г.), культура работы с которыми впоследствии была перенесена в ряд научных центров Украины и Российской Федерации, в которых развивались низкотемпературные исследования.

Основные работы Л.В. Шубникова относятся к физике кристаллов, сверхпроводимости, антиферромагнетизму, ядерному парамагнетизму, фазовым переходам, ядерной физике и технической криогенике. Находясь в командировке в Лейденской лаборатории физики низких температур (1926–1930 гг.), Шубников, используя метод Обреимова-Шубникова выращивания монокристаллов легкоплавких металлов (Bi, Sb, Zn, Sn, Mg, Al) и усовершенствовав методику, разработанную Готцем и Капицей, получил уникально чистые монокристаллы висмута для физических исследований.

С именем Л.В. Шубникова связаны научные результаты мирового уровня, полученные в Лейденской лаборатории и в УФТИ:

- открытие первого квантового осцилляционного эффекта – низкотемпературных осцилляций электросопротивления Bi в магнитном поле (эффект Шубников-де Гааза);
- прямое (и независимое от Мейснера и Оксенфельда) экспериментальное доказательство идеального диамагнетизма чистых сверхпроводников;
- экспериментальное открытие сверхпроводников II рода;
- исследование тепловых и магнитных свойств хлоридов переходных металлов, что привело к экспериментальному открытию явления антиферромагнетизма;
- измерение магнитного момента протона;
- исследование поглощения нейтронов при низких температурах в H₂, В, Ag, Cd;
- первое наблюдение промежуточного состояния сверхпроводника в магнитном поле;
- наблюдение промежуточного состояния в сверхпроводнике с током.

Л.В. Шубников основал научную школу в области низкотемпературной физики твердого тела и конденсированного состояния вещества. Среди его учеников – академик АН СССР Л.Ф. Верещагин, член-корреспонденты АН СССР Н.Е. Алексеевский и АН УССР В.И. Хоткевич, доктора и кандидаты наук

С.А. Злуницын, А.К. Кикоин, Г.А. Милютин, Н.С. Руденко, Ю.Н. Рябинин, А.И. Судовцов, О.Н. Трапезникова, М.Ф. Федорова, С.С. Шалыт, Г.Д. Шепелев. Последователи Л.В. Шубникова – академики АН УССР Б.Г. Лазарев, Б.И. Веркин, А.А. Галкин, И.М. Дмитренко, член-корреспондент АН УССР Е.С. Боровик и их ученики.

В НАН Украины учреждена премия им. Л.В. Шубникова «За видатні роботи у галузі експериментальної фізики» и в США – почетное звание «Шубниковский профессор» в Висконсинском университете в Мадисоне.

Стремительный взлет «харьковской» физики 30-х годов XX века, ставший возможным в том числе благодаря личности Л.В. Шубникова, все шире привлекает внимание историков, культурологов и популяризаторов науки.

Литература

1. Л.В. Шубников. Избранные труды. Воспоминания. - К.: Наукова думка - 1990. - 352 с.
2. Развитие криогеники на Украине. Сборник научных трудов. - К.: Наукова думка. - 1978. - 224 с.
3. Материалы к биографии Л.В. Шубникова // ФНТ. – 1992. – т.18, №1. – с. 51-71.
4. Ю.А. Храмов. Школа криогеники Шубникова // ФНТ. – 1992. – т.18, №1. – с. 83-90.
5. К 100-летию со дня рождения Л.В. Шубникова: Препринт ННЦ ХФТИ. - 2001. – 46 с.
6. О.С. Вайсберг. Холодна гора. – Харків: Права людини. - 2010. – 588 с.
7. L.J. Reinders. The Life, Science and Times of Lev Vasilevich Shubnikov. – Springer. – 2018. – 531 pp.

ЦИРКОНІЙ ДЛЯ АКТИВНИХ ЗОН ЯДЕРНО-ЕНЕРГЕТИЧНИХ УСТАНОВОК

М.М. Пилипенко

*Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»,
Харків, Україна
E-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua*

Ядерна енергетика сьогодні постачає 10,5% електроенергії у світі та є частиною генераційного комплексу понад 30 країн, де проживає більш як дві третини населення планети.

Із загальної кількості реакторів, що знаходяться в експлуатації, 81,5% – реактори з легководним сповільнювачем і теплоносієм на теплових нейтронах. У найближчі 50–60 років такі реактори домінуватимуть у парку ядерних енергоблоків, що виробляють електроенергію.

Базовим матеріалом активних зон реакторів на теплових нейтронах будуть залишатися матеріали на основі цирконію. Удосконалення конструкційних матеріалів дасть змогу підвищити ефективність діючих АЕС та подовжити проектні терміни їх безпечної експлуатації. Освоєння нових і удосконалення існуючих цирконієвих сплавів неможливе без глибокого дослідження процесів одержання цих металів ядерної чистоти.

В доповіді наведено результати досліджень по отриманню цирконію реакторної чистоти та впливу чистоти металу на його властивості.

Проведено фізичне обґрунтування та експериментально досліджено поведінку металевих домішок в процесі рафінування цирконію методом електронно-променевої плавки (ЕПП) у високому вакуумі. Дослідження проведені на йодидному і кальцієтермічному цирконії. Отримано ядерно-чистий цирконій, що задовольняє сучасні вимоги ядерної енергетики, і досліджено вплив чистоти цирконію на його властивості.

Досліджено поведінку домішок при рафінуванні магнієтермічного губчатого цирконію вітчизняного виробництва, що дає можливість створювати необхідні передумови для використання магнієтермічного цирконію при розробці цирконієвих конструкційних матеріалів для елементів обладнання ядерно-енергетичних установок з поліпшеною надійністю.

Проведено дослідження щодо використання елементів-розкислювачів для очищення цирконію від кисню при вакуумній плавці. Запропонована і реалізована концепція зменшення вмісту кисню в цирконії, за рахунок введення алюмінію у вихідну сировину на ранніх стадіях виробництва, зокрема при відновленні металу, за рахунок утворення і видалення оксиду алюмінію в процесі ЕПП, що приводить до підвищення якості цирконію (концентрація кисню зменшується в 2–5 раз).

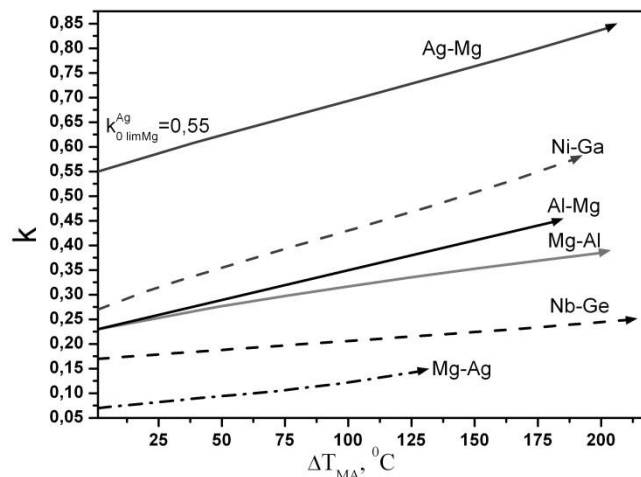
Виявлено особливості зміни властивостей конструкційних матеріалів в умовах дії зовнішніх факторів (температури, радіаційного опромінення).

ЗАВИСИМОСТЬ МЕЖФАЗНЫХ КОЭФФИЦИЕНТОВ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И КОНЦЕНТРАЦИИ КОМПОНЕНТОВ В ДВОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

А.П. Щербань, О.А. Даценко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: shcherban@kipt.kharkov.ua*

Выполнен расчет равновесных k_0 и предельных k_{0limB} коэффициентов распределения (КР) компонентов по диаграммам состояния двойных металлических систем Mg–Ag, Ag–Mg, Al–Mg, Mg–Al, Ni–Ga, Nb–Ge. Эти системы относятся к системам с ограниченной растворимостью. Получены аппроксимирующие уравнения линий солидуса и ликвидуса этих систем в виде полиномов второго порядка в интервале температур от точки плавления основного компонента T_{MA} до температуры эвтектики T_{EA} . Выполнен математический анализ полученных уравнений для расчетов КР. Расчетным и графическим методами впервые определены значения предельных коэффициентов распределения k_{0limB} для таких систем как Mg–Al, Mg–Ag, Al–Mg. Подтверждено полное совпадение значений k_{0limB} , полученных разными методами. Для систем Ag–Mg, Nb–Ge, Ni–Ga получены расчетные величины предельных коэффициентов, которые хорошо совпадают со справочными значениями. Построены зависимости равновесных коэффициентов распределения от температуры k_{0B}^T и концентрации k_{0B}^C для исследуемых систем. В интервале температур от T_{MA} до T_{EA} наблюдается линейная зависимость коэффициентов распределения k_{0B}^T от температуры ΔT_{MA} [1].



Зависимости равновесных коэффициентов распределения k_{0B}^T от ΔT_{MA} для систем Ag–Mg, Ni–Ga, Al–Mg, Mg–Al, Nb–Ge, Mg–Ag

Литература

1. А.П. Shcherban, О.А. Datsenko. Dependence of interphase distribution coefficients on temperature and concentration of components in double metal systems. East Eur. J. Phys. 4. 63-68 (2020). DOI:10.26565/2312-4334-2020-4-08

РАСЧЕТ РАСТВОРИМОСТИ МАЛОРАСТВОРИМЫХ КОМПОНЕНТОВ В ТВЕРДОЙ α -ФАЗЕ ПО ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

А.П. Щербань, О.А. Даценко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: shcherban@kipt.kharkov.ua*

Одним из важнейших является вопрос о наличии областей растворимости в твердом состоянии вблизи ординат компонентов, в особенности для процессов очистки веществ кристаллизационными методами, легирования металлов и полупроводников.

На основе фундаментального закона распределения, описывающего равновесие между жидким и твердым растворами при постоянной температуре получены параметрические выражения для определения растворимости малорастворимых компонентов в твердой α -фазе по термодинамическим параметрам взаимодействующих элементов. При выводе выражений рассмотрены два подхода: первый – для идеального поведения системы при растворении второго компонента и второй – с учетом отклонения от идеального поведения. Первый подход использует не зависящий от температуры предельный коэффициент распределения $k_{0\text{lim}B}^A$ для идеального поведения системы. Во втором методе расчет проводится с учетом отклонения от идеального поведения через зависящую от температуры парциальную энтальпию растворения $\overline{\Delta H}_B^\alpha$ второго компонента в твердой α -фазе. Приведены результаты применения полученных выражений для расчета растворимости второго компонента для таких систем как Cd-Tl, Zn-Sn, Te-As, Te-Cu. Показано, что в исследуемых системах растворимость второго компонента составляет < 1 ат. %.

Определены относительные отклонения значений предельной растворимости компонентов, полученных разными расчетными методами. Для исследуемых систем при определении через парциальную энтальпию растворения $\overline{\Delta H}_B^\alpha$ относительный разброс составляет от 0 до максимальных 26,3% для системы Te-Cu и 26,9% для системы Zn-Sn [1]. Относительный разброс значений растворимости, рассчитанных по равновесным коэффициентам распределения κ_{0B} [2], составляет 3–4 раза от идеального.

Основной причиной разброса полученных данных по растворимости малорастворимых компонентов в твердой α -фазе, полученных разными расчетными методами, является вклад температурной зависимости используемых при расчетах равновесных коэффициентов распределения κ_{0B} и парциальных энтальпий растворения $\overline{\Delta H}_B^\alpha$.

Литература

1. A.P. Shcherban, O.A. Datsenko. Solubility calculation of poorly soluble components in solid α -phase from thermodynamic parameters of interacting elements. *Funct. Mater.* 2021; 28 (2): 375-380. <https://doi.org/10.15407/fm28.02.375>.
2. A.P. Scherban, O.A. Datsenko., G.P. Kovtun. Construction of Solidus Lines of Binary Metal Systems Having a Low Solubility of Components in the Solid Phase. *Open Journal of Metal.* 4, 65 (2014), <http://dx.doi.org/10.4236/ojmetal.2014.42005>.

ВПЛИВ ЧИСТОТИ CdTe ТА Cd_{0,9}Zn_{0,1}Te НА ВЛАСТИВОСТІ ДЕТЕКТОРІВ НА ЇХ ОСНОВІ

О.І. Кондрик¹, Г.П. Ковтун^{1,2}

¹Національний науковий центр

«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна;

²Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна, Харків, Україна

Email: kondrik@kipt.kharkov.ua; тел. (057)335-69-05

Високоомні напівпровідники CdTe і Cd_{0,9}Zn_{0,1}Te є перспективними матеріалами для детекторів іонізуючих випромінювань, що працюють при кімнатній температурі і знайшли застосування у багатьох галузях промисловості, енергетики і наукових досліджень. Важливими характеристиками цих детекторів є питомий опір ρ , рухливість електронів μ_n , час життя нерівноважних електронів τ_n та дірок τ_p , ефективність збору зарядів η . Детекторні характеристики істотно залежать від умов дрейфу нерівноважних електронів та дірок. На дрейф нерівноважних носіїв заряду в детекторах на основі CdTe і CdZnTe впливає їх захоплення та рекомбінація на глибоких рівнях електрично активних домішок та структурних дефектів [1, 2], що виникають вже на стадії одержання детекторних матеріалів. В реальних умовах одержання цих матеріалів може статися ненавмисне внесення в їх об'єм ряду перехідних металів та інших елементів, наприклад, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Sn, Pb, Ge, P, Ag, As. Сумарний вміст фонових домішок може досягати 10^{16} см^{-3} [3].

Метою дослідження було вивчення впливу домішок і дефектів на ρ , μ_n , τ , η детекторів іонізуючих випромінювань на основі CdTe і Cd_{0,9}Zn_{0,1}Te. Дослідження проводились методом моделювання.

Проведені розрахунки граничної розчинності фонових та легуючих домішок в досліджуваних матеріалах показали, що при кімнатних температурах гранична величина концентрації розчинених домішок становить $4 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, що значно перевищує вміст фонових домішок при досягнутому ступеню чистоти Cd, Zn, Te $\sim 99,9999\%$, або сумарній концентрації домішок $\sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Виходячи з експериментально виміряних коефіцієнтів міжзонної рекомбінації [1], з'ясовано, що темп міжзонної рекомбінації при кімнатній температурі в досліджуваних матеріалах приблизно на десять порядків величини менший від темпу рекомбінації на глибоких рівнях домішок та дефектів, яка описується моделлю Шоклі-Ріда-Холла, що була покладена в основу розрахунків τ_n , τ_p , η . В результаті проведених модельних досліджень встановлено, що шкідливі домішки Ti, V, Ni, Ge, Sn при певній їх концентрації ($\sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$) в CdTe і CdZnTe можуть відтягувати рівень Фермі до рівня вакансії кадмію (V_{Cd}), знижуючи τ_n , τ_p , і η через захоплення і рекомбінацію нерівноважних носіїв заряду на V_{Cd} . Прийнятної детекторної якості досліджуваних матеріалів можна досягти за умови їх збалансованого складу, коли сумарна концентрація шкідливих домішок менша ніж вміст інших фонових домішок, структурних дефектів та їх комплексів і не перевищує величину $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Встановлено вплив чистоти детекторних матеріалів на їх радіаційну стійкість при роботі під дією іонізуючого випромінювання. В детекторних матеріалах чистотою 99,99% зменшується дія процесу радіаційної самокомпенсації опроміненого матеріалу. А саме, вакансії кадмію, сформовані під впливом опромінення, взаємодіють з фоновими та легуючими домішками і утворюють А-центри - нейтральні або з зарядом, більшим

на одиницю відносно початкового стану подвійно зарядженої вакансії кадмію (V_{Cd}^{2-}), що, у свою чергу, перешкоджає стабілізації рівня Фермі та призводить до його дрейфу до зони провідності, зменшуючи питомий опір ρ та діркову провідність. Зменшення ρ призводить до збільшення шуму та остаточного заглушення основного піку амплітудного спектру. Високочистий детекторний матеріал на початковій стадії опромінення збільшує питомий опір і проявляє високу радіаційну стійкість, оскільки рівень Фермі у початковому стані знаходиться біля середини забороненої зони і стабілізується за рахунок взаємної компенсації донорних і акцепторних рівнів радіаційних дефектів.

Література

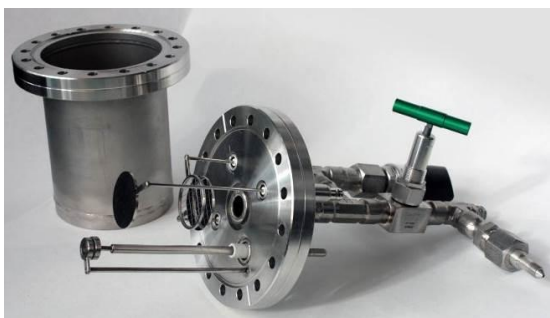
1. М.В. Гапанович, Н.А. Радычев, И.Н. Один, Г.Ф. Новиков. Влияние легирования йодом на кинетику СВЧ-фотопроводимости теллурида кадмия // Химия высоких энергий, краткие сообщения. Фотохимия. - 2007, том 41, № 2, с. 159-160.
2. Kondrik A.I. Influence of radiation-induced defects on CdTe and CdZnTe detectors properties // Problems of Atomic Science and Technology, 2015, N2, P. 18-24.
3. Hofmann D. M., Stadler W., Christmann P., Meyer B. K. Defects in CdTe and $Cd_{1-x}Zn_xTe$ /Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A. –1996. –V. 380. – p. 117-120.

ОСОБО ЧИСТЫЙ КСЕНОН И ЕГО СМЕСИ В ГАЗОНАПОЛНЕННЫХ ДЕТЕКТОРАХ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ

*А.О. Пудов, С.А. Соколов, В.Е. Кутний, А.В. Рыбка,
Д.В. Кутний, Д.Д. Бурдейный*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: pudov@kipt.kharkov.ua*

Детекторы гамма-излучения на основе особо чистого газа ксенона или его смесей имеют ряд преимуществ для применений в ядерной энергетике. Порядковый номер Хе – 54 один из самых высоких среди химических элементов, используемых в качестве детектирующих сред, что способствует высокой эффективности регистрации излучений в детекторах на его основе. Такие детекторы имеют высокую надежность эксплуатации и широкий диапазон рабочих температур.



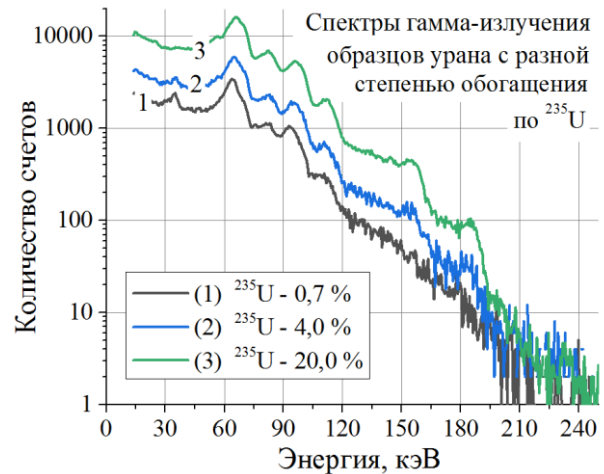
Для достижения высоких рабочих характеристик подобных детекторов чистота ксенона должна быть $>99,9999\%$ (6N). Такая чистота обычно достигается доочисткой высокочистого (5N) технического газа. Для этого была создана камера сверхтонкой очистки ксенона, в основе работы которой лежит метод искрового распыления титана в объем газа. Она представляет собой чистую камеру, способную работать как при глубоком вакууме $\sim 10^{-9}$ мбар, так и при высоком давлении газа до 50 бар. Между титановыми электродами камеры создается высокая разность потенциалов, в результате чего возникает искровой разряд. Выбиваемая разрядом титановая «пыль» является высокоэффективным гетером, который и поглощает различные электроотрицательные примеси, такие как H_2O , O_2 и др. Для косвенного определения уровня чистоты газа, в камере установлены измерительные электроды, с помощью которых можно регистрировать единичные ионизационные импульсы, возникающие в результате ионизации газа внешним излучением. Время нарастания импульсов дает оценку времени жизни носителей заряда (электронов) τ_e в газе. Лучшие значения τ_e на данный момент измеренные в камере составляют порядка нескольких микросекунд.

При создании детекторов наполненных особо чистыми газами особое внимание уделяется чистоте поверхностей деталей самого детектора, а также всех труб, клапанов и т.п. в установке очистки и напуска. Созданная установка для работы с особо чистым ксеноном не содержит органических веществ и все ее детали и узлы имеют специально подготовленные внутренние поверхности с маркировкой «для работы с чистыми газами». Детали детекторов также изготавливались из металлов и керамики без использования органики. Перед напуском газа все узлы установки и сам детектор подвергались длительному нагреву для удаления с внутренних поверхностей адсорбированных примесей.

На данном этапе созданы ксеноновые детекторы γ -излучения двух типов: пропорциональный счетчик с объемом смеси Хе+СН₄ ~ 90 см³ при давлении 0.5...3 бар, работающий в пропорциональном режиме [1], и детектор с объемом

смеси Xe+H₂ ~2 л при давлении 20...50 бар, работающий в режиме ионизационной камеры [2].

Детекторы могут работать как в счетном так и в спектрометрическом режимах. В атомной энергетике, помимо дозиметрии, такие детекторы могут найти применения для контроля над уровнем радиации теплоносителя, и, например, для определения степени обогащения ядерного топлива (на рис. приведены спектры образцов урана с разной степенью обогащения).



Литература

1. S. Sokolov, A. Pudov, A. Rybka, V. Kutny, A. Abyzov, G. Kholomyeyev, S. Melnikov. Gas-filled gamma-radiation detector based on high-purity xenon. East Eur. J. Phys.4. 28-34 (2020).
2. V.E. Kutny, A.V. Rybka, L.N. Davydov, A.O. Pudov, S.A. Sokolov, G.A. Kholomeyev, S.I. Melnikov, A.A. Turchin. Gamma-ray detector based on high pressure xenon. Probl. Atom. Sci. & Tech., № 2, 2017, p. 103-108.

БАГАТОШАРОВІ ПОКРИТТЯ (TiZr)N/WN, СФОРМОВАНІ ВАКУУМНО-ДУГОВИМ МЕТОДОМ

*В.М. Береснєв¹, С.В. Литовченко¹, В.О. Чишкала¹, Д.В. Горох¹, О.В. Максакова²,
В.О. Столбовой^{1,3}, Б.О. Мазілін¹, О.Р. Шентуха¹*

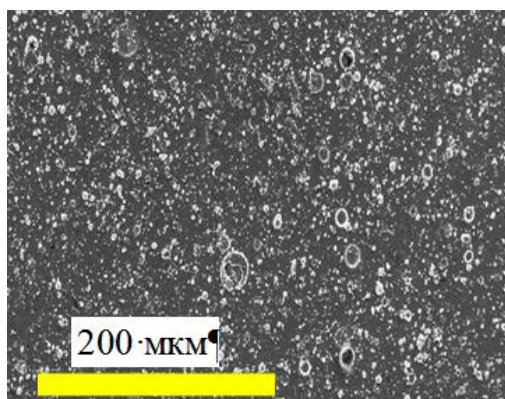
¹*Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна, Харків, Україна
E-mail: s.lytovchenko@karazin.ua;*

²*Сумський державний університет, Суми, Україна;*

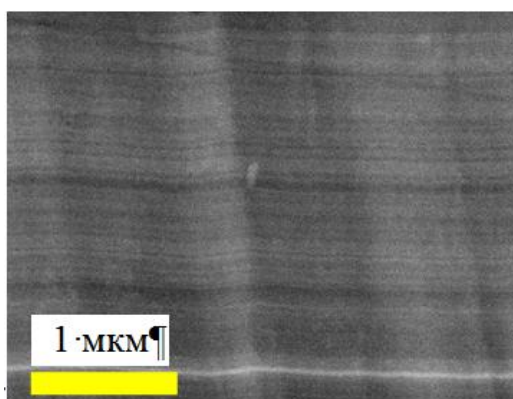
³*Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»,
Харків, Україна*

Одним з перспективних шляхів підвищення експлуатаційних характеристик виробів є формування на робочих поверхнях захисних функціональних покриттів, серед яких вагоме місце посідають плазмові покриття на основі нітридів, карбідів та інших сполук перехідних металів. В останні роки значну увагу дослідники приділяють створенню та вивченню покриттів на основі багатошарових структур з нанорозмірною архітектурою. Чергування двох і більше шарів матеріалів з різними фізико-механічними характеристиками надають можливість змінювати властивості захисних покриттів у досить широких межах. Формування багатошарових покриттів створює додаткові можливості підвищення їхньої зносостійкості за рахунок збільшення міжфазних границь, які перешкоджають переміщенню дислокацій при пластичній деформації, а також коригування товщини покриття без зростання його крихкості. Зрозуміло, що для ефективного подальшого практичного застосування в промисловості тих чи інших багатошарових покриттів актуальним є комплексне дослідження характеристик таких покриттів для визначення взаємозв'язку кристалічної структури, елементного складу, структурно-фазового стану з фізико-механічними властивостями.

В роботі досліджено властивості багатошарових покриттів (TiZr)N/WN, що були сформовані на зразках зі сталі 12X18H9T методом вакуумно-дугового осадження з двох джерел при безперервному обертанні закріплених зразків між джерелами зі швидкістю 8 обертів за хвилину. Один катод-випарник був виготовлений зі сплаву 75 ат.% Ti + 25 ат.% Zr, інший – з вольфраму марки ВЧ. Тиск азоту в камері становив 0,46 Па, а негативний потенціал зміщення на підкладці – 200 В. Сформовані покриття мали товщину ≈ 5 мкм. На рисунку наведено електронно-мікроскопічні зображення поверхні (а) та бічного перерізу (б) покриттів.



а



б

*Мікроструктура поверхні (а) та поперечного перерізу (б) покриття (TiZr)N/WN,
PEM, JEOL JSM-840*

За даними енергодисперсійного аналізу покриття склалися (ат.%) з N (49,17), Ti (38,93), Zr (8,18), W (3,49) та Fe (0,24) (вплив підкладки). Відпал зразків з покриттями (400 °C, 30 хвилин) призвів до зміни складу: N (44,14), Ti (24,71), Zr (7,22), W (23,93). Рентгенівська дифрактометрія зафіксувала однофазний стан покриття з ГЦК-граткою структурного типу NaCl, параметр ґратки становить 0,4289 нм, а розмір ОКР – 14,7 нм при значному рівні мікродеформацій $6,55 \cdot 10^{-3}$. Аналіз розподілу інтенсивності дифракційних ліній свідчить про наявність текстури (111). Після вакуумного відпалу при 400 °C протягом 30 хвилин в зразку також ідентифіковано одну фазу. Зафіксовано певне збільшення параметра ґратки (0,4295 нм) та розміру ОКР (17,5 нм) і зменшення мікродеформацій ($5,35 \cdot 10^{-3}$). Відпал призвів до переорієнтації зерен і утворення слабкої текстури (200). Твердість вихідних покриттів (Falcone 501) склала $HV_{1,0}=33,2$ ГПа, а після відпалу – 26,2 ГПа.

INFLUENCE OF HYDROGEN PLASMA IRRADIATION ON STRUCTURAL CHANGES AND MORPHOLOGY OF Ti-Zr-Ni THIN FILMS CONTAINING QUASICRYSTALLINE AND RELATED PHASES

*S.V. Malykhin¹, Yu.S. Bogdanov¹, V.A. Makhlay^{1,2}, S.S. Gerashchenko²,
V.V. Kondratenko¹, I.A. Kopylets¹, S.V. Surovitsky¹, S.S. Borisova¹*

¹*National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Kharkiv, Ukraine
E-mail: malykhin@kpi.kharkov.ua; tel. +38(057)707-60-73;*

²*National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine
E-mail: makhlay@kipt.kharkov.ua; tel. +38(057)335-67-26*

Quasicrystals (QCs) represent a new class of condensed matter with many anomalous and unique physical properties that significantly distinguish them from crystals: low thermal and electrical conductivity, high hardness and wear resistance, low coefficient of friction. Considering the high fragility of QCs, their use as coatings on the surface of functional products seems to be the most promising. The potential corrosion resistance, strength and low thermal conductivity make Ti-Zr-Ni based quasicrystals possible candidates for use as high temperature protective coatings. Previously, we studied the features of growing thin Ti-Zr-Ni films by magnetron sputtering of a Ti₄₁Zr_{38.3}Ni_{20.7} target. A laboratory-technological method for producing films precisely with a quasicrystalline phase has been worked out. In this work, using the methods of X-ray diffractometry and SEM microscopy, we study the effect of irradiation of films of quasicrystalline and related crystalline phases by hydrogen plasma with a thermal load of 0.2 MJ/m² with a number of pulses up to 20 on the QSPA X-50 (NSC KIPT).

It was found that the quasicrystalline phase, as well as related crystalline phases: the Laves phase, the α -solid solution, and the 2/1 phase of the Ti-Zr-Ni approximant crystal remain stable under irradiation with hydrogen plasma. The phase composition does not change qualitatively. With the accumulation of the number of hydrogen plasma pulses from 2 to 20 pulses, a monotonic decrease in the quasi-crystallinity parameter from 0.5234 to 0.5160 nm is observed. The width of the reflections (18, 29) and (20, 32) changes non-monotonically; at first, up to 5 pulses, it increases slightly, by about 10%, and then decreases by 30% to 12 mrad. Microprobe analysis of the surface did not reveal a significant change in the elemental composition upon irradiation. In this case, we associate the decrease in the quasi-crystallinity parameter with the accumulation of structural vacancies in the bulk of the films. It was found that the changes in the coatings during irradiation mainly manifest themselves as changes in the substructure of the observed phases. With the accumulation of exposure pulses, the structure of the quasicrystalline icosahedral phase improves and the size of the coherence regions increases. In films consisting of crystalline phases, a partial phase transformation is observed with a redistribution of components between the 2/1 phase of the approximant crystal and the α -solid solution phase.

It was found that under radiation-thermal loads in the total of 20 pulses, thin films of the Ti-Zr-Ni system containing a quasicrystalline icosahedral phase are less prone to crack formation than coatings with crystalline phases of the same system. The surface relief observed in the images of scanning electron microscopy qualitatively resembles the phenomenon of ablation under pulsed thermal action on materials that do not conduct heat well.

STRUCTURAL-PHASE CHANGES IN Ti-Zr-Ni THIN FILMS AND TEMPERATURE STABILITY OF PHASES

*S.V. Malykhin, V.V. Kondratenko, I.A. Kopylets, Yu.S. Bogdanov, I.G. Shipkova,
S.V. Surovitsky, S.S. Borisova*

*National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”,
Kharkiv, Ukraine
E-mail: malykhin@kpi.kharkov.ua; tel. +38(057)707-60-73*

Quasicrystalline coatings of the Ti-Zr-Ni system, prepared from ultrapure components, are promising as high-temperature protective coatings for nuclear reactor units due to a unique combination of properties [1]. The potential corrosion resistance, strength and low thermal conductivity make Ti-Zr-Ni based quasicrystals possible candidates for use as high temperature protective coatings. In addition, the tritium-saturated target film can be used as an important source-generator of neutrons based on the D-T reaction. The laboratory-technological procedure for producing films containing a quasicrystalline phase has been worked out and the features of growing thin Ti-Zr-Ni films by magnetron sputtering of a Ti₄₁Zr_{38.3}Ni_{20.7} target are described in [2, 3]. For the first time, data were obtained on the formation of a 2/1 crystalline approximant in this system. It was found that immediately after deposition, the films are nanostructured, with a disordered state that is topologically close to an icosahedral order prevailing in the near atomic environment. The features of the diffraction pattern makes it possible to assert that already in the initial state, the atoms are arranged not chaotically in the structure of the films, but form a "transition" structure with an imperfect topological order. This structure is a “prepared” nucleus for the subsequent formation of the icosahedral phase (QC) upon heating. Annealing for an hour at 300 °C enhances the icosahedral order. As the temperature rises to 450...500 °C, the diffraction maxima become more pronounced, and all of them are indexed without gaps as belonging to the icosahedral quasicrystalline phase. A further increase in temperature to 550...600 °C leads to the appearance of additional reflections in the spectrum. We identified these reflections as a new phase of the crystal-approximant 2/1 with the structure type Pa $\bar{3}$. Long-term annealing (\approx 28 hours) at 470 °C promotes the formation of a single-phase quasicrystalline state, and 60-hour annealing at 600 °C forms a single-phase approximant 2/1 state. An increase in temperature up to 850 °C with an annealing duration of 1 hour contributes to an increase in the content of the approximant phase, as well as to the appearance of crystalline phases that are thermodynamically stable at these temperatures: Laves phase (Ti, Zr) ₂Ni (L, structural type C14) and α -Ti(Zr) solid solution. Based on the nature of the change in the quasi-crystallinity parameter of the QC phase and the lattice period of the 2/1-approximant, it was found that the phase transition QC \rightarrow 2/1-approximant occurs in the temperature range from 550 to 700 °C. The same change in the half-width of reflections from these phases indicates that the transformation occurs in the volume of individual grains.

The structure of the quasicrystalline icosahedral phase and the 2/1 phase improves with temperature and the size of the coherence regions increases.

Based on the change in the (653) reflection intensity of the approximant phase, the activation energy of the phase transformation was estimated to be 94 kJ/mol, which is typical for atomic jumps over small distances during massive (normal) phase transitions.

References

1. Stadnik Z.M. Physical properties of quasicrystals: Berlin: Springer, 1999. - 365 p.
2. S.V. Malykhin, V.V. Kondratenko, I.A. Kopylets et al. Journal of Nano- and Electronic Physics. - Vol. 11, No 3.- p. 03009(4pp) (2019).
3. S.V. Malykhin, V.V. Kondratenko, I.A. Kopylets et al. Journal of Nano- and Electronic Physics. Vol. 12 No 4, 04011(6 p.) (2020).

РАФИНИРОВАНИЕ МАГНИЯ МЕТОДОМ СУБЛИМАЦИИ

**Ю.П. Бобров, В.Д. Вирич, П.Н. Вьюгов, Н.П. Вьюгов,
Н.Н. Пилипенко, И.Г. Танцюра**

**Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: vjugov@meta.ua**

Существующая магниетермическая схема получения циркония предполагает получение чистого от гафния диоксида циркония, его хлорирование, восстановление тетрахлорида циркония магнием, высокотемпературный отжиг полученной циркониевой губки. Циркониевая губка является исходным материалом для выплавки циркониевых сплавов. Чистота циркониевой губки зависит от чистоты тетрахлорида циркония и магния.

Получение чистой циркониевой губки требует чистых составляющих и чистых условий восстановления. Магний, используемый для восстановления тетрахлорида циркония, должен быть чистым по содержанию примесей внедрения и примесей, имеющих большое сечение захвата тепловых нейтронов.

В докладе приведены результаты рафинирования магния методом сублимации с конденсацией на колонку, нагреваемую от тигля. Рафинирование магния проводилось в вакууме $2 \cdot 10^{-4}$ Па методом сублимации в тиглях из окиси циркония, стабилизированной окисью иттрия. Исходным материалом был магний типа МГ-90.

При проведении исследований вначале применялась гладкая колонка. Получающийся дистиллят оседал на внутренней стенке колонки по всей ее высоте. Распределение примесей по колонке практически равномерное. Это объясняется тем, что пары металла, упругость которых при этой температуре уже высокая, механически увлекают за собой примеси, имеющиеся в магнии, и переносят их в конденсат. Затем колонку усовершенствовали, вставив сетку с размерами ячеек 2,0x2,0 мм перегородки (кольца и диски). При отсутствии сетки и перегородок имеет место слабая очистка. Применение сетки почти в три раза снижает содержание примесей в конденсате. Для отделения примесей, более легколетучих, чем магний (Zn, Na, K, хлоридов магния), были установлены последовательно внутри колонки кольцевые и круговые перегородки, причем размеры этих кругов и колец выбирались таким образом, чтобы исключить прямое прохождение потока паров магния. Дальнейшие исследования показали, что применение сетки и перегородок снижает содержание примесей в конденсате.

Был проведен химический анализ полученного дистиллята магния. При сравнении результатов химического анализа дистиллята и химического состава исходного МГ-90 видно, что при рафинировании магния методом сублимации происходит очистка от Na, Al, Si, P, S, Ca, Cr, Mn, Ni, Cu, Se, Sn. Незначительная очистка происходит от Ti и K. Магний, имеющий такую чистоту по примесям, может применяться для восстановления тетрахлорида циркония с целью получения циркониевой губки высокой чистоты. Исследована структура и микротвердость полученного магния.

РАФИНИРОВАНИЕ ТИТАНА МЕТОДОМ ЗОННОЙ ПЛАВКИ

О.Е. Кожевников, Н.Н. Пилипенко, В.Н. Пелых, В.Д. Вирич

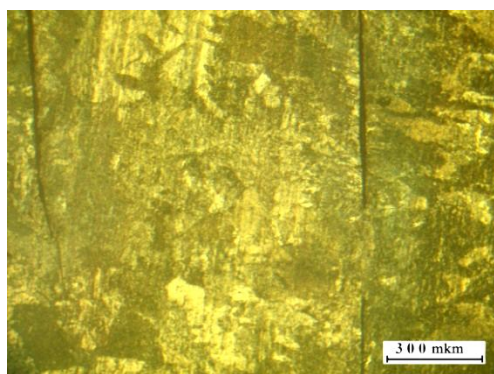
*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина
E-mail: kozhevnikov@kipt.kharkov.ua*

В качестве конструкционных и поглощающих материалов в реакторах на тепловых нейтронах широко применяются металлы IV группы периодической системы (цирконий, гафний, титан), а также сплавы на их основе. Титан находит применение при производстве труб теплообменного оборудования, парогенераторов, питающих труб и коллекторов транспортных установок, деталей внутреннего насыщения трубных систем, лопаток турбоустановок. Это объясняется сочетанием таких ценных характеристик, как малая плотность, высокая удельная прочность, коррозионная стойкость, технологичность при обработке давлением и свариваемость, хладостойкость, немагнитность и ряд других специфических физико-механических характеристик.

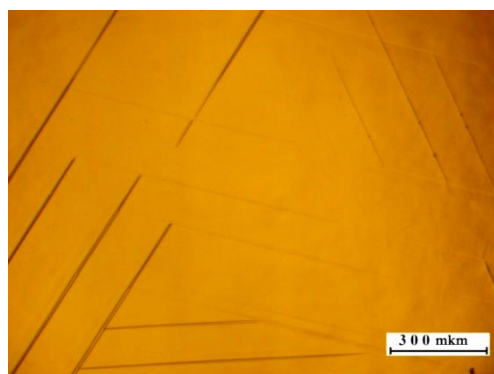
В представляемой работе приведены результаты исследования процесса рафинирования образцов йодидного титана методом бестигельной зонной плавки в вакууме. Проведены теоретические расчеты значений равновесного и эффективного коэффициентов распределения для различных примесей, а также фактора испаряемости.

Процесс рафинирования на установке бестигельной зонной плавки включал этапы прогрева исходной заготовки, проведение плавок при больших и малых скоростях перемещения зоны, термоциклирование при температурах в области фазового перехода. Получены образцы титана чистотой 99.92 мас.%. Суммарное количество примесей снижено в 1.5 раза (с 0.12 до 0.08 мас.%). Значительно снижена концентрация примесей внедрения (кислорода – в 1.3, углерода – в 2, азота – в 2.5 раза).

Исследована микроструктура (рисунок) и микротвердость титана до и после рафинирования. Для чистых образцов значение равнялось $H_{\mu} = 940...970$ МПа по сравнению со значениями для исходного материала $H_{\mu} = 1110...1140$ МПа.



а



б

*Микроструктура образцов исходного йодидного (а)
и зонно-плавленого (б) титана*

На фотографиях микроструктуры рафинированного титана (рисунок, б) можно увидеть двойники, а также линии скольжения по призматическим плоскостям $\{10\bar{1}0\}$. Границы зерен чистые, размер зерен достигал $5 \times 5 \times 7$ мм.

О ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МНОГОКРАТНОГО ДИСТИЛЛЯЦИОННОГО ИЛИ КРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО РАФИНИРОВАНИЯ ВЗАМЕН ОДНОКРАТНОГО ПРИ ЗАДАННОМ ВЫХОДЕ

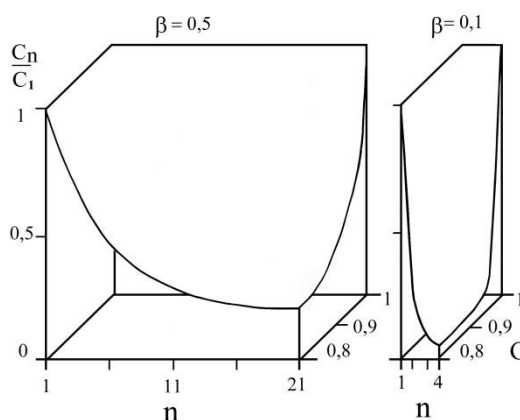
А.И. Кравченко, О.А. Даценко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: alex@krawa.net*

Целесообразность применения n-кратного рафинирования дистилляцией или нормальной направленной кристаллизацией взамен однократного рафинирования при различных значениях коэффициента разделения β и одном и том же конечном выходе G оценивается с помощью критерия:

$$\frac{C_n}{C_1} = \frac{[1 - (1 - G^{1/n})^\beta]^n}{1 - (1 - G)^\beta},$$

где C_n и C_1 – концентрации примеси в продукте n-кратного и однократного рафинирования соответственно при одном и том же G . Приведены примеры расчета C_n/C_1 при больших значениях G .



C_n/C_1 при различных значениях β , n , выходе g единичного процесса
и конечного выхода $G=g^n$

β	g	n	$G=g^n$	C_n/C_1
0,5	0,99	2	0,98	0,94
		4	0,96	0,83
	0,9	2	0,81	0,84
		4	0,66	0,51
0,1	0,99	2	0,98	0,44
		4	0,96	0,07
	0,9	2	0,81	0,27
		4	0,66	0,02

Литература

1. Кравченко А.И. Эффективность многократного дистилляционного или кристаллизационного рафинирования с заданным выходом // Неорганические материалы, 2020. – Т. 56. - № 10. – С. 1112-1116.

РАСЧЕТ СУБЛИМАЦИИ С УЧЕТОМ ДИФФУЗИИ ПРИМЕСИ

А.И. Жуков, А.И. Кравченко

Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: alex@krawa.net

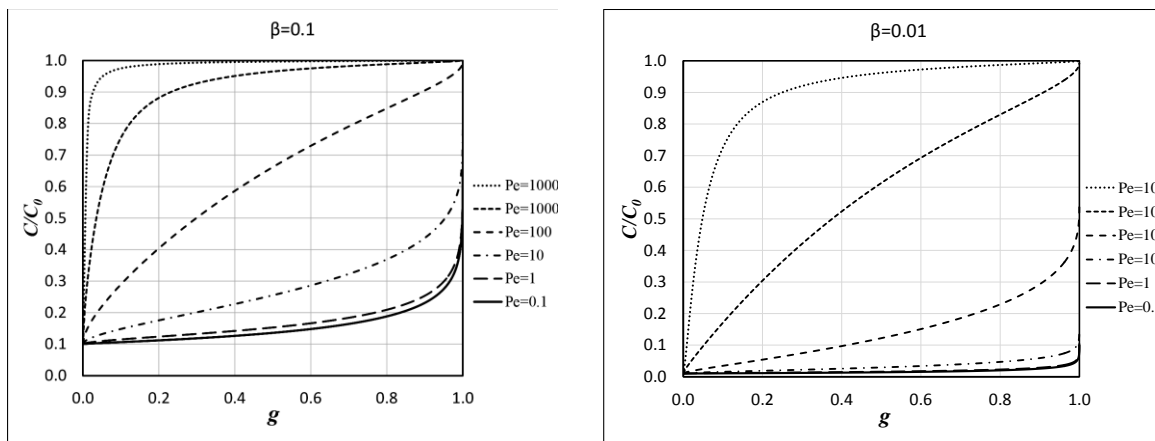
Представлена методика расчёта сублимационного рафинирования вещества с использованием двух параметров: коэффициента разделения β и числа Пекле

$$Pe = \frac{w\Gamma}{\rho D},$$

где D – коэффициент диффузии примеси, w – скорость испарения вещества, ρ – плотность вещества, Γ – размерный фактор материала.

$$D = D^* \exp\left[\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_m} - \frac{1}{T}\right)\right],$$

где D^* – коэффициент диффузии примеси в твёрдом теле при температуре вблизи температуры плавления T_m вещества, T – температура сублимации, Q – энергия активации диффузии примеси, R – универсальная газовая константа. Графики зависимости усреднённой концентрации C/C_0 примеси в конденсате от выхода g продукта при различных β и Pe показаны на рисунках.



Литература

1. Жуков А.И., Кравченко А.И. Расчет сублимации с учетом диффузии примеси // Неорганические материалы, 2017. Т. 53. № 6. С. 662-668.
2. Кравченко А.И., Жуков А.И. Температурная зависимость числа Пекле в процессах сублимации // Неорганические материалы, 2021. Т. 57. № 7. С. 789-795.

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ СОЗДАНИЯ УРАНОВОЙ МИШЕНИ ИСТОЧНИКА НЕЙТРОНОВ

*Б.В. Борц, А.Ф. Ванжа, И.А. Воробьев, Л.И. Глущенко, И.М. Карнаухов,
Е.В. Луценко, Ю.А. Марченко, А.А. Пархоменко,
И.В. Паточкин, В.И. Сытин*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: borts@kipt.kharkov.ua*

Использование урана в качестве материала пластин для нейтронно-образующей мишени ядерной подкритической установки «Источник нейтронов» позволяет увеличить в 2 раза выход первичных нейтронов, размножающихся в активной зоне подкритической сборки, и таким образом, повысить эффективность ее работы.

Решением задачи повышения радиационной стойкости урановой мишени нейтронного источника является применение сплавов урана с молибденом, которые сохраняют при комнатной температуре изотропную объемно-центрированную кубическую решетку высокотемпературной γ -фазы урана, обладающую высоким сопротивлением воздействию облучения.

Анализ, проведенный в работе[1] показал, что легирование урана молибденом в концентрации свыше 7 вес.% (оптимально 8...9%) способствует стабилизации радиационно-стойкой ОЦК структуры в условиях облучения.

Для создания мишени необходимо провести следующие работы:

- выработать требования к составу и структуре сплава;
- определить условия и провести выплавку сплава U-(7...9%)Mo;
- определить температурно-силовые условия проведения высокотемпературной механической 3D-обработки слитка;
- провести высокотемпературную гомогенизацию образцов в области существования γ -фазы в вакууме, в диапазоне температур 900...950 °С в течение 24 ч.

Материал нейтронообразующей мишени (НОМ) подвергается воздействию мощного электронного пучка, облучению нейтронами подкритической сборки, испытывает ядерные превращения. В этой связи, вопрос о радиационной повреждаемости материала мишени в условиях, соответствующих параметрам работы мишени источника нейтронов, является актуальным.

Установлено, что наибольший вклад в скорость образования повреждений в урановой мишени источника нейтронов ННЦ ХФТИ под действием облучения высокоэнергетическими электронами с энергией 100 МэВ вносят осколки фотоделения. Вклад остальных процессов (электроны, фотонейтроны, нейтроны мишени, нейтроны от ПКС), составляет несколько процентов от вклада фотоделения[2].

Литература

1. Borts B.V., Laptev I.N., Parkhomenko A.A. Vanzha A.F., Marchenko Yu.A. Analyses of structure phase transformation of U-Mo target of the neutron source. VANT, 2020, №1, p. 161-166.

2. V.V.Gann, A.V.Gann, B.V.Borts, I.M.Karnaukhov, A.A.Parkhomenko Radiation damage in uranium target of the accelerator driven system “KIPT NEUTRON SOURCE” Problems of Atomic Science and Technology, Series “Physics of Radiation Effects and Radiation Materials Science”. 2021, № 2(132), p. 24-28.

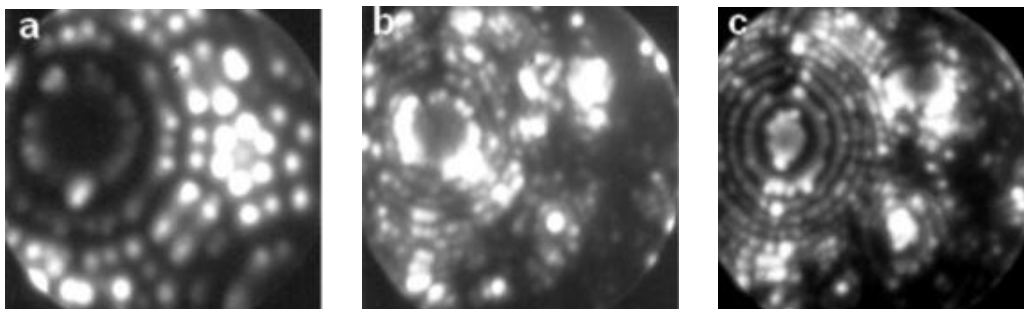
HIGH-FIELD FORMING OF TUNGSTEN SURFACE BY EVAPORATION IN LIQUID NITROGEN

*E.V. Sadanov, A.A. Mazilov, J.A. Gordienko,
T.I. Mazilova, I.M. Mikhailovskij*

*National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine*

E-mail: alexey.mazilov@kipt.kharkov.ua; tel. +38(057)335-63-45

The phenomenon of field evaporation was used by authors earlier for forming the surface of the needle-like field emitters: specimens for field ion microscopy, electron/ion emitters, and probe for scanning tunneling microscopes with high resolution [1, 2]. The basic obstacle to the application of the method of low-temperature field evaporation is the necessity of the creation of superhigh electric fields on the surface of the processing object. There are problems connected with the destruction of objects under the action of mechanical stress, generated by an electric field [3]. In this contribution was shown that the phenomenon of high-field evaporation of metals in dielectric liquids could be used for the controlled forming of metal objects with the sizes in a nanometer range. The high-field treatment in liquid nitrogen was performed in open-ended Dewars and dielectric baths. The evolution of microtopography was investigated by methods of field ion and electron microscopy and conventional methods of scanning electron microscopy. This contribution shows that as distinct from low-temperature evaporation in a high vacuum evaporation is observed here in a wide range of electric field strengths 4...57 V/nm. The phenomenon of high field surface formation in liquid nitrogen takes place in electric fields with strengths lower than those in high vacuum by an order of magnitude. Accordingly, the density of Maxwell surface stress is lower by two orders of magnitude. In the proposed treatment process the mechanical stress of the electric field falls as low as 0.20 GPa. The field ion analysis of microtopography of W (99.98 at.%) specimens treated in dielectric liquids shows that the quality of polishing corresponds to the level attained at field evaporation (in high vacuum or inactive gas medium). A computer mathematical model for analysis of field ion images of knife-wise tips formed by field evaporation (in a vacuum and dielectric liquids) was elaborated.



*Variations of the emitter radius R in the high field treatment. Initial R is 6 nm (a);
after treatment at 1.2 kV, $R = 21$ nm (b).
After field evaporation, regular surface reinstated (c)*

The comparative mathematical analysis of apex topography for emitters shaped by thermal smoothing, electrochemical polishing, high vacuum field evaporation, and high field liquid nitrogen treatment has shown that the discovered phenomenon of the high

field polishing in dielectric media is a variety of field evaporation. An anomaly large width of the interval of electric field strength for a high-field treatment in dielectric liquids points out that this process could be considered as a chemically stimulated high-field phenomenon.

References

1. В.О. Ксенофонов, Ричард Г. Форбс, О.О. Мазілов, Т.І. Мазілова, І.М. Михайловський, Є.В. Саданов / Патент, Україна, №21661. Спосіб обробки багатовістряного польового емітера. 15.03.2007.

2. I.M. Mikhailovskij, T.I. Mazilova, V.N. Voyevodin, A.A. Mazilov. Inherent strength of grain boundaries in tungsten // *Physical Review B*, 2011, v. 83(13), p. 134115.

3. О.О. Великодна, Ю.О. Гордієнко, О.О. Мазілов, Е.В. Саданов, І.В. Старченко / Патент, Україна, № 109246. Спосіб виготовлення вістряного емітера. 27.07.2015.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК И ГИДРИРОВАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЯ

*Р.В. Ажажа, П.А. Куценко, О.П. Леденев, В.С. Оковит,
В.И. Соколенко, С.В. Худяков*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: ledenyov@kipt.kharkov.ua*

Цирконий широко используется в ядерной энергетике в качестве материала для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов). В процессе эксплуатации в условиях повышенных температур и больших доз облучения оболочки ТВЭЛов должны сохранять свои физико-механические характеристики в течение длительного времени, не теряя эксплуатационных качеств. В реакторе ТВЭЛы омываются теплоносителем – водой, которая в условиях радиолитического распада является источником водорода, взаимодействующего с циркониевым сплавом и изменяющего его характеристики. Гидрирование оболочек ТВЭЛов обсуждалось, например, в [1], где были рассмотрены механизмы, приводящие к потере пластичности. Внутреннее гидрирование (со стороны топлива) связано с несколькими ядерными процессами, приводящими к созданию вакансий и даже дислокаций. Внешнее гидрирование связано с проникновением протонов в оболочку со стороны теплоносителя. Внедрение водорода приводит, как известно, к уменьшению прочности и охрупчиванию циркониевых материалов.

Эффекты гидрирования материала зависят от структурного состояния. В настоящей работе исследовался Zr в различных структурных состояниях, сформированных сочетанием различных режимов деформации волочением и термообработок. Для насыщения образцов водородом был использован механизм электропереноса в электролитической ячейке в одномольном растворе серной кислоты. Electroдами являлись пластины платины (анод) и циркониевый образец (катод) в виде отрезков проволоки длиной 50 мм и диаметром 0,8 мм. Такого типа образцы Zr ранее исследовались в [2]. Процесс насыщения водородом происходил в течение от 3 до 6 ч при плотности тока $0,5 \text{ A/cm}^2$ и температуре ванны 70°C . Электрические характеристики исходных и насыщенных водородом образцов определялись по четырехточечной схеме при температуре 300 и 77 К.

Наличие водорода сказывается на механических свойствах образца и приводит к уменьшению его прочности, снижению пластичности, а также отражается и на электрических свойствах материала. Отмечено изменение эффективности насыщения водородом в зависимости от структурного состояния материала. Например, в образцах, подвергнутых конечному отжигу при 650°C отношение сопротивлений составило $R_{300 \text{ K}}/R_{77 \text{ K}}=10,93$ и в результате насыщения в течение 3 ч эта величина снизилась до 4,66. При этом основное изменение сопротивления происходит при низкой температуре, когда в металле подавлено рассеяние на тепловых фонах и проявляются процессы рассеяния на примесных атомах водорода.

Отмечено существенное снижение модуля сдвига циркония в результате насыщения водородом, составляющее, в частности, для отожженных при 650°C образцов ~ 25%.

Обсуждаются возможные сценарии насыщения циркония водородом и влияния на физико-механические свойства в зависимости от структурного состояния образцов.

Литература

1. П.А. Пономаренко, Е.П. Таборовская, В.А. Тяпкина, М.А. Фролова // Ядерна та радіаційна безпека. – 2013. – 2(58). – С. 36-38.
2. В.М. Ажажа, А.Н. Великодний, М.А. Тихоновский, И.Д. Толмачев, В.Г. Яровой. Влияние сильной пластической деформации на электросопротивление и термоэдс циркония, Вісник Харківського університету. – 2007. – No 777. – Серія фізична «Ядра, частинки, поля», вип. 2/34/. – С. 89-92.

ІНТЕНСИФІКАЦІЯ ПРОЦЕСУ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОГО ВИРОЩУВАННЯ КРУПНИХ ПРОФІЛЬОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ

*В.О. Шаповалов, О.М. Гніздило, В.В. Якуша,
Ю.О. Никитенко, О.М. Бердникова, Ю.А. Хохлова*

*Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України,
Київ, Україна*

E-mail: shapovalov@paton.kiev.ua; тел. +38(044)200-60-57

Останнім часом відзначається підвищений інтерес до монокристалів тугоплавких металів як до перспективних матеріалів для використання в новітніх технологіях у якості конструкційного і функціонального призначення. До найбільш перспективного метода отримання великогабаритних монокристалів тугоплавких металів відносять плазмово-індукційну зонну плавку (ПЗП), яка була розроблена в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [1, 2]. Головна перешкода до більш широкого використання монокристалів – висока собівартість. Цю проблему можливо вирішити за рахунок інтенсифікації технології вирощування монокристалів вольфраму, що має першорядне значення. Одним із основних елементів інтенсифікації є підвищення швидкості нарощування монокристала.

Досліджено структуру плоского монокристалічного вольфрамового злитка, отриманого способом ПЗП на монокристалічному зародковому кристалі при різних швидкостях пошарового процесу нарощування (17...70 мм/хв). Дослідження механічних властивостей, розмірів субзеренної структури, кутів розорієнтування субзерен, характеру розподілу дислокацій проводили із застосуванням комплексу експериментальних методів сучасного фізичного матеріалознавства.

Металографічними дослідженнями встановлено, що структура нарощених моношарів однорідна, дефектів і пор не спостерігається. Ямки травлення, що утворені на поверхні шліфа після хімічного травлення, мають однакову форму по всій висоті монокристалічного злитка, що свідчить про ідентичність кристалографічної орієнтації та слабку її залежності від швидкості нарощування в дослідженому діапазоні.

Контроль монокристалічності виконано у 5 точках вздовж висоти кристалу у двох перпендикулярних площинах (100) та (110), відповідно у зоні моношарів, вирощених зі швидкістю 17 та 70 мм/хв. За допомогою рентгеноструктурного аналізу визначено, що відхилення від напрямку вирощування по висоті кристала не перевищує 5°.

Дослідження тонкої структури показало, що при мінімальній швидкості вирощування (17 мм/хв) в об'ємі монокристала розподіл дислокацій в основному має рівномірний характер із щільністю дислокацій у межах $(4...6) \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. При максимальній швидкості (70 мм/хв) спостерігається також рівномірний розподіл дислокацій у всьому об'ємі металу з щільністю $(2...3) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Субструктура має чіткі субмежі з однорідною дислокаційною структурою, без суттєвих градієнтів щільності дислокацій як у об'ємі субзерен, так і у зоні субмеж. Кути розорієнтації субзерен не перевищують 3° [3].

Фізико-механічні властивості (мікротвердість і модуль пружності) монокристала вольфраму визначали за діаграмами індентування згідно методу

Олівера та Фарра при навантаженні на індентер 100 та 200 г із кроком індентування 100 мкм. У результаті досліджень було встановлено майже рівномірний розподіл мікротвердості та модуля Юнга (відхилення в межах 5%), що дає підстави вважати, що визначені фізико-механічні властивості монокристалів мають слабку залежність від швидкості їх вирощування. Середні значення мікротвердості та модуля пружності склали 6,2 та 180 ГПа відповідно.

Література

1. Shapovalov V., Yakusha V., Manulyk A. (2015) Large refractory metals single crystals grown by plasma-induction zone melting. XXIV International Materials Research Congress 2015, Cancun, Mexico August 16-20, 2015. Sociedad Mexicana de Materiales A. C. S6B-O007. [http // mrs - mexico. Org.mx/imrc2015](http://mrs-mexico.org.mx/imrc2015).
2. Патон Б.Е., Шаповалов В.А., Григоренко Г.М. и др. Плазменно-индукционное выращивание профилированных монокристаллов тугоплавких металлов. Киев: Наукова думка, 2016.
3. Патон Б.Е., Григоренко Г.М., Маркашова Л.И., Шаповалов В.А., Бердникова Е.Н., Половецкий Е.В., Якуша В.В., Гнздыло А.Н. Структура крупных профилированных монокристаллов вольфрама, полученных аддитивным плазменно-индукционным наплавлением. Современная электротехнология, 2018, **4**, 42-51.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ РАДІАЦІЙНОГО ОПРОМІНЕННЯ НА СПЛАВ $Zr-1\%Nb$ ІЗ РІЗНИМ ВМІСТОМ ЗАЛІЗА

*М.М. Пилипенко, Р.Л. Василенко, А.О. Дробишевська,
О.М. Борисенко, Ю.С. Стаднік*

*Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua*

Методами просвічуючої електронної мікроскопії досліджено вплив опромінення іонами Ar^{2+} на параметри дислокаційних петель в сплаві $Zr-1\%Nb$ з різним вмістом заліза (від 0,012 до 0,192 мас.%). Опромінення проводилося на електростатичному прискорювачі важких іонів ЕСУ-2, іонами Ar^{2+} з енергією 1,4 МеВ, при температурі 390 °С до доз 5 і 15 зміщень на атом (зна). Дослідженнями виявлено, що дислокаційні петлі в цих умовах мають еліптичну форму. При цьому, починаючи з 5 зна, петлі починають взаємодіяти між собою, утворюючи елементи дислокаційної сітки. Аж до дози 15 зна спостерігаються тільки петлі <a>-типу, петлі <c>-типу не виявлені. Опромінення сплаву з добавками заліза призводить до формування радіаційно-індукованих петель <a>-типу і утворення дислокаційної сітки через взаємодію петель при дозі 15 зна.

Дослідження еволюції мікроструктури сплавів системи $Zr-1\%Nb$ з різним вмістом заліза дозволило виявити вплив заліза на процеси формування і розвиток радіаційно-індукованих міжвузольних дислокаційних петель. Підвищення концентрації заліза призводить до зменшення розмірів міжвузольних дислокаційних петель і незначного збільшення їх щільності.

Мікрорентгеноспектральні дослідження складу виділень показали, що при опроміненні до дози 15 зна зразків сплавів $Zr-Nb$ з додатками заліза виділення фази Лавеса збіднюються залізом і мають в своєму складі всього 1...8% заліза (замість 30% до опромінення). Це свідчить про примусову інфільтрацію заліза в твердий розчин і його можливу участь в утворенні вторинних радіаційно-індукованих дрібнодисперсних виділень, які затримують утворення дислокаційних петель <c>-типу, відповідальних за прискорення радіаційного росту сплаву.

Таким чином, опромінення сплаву показало, що долегування залізом сплавів системи $Zr-Nb$ сприяє пригніченню явища радіаційного росту в комерційно ефективних діапазонах доз.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ TiCrAlNb И TiCrAlNbV

*А. Великодний, М. Тихоновский, А. Тортика, И. Танцюра, В. Оковит,
Р. Василенко, А. Кондратов*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: velikodnyi@kipt.kharkov.ua*

В настоящее время активно исследуются высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), являющиеся, в основном, твердыми растворами с гранцентрированной кубической (ГЦК) или объемно центрированной кубической (ОЦК) решетками и обладающие уникальными механическими свойствами [1]. ВЭСы с ОЦК-решеткой формируются, в частности, в легких сплавах, содержащих значительное количество Ti и Al. Эти сплавы перспективны для использования в автомобильной и аэрокосмической промышленности, а также представляют интерес для атомной энергетики.

В настоящей работе исследованы микроструктура и механические свойства многокомпонентных сплавов двух составов: $Ti_{0,6}Cr_{0,11}Al_{0,07}Nb_{0,22}$ (сплав 1) и $Ti_{0,6}Cr_{0,11}Al_{0,07}Nb_{0,11}V_{0,11}$ (сплав 2). Сплавы получали дуговой плавкой с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере чистого аргона. Чистота исходных компонентов составляла не менее 99,9%. Для обеспечения однородности слитки переплавляли 8–10 раз, размер слитков составлял 12×12×60 мм. Для выравнивания химического состава литые сплавы гомогенизировали при температуре 1100 °С в течение 1 ч в среде чистого аргона с последующим охлаждением на воздухе. В дальнейшем слитки подвергались прокатке при комнатной температуре до толщины 0,6 мм с промежуточными отжигами при температуре 1100 °С.

Для исследования микроструктуры и состава сплавов использовали металлографический микроскоп Olympus GX51 и сканирующий электронный микроскоп JSM 7001F, оснащенный рентгеноспектральным анализатором INCA ENERGY 350. Механические свойства определяли методом измерения микротвердости и при испытаниях на растяжение. При этом находили предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности σ_b , и удлинение до разрушения δ .

Согласно рентгеноспектральному анализу, фактические составы исследуемых сплавов были близки к номинальным. Структурные исследования показали, что температура окончательного отжига больше влияет на размер зерна в сплаве TiCrAlNb в сравнении со сплавом TiCrAlNbV. При этом было показано, что отжиги при температурах 700 и 800 °С приводят к образованию интерметаллидов. После отжига при 1000 °С образцы являются однофазными но при этом происходит значительный рост зерен. Поэтому температура окончательного отжига образцов для механических испытаний на растяжение составила 900 °С, а средний размер зерна составил при этом около 70 и 50 мкм для сплавов 1 и 2 соответственно.

Как видно из представленной ниже таблицы, замена части ниобия в сплаве 2 на ванадий приводит к небольшому увеличению микротвердости, и с повышением температуры отжига этот эффект усиливается.

T _{отж} /время	700 °C/1 ч		800 °C/1 ч		900 °C/1 ч		1000 °C/1 ч	
Сплав	Сплав 1	Сплав 2	Сплав 1	Сплав 2	Сплав 1	Сплав 2	Сплав 1	Сплав 2
H _ц , МПа	2940±60	3030±34	2900±24	2990±45	2910±40	3050±28	2950±43	3090±23

Результаты механических испытаний на растяжение представлены в следующей таблице.

T испытаний, °C	20		650	
Сплав	Сплав 1	Сплав 2	Сплав 1	Сплав 2
σ _{0,2} , МПа	890	839	536	–
σ _в , МПа	936	933	567	–
δ, %	23	21	20,2	–

Приведенные результаты показывают, что предел текучести исследуемых сплавов превышает значения, характерные для аустенитной (X18H10T) и ферритно-мартенситной (Т 91) сталей, используемых в атомной энергетике. При этом также наблюдается достаточно высокий уровень пластичности. Таким образом, предложенные сплавы, в особенности с учетом низкой плотности, являются перспективными конструкционными материалами.

Литература

1. T.S. Srivatsan, M. Gupta. *High-entropy alloys: Innovations, Advances, and Applications*. Boca Raton: CRC Press, 2020, 758.

КОМПТОНОВСКИЙ НЕЙТРОННЫЙ ДЕТЕКТОР С ЭМИТТЕРОМ ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО Hf

*В.В. Ганн¹, С.А. Солдатов¹, А.Л. Улыбкин¹, Е.А. Богдан¹, Р.В. Ажажа¹,
А.О. Пудов¹, В.Н. Воеводин^{1,3}, А.В. Рыбка¹, К.В. Ковтун², В.Е. Кутний¹*

*¹Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина
E-mail: a.ulybkin@gmail.com;*

*²Научно-технологический центр «Бериллий» НАН Украины,
Харьков, Украина;*

*³Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,
Харьков, Украина*

Безопасность и надежность атомных электростанций – важнейшие факторы в современной ядерной энергетике. Стремление повысить эффективность реактора за счёт повышения температуры в активной зоне (АЗ), а также за счет увеличения дозовой нагрузки на материалы, по умолчанию приводит к снижению уровня безопасности. В таких условиях возникают все более высокие требования к измерительно-диагностическим системам, а также системам контроля и защиты. В частности, точность и оперативность измерения полей тепловых нейтронов становится еще более важной для поддержания требуемого уровня безопасности.

В ректорах ВВЭР для измерения потоков тепловых нейтронов используются сотни активационных нейтронных детекторов прямого заряда (ДПЗ) с эмиттером из Rh [1], и надежность их работы доказана временем. Однако эксплуатация родиевых детекторов в условиях повышенных температур и дозовых нагрузок в паре с тем, что есть запаздывание сигнала, приводят к вопросу: достаточно ли с точки зрения безопасности использовать только инерционные детекторы?

Комптоновские детекторы нейтронов, как и β -эмиссионные, не нуждаются во внешнем источнике питания и имеют достаточно простую конструкцию. У комптоновских детекторов есть явное преимущество за счет безынерционности и относительно низких скоростей выгорания (для общепринятых материалов эмиттеров в комптоновских ДПЗ). У Hf уникальные ядерно-физические характеристики, а также относительно низкая стоимость – именно эти факторы и определяют перспективность его использования в качестве материала эмиттера комптоновского нейтронного детектора для АЗ легководных реакторов [6].

Данная работа посвящена изучению отклика комптоновского внутризонного детектора с эмиттером из металлического Hf при взаимодействии с нейтронами (воспроизведены условия АЗ ВВЭР-1000). Рассмотрены процессы, ответственные за формирование выходного сигнала. Выявлено, что наиболее значимыми процессами являются радиационный захват нейтрона в реакции (n, γ) , а также комптоновское рассеяние γ -квантов в материалах детектора. Аналитически и численно оценена величина общего сигнала гафниевого детектора. Результаты позволяют заключить, что после проведения соответствующих калибровок детектор с эмиттером из металлического Hf целесообразно и перспективно использовать для измерения локальных n - и γ -полей в АЗ ядерного реактора.

Литература

1. С.А. Андрущечко, А.М. Афров и др. АЭС с реактором типа ВВЭР-1000. От физических основ эксплуатации до эволюции проекта. М.: Логос, 2010, 604 с.
2. В.И. Митин, В.Ф. Шикалов, С.А. Цимбалов. Экспериментальное исследование токообразования в детекторах прямой зарядки с эмиттером из родия // Атомная энергия. - 1973. - т. 34. - с. 301-303.
3. W.H. Todt, Sr. Characteristics of self-powered neutron detectors used in power reactors // Proceeding of specialists' meeting «In-core instrumentation and core assessments», Mito-spi, Japan, 14–16 Oct. 1996. Publisher: Paris: Nuclear Energy Agency: Organisation for Economic Co-operation and Development. - 1997. - p. 181-190.
4. Ю.И. Володько, Ю.В. Гарусов, О.К. Егоров и др. Испытания комптоновских детекторов нейтронов с эмиттером, содержащим гафний в реакторах РБМК // Атомная энергия. - 1987. - т. 62. - в. 6. - с. 407-409.
5. В.А. Shilyaev et al. Compton detector of neutrons for the energy yield control in the active zone of WWER. Problems of Atomic Science and Technologies (PAST). 2(108) (2017) p. 75-82.
https://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2017_2/article_2017_2_75.pdf.
6. A.L. Ulybkin et al. Compton-emissive hafnium detector of neutrons for in-core monitoring, Nucl. Phys. At. Energy 2018, volume 19, issue 3, pages 237-243.
<https://doi.org/10.15407/jnpae2018.03.237>.

RELATIVE LENGTH AS A CLASSIFICATION PARAMETER OF THE CRYSTALLIZATION MODE OF AMORPHOUS FILMS

A.G. Bagmut

National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Kharkiv, Ukraine
E-mail: agbagmut@gmail.com; tel. +38(066)595-04-72

The possibility of using of the relative length δ_0 as a numerical parameter, determining the polymorphous crystallization mode of amorphous films, was considered [1]. Based on “in situ” electron microscopic studies with the method of video recording of phase transformations, following polymorphous crystallization modes in amorphous films have been identified based on the structural and morphological characteristics (Table).

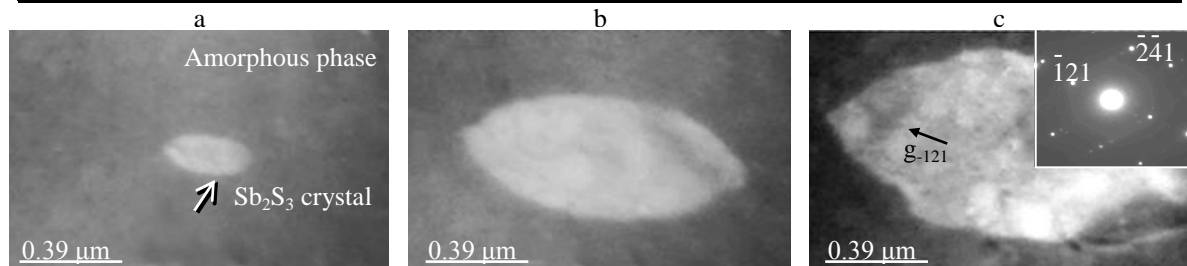
Layer polymorphous crystallization (LPC) mode describes the nucleation and growth of a single-crystal layer in the field of the electron-beam impact on amorphous film (Figure). In this case $\delta_0 = D_0/a_0$, where a_0 is a cell parameter of the growing crystal. D_0 is an average crystal size at a time $t = t_0$ (t_0 is characteristic unit of time), after which the volume of the amorphous phase decreases by the factor of $e = 2.718$. For LPC mode δ_0 is about several thousand (3000-5000).

Island polymorphous crystallization (IPC) mode describes the nucleation and growth of a polycrystalline layer. In this case $\delta_0 = D_0/\Omega^{1/3}$, where Ω is the volume of the crystal unit cell. For IPC mode δ_0 is about several hundred (100-1100).

Dendrite polymorphous crystallization (DPC) mode describes the nucleation and growth of dendrite in amorphous layer. In this case also $\delta_0 = D_0/\Omega^{1/3}$, where Ω is the volume of the crystal unit cell. For DPC mode $\delta_0 \sim 3868$.

Crystallization modes in amorphous films

Crystallization mode	Film	Deposition method	δ_0
LPC	Sb ₂ S ₃	Thermal evaporation	4992
	Cr ₂ O ₃	Laser evaporation	3107
	V ₂ O ₃	Laser evaporation	4553
	Ta ₂ O ₅	Laser evaporation	3659
IPC	ZrO ₂	Ion-plasma evaporation	118
	ZrO ₂	Laser evaporation	904
	Ta ₂ O ₅	Laser evaporation	416
	V ₂ O ₃	Laser evaporation	1024
	Yb ₂ O ₂ S	Electron beam evaporation	1030
DPC	HfO ₂	Laser evaporation	3829



Layer polymorphous crystallization of amorphous film of Sb₂S₃. Electron microphotographs correspond to the frames at the time moment t , which have passed from the beginning of the recording of the crystallization process: $a - t = 3.63$ s; $b - t = 11.87$ s; $c - t = 19.50$ s.

SAED pattern of the crystalline Sb₂S₃ is shown in the upper right corner of the frame 1c

References

1. A.G. Bagmut. Functional Materials. **26**, 6 (2019).

ЩОДО ОСОБЛИВОСТЕЙ ВИРОБНИЦТВА КРЕМНІЮ ДЛЯ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ПОТРЕБ

Т.Б. Янко¹, Т.В. Критська², Г.В. Карпенко²

¹ПАТ «Інститут титану», Запоріжжя, Україна;

²Інженерний навчально-науковий інститут ЗНУ, Запоріжжя, Україна

Виготовлення виробів з кремнію для потреб різних галузей промисловості вимагає диференційованого підходу з огляду на необхідність отримання різних властивостей та характеристик кінцевого продукту або похідних напівфабрикатів. Використання кремнію в радіоелектронних напрямках вимагає високої чистоти за вмістом одних домішок, таких як Cu, Fe, Ni, Mn, вуглець. З іншого боку в багатьох випадках для одержання заданих характеристик використовують прецизійне легування на рівні кількості атомів на одиницю об'єму матеріалу. Для виготовлення фотоелектричних перетворювачів (ФЕП) використовують кремній «сонячної» чистоти із вмістом основного матеріалу на рівні не менше 99,999% мас. В технології ФЕП у якості вихідної сировини використовують полікристалічний кремній, отриманий за «Siemens»-технологією, спеціально очищений металургійний кремній (нормальною спрямованою кристалізацією, барботуванням газом, що вміщує кисень, рафінуванням струменевим плазмохімічним методом). Подальша переробка сировини здійснюється вирощуванням зливків мультікристалічного кремнію, осадженням гранул в киплячому шарі, вирощуванням зливків «квази-моно» (MonoCast), а також традиційними методами Чохральського і безтигельного зонного плавлення, які забезпечують потрібну для високоефективних ФЕП чистоту 99,9999999-99,999999999 мас.%. Метод Чохральського забезпечує можливість вирощування із кварцового тиглю монокристалів діаметром до ≥ 450 мм з високо досконалою кристалічною ґраткою (бездислокаційні монокристали), але ці кристали містять кисень, концентрацію якого потрібно суворо підтримувати на заданому рівні. CZ-Si-монокристали використовуються для виготовлення майже всіх класів дискретних напівпровідникових приладів, інтегральних схем та ФЕП. За методом безтигельної зонної плавки (БЗП) розплавлена зона багаторазово проходить через полікристалічний стрижень, завдяки чому відбувається очищення від більшості металевих домішок, вуглецю (міграція їх в крайові зони зливу), формується бездислокаційний монокристал із заданою щільністю мікродефектів та проводиться потрібне легування. Оскільки монокристали, що вирощені за методом БЗП (FZ-Si), містять на декілька порядків менше металевих домішок, а також на порядок чистіше за домішками кисню та вуглецю, їх використовують щодо одержання потужних силових напівпровідникових приладів і приладів спеціального та космічного використання. Найбільш затребуваними на світовому ринку силових напівпровідникових приладів є високо однорідні монокристали FZ-Si, які піддані нейтронному трансмутаційному легуванню. Останнім часом метод БЗП удосконалений завдяки додатковій обробці розплаву електронними струменями, що дозволило одержати рекордно низьку концентрацію кисню $< 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Світові інтелектуальні ресурси в даний час кинуті на розробку гетероструктур на основі шарів широкозонних напівпровідників - від 1,38 eV (InP) до 2,2...3,3 eV (SiC, GaN), і вище – алмаз (5,47 eV), AlN (6,2 eV), BN (~ 5 eV) і ін. Але швидкої комерціалізації цих технологій перешкоджає відсутність якісних підкладок для епітаксійного нарощування широкозонних напівпровідників, у

якості яких почав використовуватись монокристалічний кремній з нанесеними буферними шарами. Це дозволяє зблизити параметри решіток підкладки і шару та запобігти їх розтріскуванню.

Перспективним напрямком використання кремнію є технологія застосування його нанорозмірних порошоків для анодної групи батарейних систем. За результатами багатьох досліджень введення в батарейну систему такого матеріалу у поєднанні з карбоною підкладкою втричі збільшує питому ємність акумулятора. Виготовлення мікрочисталичних та нанорозмірних порошоків кремнію із спеціальним легуванням є актуальною задачею на сьогоднішній день, у тому числі, для формування виробів за допомогою 3D-принтингу.

Також цікавим напрямком застосування кремнію та його сполук в атомній промисловості є використання їх у якості покриттів. Розглядаються можливості виготовлення тепловіділяючих елементів (твелів) з високочистого карбиду кремнію, оскільки такий матеріал є достатньо міцним, стійким до корозійних, абразивних навантажень та температурних градієнтів, які існують в зоні реакції.

МИНЕРАЛЬНЫЙ ИЗОЛЯТОР ИЗ MgO ДЛЯ ДЕТЕКТОРОВ НЕЙТРОНОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР

*Е.А. Богдан, Р.В. Ажажа, А.Л. Улыбкин, С.А. Соколов, А.О. Пудов,
Л.А. Пироженко, В.Е. Кутний, А.В. Рыбка, С.В. Худяков*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: janegm61@gmail.com*

С целью улучшения эффективности эксплуатации, контроля и управления активной зоной (АЗ) ядерного реактора разработаны и исследованы комптоновские детекторы тепловых нейтронов на основе металлического Hf. По сравнению с традиционными β -эмиссионными детекторами прямого заряда (ДПЗ) с эмиттерами из родия, серебра или ванадия, комптоновские детекторы отличаются высоким быстродействием. Использование металлического Hf в качестве материала эмиттера имеет ряд преимуществ – безынерционность, способность сохранять и даже регенерировать свои рабочие характеристики, относительно низкая рыночная стоимость. Однако этот твёрдый и тугоплавкий металл обладает и рядом специфических свойств, что приводят к трудностям при изготовлении детекторов, в частности, при формировании электрического изолятора между эмиттером и коллектором.

Ранее были исследованы свойства порошков различных составов и различные методики формирования магнезимального изолятора на поверхности гафниевого эмиттера. На основе исследований [1] был выбран жидкофазный способ нанесения изоляции на поверхность эмиттера, как самый эффективный и перспективный для изготовления ДПЗ с эмиттером из Hf. В работах [2–4] описаны зависимости электросопротивления магнезимальной изоляции из оксида магния разных типов (периклаз чистотой от 89...99%, обожженная каустическая магнезия марки ЧДА¹).

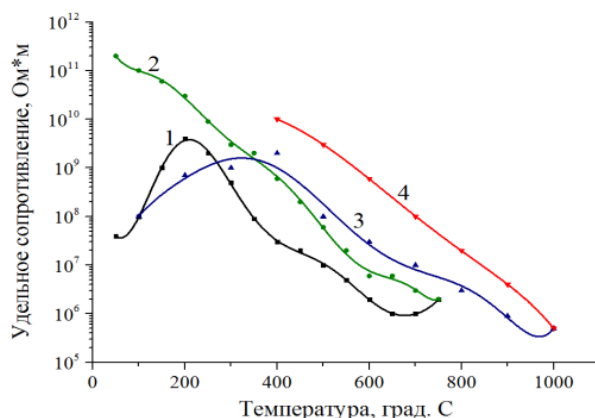
К изолятору нейтронного ДПЗ предъявляются особые требования в части таких свойств как: высокое удельное сопротивление в условиях воздействия высоких температур и радиационных полей; высокая плотность; гидрофобность.

В данной работе представлены результаты измерения температурной зависимости удельного электросопротивления магнезимальной изоляции, полученной нанесением жидкофазной суспензии на поверхность Hf в несколько слоев с промежуточной сушкой при комнатной температуре. Суспензия состоит из порошка оксида магния ГОСТ 4526-75(ч) и водного раствора азотнокислого магния. Эмиттер с нанесенным изолятором помещают в коллектор затем подвергают попеременно волочению и отжигу в муфельной печи при разных температурах. В процессе изготовления образцов данным методом были оптимизированы температура и время промежуточных отжигов в зависимости от степени деформации заготовки с целью увеличения плотности изолятора. Электросопротивление полученных образцов измерялось в широком диапазоне температур, данные исследований предоставлены на рисунке.

Характер зависимостей удельного электросопротивления ДПЗ с гафниевым эмиттером от температуры идентичен теоретическим расчетам и данным,

¹ Содержание основного компонента – 98% и более.

полученным для кабеля с изолятором из периклаза. При температуре 300 °С сопротивление полученных образцов совпадает с литературными данными [4].



*Зависимость удельного электросопротивления от температуры:
1, 2 – полученные образцы; 3, 4 – литературные данные для изолятора
из периклаза [4]; 1, 3 – нагрев; 2, 4 – охлаждение*

Максимальные значения удельного электросопротивления ($R \sim 10^{11}$ Ом) реализуются на образцах с максимальной плотностью изолятора и отсутствием в нем влаги.

Высокие значения электросопротивления макетов нейтронных ДПЗ с эмиттерами из металлического Hf, изготовленные по разработанной технологии соответствуют требованиям, предъявляемым к ДПЗ, входящим в состав сборок внутриреакторных детекторов, предназначенных для контроля параметров АЗ ВВЭР.

Литература

1. E.A. Bohdan, L.A. Pirozhenko, R.V. Azhazha, S.V. Khudyakov, A.A. Vierovkin, A.V. Rybka, V.E. Kutny, K.V. Kovtun, S.A. Sokolov, A.L. Ulybkin, A.O. Pudov. Mineral insulators for kompton detectors of neutrons with a metal hafnium emitter. ВАНТ. №1, 2020 с. 211-214.
2. Сучков В.Ф., Светлова В.И., Финкель Э.Э. Жаростойкие кабеля с минеральной изоляцией. – М.: Энергоатомиздат, 1984, с.120.
3. Емельянов И.Я., Власов В.И., Володько Ю.И., Карпечко С.Г., Константинов Л.В., Постников В.В., Уваров В.И. Радиационные и термические испытания электронно-эмиссионных детекторов нейтронов и кабелей с магнизиальной изоляцией // «Атомная энергия». 1974, т. 37, вып. 1, с. 72-76.
4. I.O. Wilson. «Magnesium oxide as higt-temperature insulant». IEE Proceedings A, Volume 128, Issue 3, p. 159-164.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{57}Cu_{15.4}Al_{10}Ni_{12.6}Nb_5$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ДЕЙТЕРИЕВОЙ ПЛАЗМЫ

*Д.Г. Малыхин, К.В. Ковтун, В.Г. Коновалов, С.И. Солодовченко,
И.В. Рыжков, А.А. Васильев, Г.П. Ковтун, Ю.В. Горбенко*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: dmitr.malykhin@gmail.com; тел. +38(098)305-99-08*

Изучение эффекта интенсивного воздействия на металлические стёкла частиц дейтериевой плазмы отражает некоторые проблемы термоядерной энергетики.

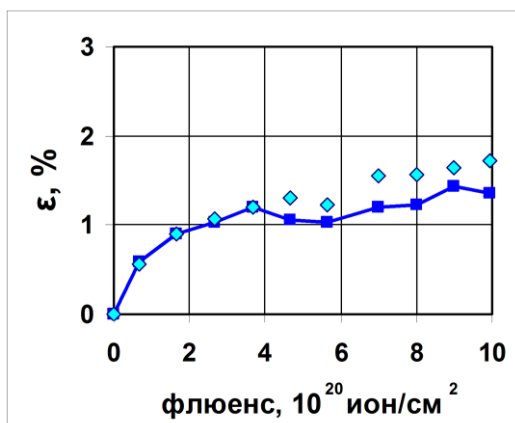
В условиях электронного циклотронного резонанса при комнатной температуре [1] образец аморфного сплава $Zr_{57}Cu_{15.4}Al_{10}Ni_{12.6}Nb_5$ высокой зеркальности подвергался воздействию ионов дейтериевой плазмы D_2^+ с плотностью потока $1 \cdot 10^{26}$ ион/(см²·с) ($2 \cdot 10^{26}$ D/(см²·с)) и максимальным темпом прироста массы (энергия 100 эВ [2, р. 144]) – всего десять сеансов по 3 ч в день.

После каждого сеанса измерялся прирост массы и кривизна образца [2, р. 145], а также относительное угловое смещение ($-\Delta\theta/\theta_0$) гало рентгеновской диаграммы с его облучённой поверхности.

Проведено моделирование экспериментальных данных с определением атомного объёма дейтерия, оценкой его коэффициента диффузии и концентрации в поверхностном слое материала.

Установлено, что степень поглощения дейтерия составляет 27...32% и кривизна образца растёт пропорционально его флюенсу. После флюенса $9 \cdot 10^{20}$ ион/см² произошел откол с края рабочей поверхности образца. Зеркальность и аморфное состояние этой поверхности не изменились.

Определено центрально-симметричное решение упруго-искажённого состояния образца. На основе этого $\nu\Phi = T^2/2R$, где ν и Φ – атомный объём дейтерия и флюенс его поглощения малым поверхностным слоем; T и R – толщина и радиус кривизны образца. В результате $\nu = (2,6 \pm 0,2) \text{ \AA}^3$.



*Дозовые изменения (■)
и моделирование (◇) эффекта
дилатации в приповерхностном слое
образца*

Нелинейность дозовых изменений положения гало рентгеновской диаграммы с облучённой поверхности образца промоделирована на начальном участке графика дилатаций (рисунок) с учетом эффекта диффузии дейтерия вглубь образца. Для построения графика использовано следствие предыдущего моделирования: $\Delta\theta/\theta_0 = \nu c - 4T/3R$ ($\nu c = 3\varepsilon$), где c – концентрация атомов дейтерия в приповерхностном слое.

В результате моделирования (см. рисунок) с учетом хронологии эксперимента и рентгеновских съёмок оценен коэффициент диффузии дейтерия в образце данного состава: $\kappa^2 = (1,75 \dots 2,45) \cdot 10^9 \text{ см}^2/\text{с}$.

Оценены предельные характеристики концентрации дейтерия в образце. На границе регулярности экспериментального графика (см. рисунок; флюенс $3.67 \cdot 10^{20}$ ион/см²) численное отношение D/M атомов дейтерия – с глубиной внедрения 0,03 мм – к атомам сплава равно 1,6. Дальнейшее понижение хода экспериментальных данных связывается с эффектом кластерной структуры образца. Перед отколом фрагмента (флюенс $9.0 \cdot 10^{20}$ ион/см²) D/M = 2,3 в таком слое, однако согласно примерному постоянству степени поглощения дейтерия при энергии 100 эВ (27...32%) принципиальные возможности насыщения BMG дейтерием гораздо выше.

Литература

1. D.V. Orlinski, V.S. Voitsenya, and K.Yu. Vukolov. First mirrors for diagnostic systems of an experimental fusion reactor I. Simulation mirror tests under neutron and ion bombardment. *Plasma Devices Ops.* Vol. 15, No. 1, March 2007, p. 33-75. <https://doi.org/10.1080/10519990601160075>.
2. V.S. Voitsenya, A.F. Bardamid, M. Balden, et al. On the Prospects of Using Metallic Glasses for In-vessel Mirrors for Plasma Diagnostics in ITER. *Chapter 7 in: Metallic Glasses: Formation and Properties.* B. Movahedi (Ed), IntechOpen, 2016, p. 136-167. <http://cdn.intechopen.com/pdfs-wm/51366.pdf>.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОДИСПЕРСНОГО ГРАФИТА И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ТЕРМОВАКУУМНЫМ СПОСОБОМ

В.А. Кутовой, Д.Г. Малыхин, В.Д. Вирич, Р.Л. Василенко, Ю.В. Горбенко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: kutovoy@kipt.kharkov.ua; тел. +38(096)196-07-37*

Одной из актуальных проблем физики являются научно-технические принципы создания наноструктурных материалов для нужд современной техники.

Разработан энергоэффективный импульсно-ударный термовакуумный метод непрерывного получения нанодисперсных материалов. Метод основан на принципе объединения скоростных процессов вакуумирования и теплового нагрева до заданной температуры, происходящего при непосредственном контакте исходного порошкообразного материала с внутренней поверхностью полого нагревателя [1].

Для наиболее тесного контакта с исходным порошкообразным материалом нагреватель выполнен в форме винтовой спирали. Физический принцип этого приёма состоит в том, что понижение давления внутри нагревательного элемента, производимое вакуумным насосом, создаёт градиент, стимулирующий интенсивный турбулентный поток порошка и эффективный контакт частиц с внутренней поверхностью нагревателя. Высокий температурный градиент при таком контакте способствует созданию в них высоких напряжений, чем стимулируется процесс их дробления.

Термовакуумный процесс был применён для получения нанодисперсного графита [2]. Исходный порошок графита марки С1 с размером частиц 1...2 мм был подвергнут термовакуумной обработке, в результате чего размер частиц понизился до значения от 2 до 40 нм.

Проведено исследование структуры полученного порошка. Для этого использован рентгеноструктурный анализ и электронная микроскопия.

Согласно результатам рентгеноструктурных исследований графит марки С1 после обработки в термовакуумной установке сохраняет исходную структуру в виде двух известных модификаций: гексагональная с периодами решётки $a_0 = (0.2461 \pm 0.0002)$ нм, $c_0 = (0.6705 \pm 0.0007)$ нм и порядка 30% ромбоэдрической с периодами $a = (0.2461 \pm 0.0001)$ нм и $c = (1.003 \pm 0.0002)$ нм. Помимо этого в небольших количествах дополнительно обнаружена сверхструктурная ромбоэдрическая фаза с периодами $a = 2a_0 = (0.492 \pm 0.0001)$ нм и $c = (3/2)c_0 = (1.003 \pm 0.0002)$ нм [2]. Обнаружена также фаза с моноклинной структурой и с параметрами $a = (.6075 \pm 0.000)$ нм; $b = (0.4477 \pm 0.0002)$ нм; $c = (0.4913 \pm 0.0003)$ нм; $\beta = (99.6 \pm 0.1)^\circ$ – предположительно, с наличием атомов железа в структуре.

Результаты анализа и расчетов в целом согласуются с ПЭМ-снимками обратной решётки обработанного графита [2].

Термовакуумный процесс был также применён для получения высокодисперсного порошка диоксида циркония из гидроксида циркония [3]. В процессе выделения диоксида отфильтровывались мелкие кристаллические фракции, которые связывались с примесями технологического процесса получения гидроксида. В результате получен аморфный диоксид циркония с размером частиц 20...200 нм и выходом 30%.

В результате можно отметить, что описанное сочетание физических процессов позволяет получать высокодисперсные порошки за один цикл порядка 15...20 с. Использование фильтров позволяет выделять фракцию с наноразмерными частицами при выходе продукта не ниже 30% [2, 3]. При этом можно модифицировать структуру материала.

Описанный термовакuumный метод значительно сокращает технологический процесс и его энергопотребление – и может быть использован для непрерывного и энергоэффективного производства наноматериалов и сушки дисперсных материалов.

Литература

1. Кутовий В.О. *Патент* 81138 Україна. МПК F26B9/06. Пристрій для термовакuumного сушіння – №а200507488; заявл. 27.07.2005; опубл. 10.12.07. Бюл. №20. 5 с.
2. Kutovyi V., Malykhin G., Kalchenko O., Vasilenko R., Virych V., Germanov O. Effect of Thermal – Vacuum Dispersion of Graphite. *East-European Journal of Physics*. N 2. (2020). P. 111-117. DOI: 10.26565/2312-4334-2020-2-10.
3. Кутовой В.А., Казаринов Ю.Г., Луценко А.С. и др. Термовакuumный метод получения нанодисперсных материалов. *Вопросы атомной науки и техники*. – 2014. – №2 (90). – Вып. 103. С. 153-157.

ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ РЕЛАКСАЦИЮ В СПЛАВЕ Mg-Sc, ДЕФОРМИРОВАННОМ РАВНОКАНАЛЬНОЙ УГЛОВОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ

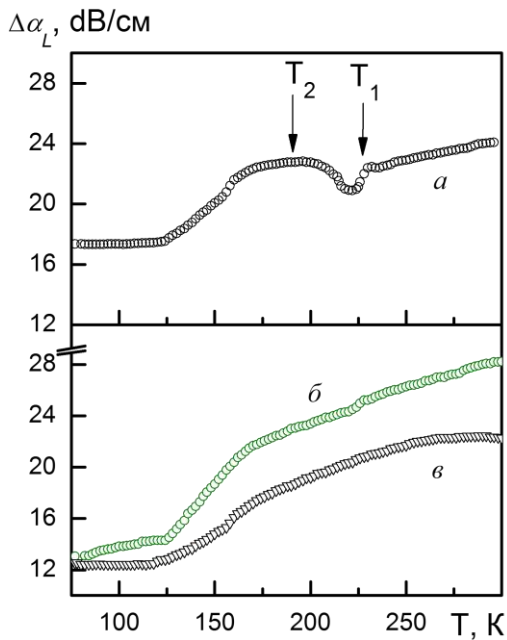
А.С. Булатов, В.С. Клочко, А.В. Корниец, В.И. Спицына,
И.И. Папиров, А.И. Пикалов, А.В. Шокуров

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: bulatov@kipt.kharkov.ua*

Среди обилия магнитных сплавов особо выделяются сплавы, содержащие скандий, обладающие повышенными высокотемпературными механическими свойствами, что расширяет их функциональные возможности.

В данной работе изготовлен бинарный сплав сплавлением Mg (99,999%) и 5% (вес.) Sc (99,95%) в атмосфере чистого аргона, который представляет собой твердый раствор с параметрами решетки $a = (0,3112 \pm 0,0002)$ и $c = (0,5023 \pm 0,0007)$ нм. Сплав интенсивно пластически деформировался (ИПД) способом равноканальной угловой экструзии (РКУЭ) при 573 К до получения дисперсности зерен $\leq 3,5$ мкм. Этот метод деформации представляет особый интерес для изучения релаксационных процессов в течение времени выдержки при комнатной температуре.

Исследования выполнялись методом ультразвуковой спектроскопии. Низкотемпературные (77...300 К)



Температурная зависимость изменения поглощения продольного звука частотой 50 МГц в деформированном сплаве Mg-Sc-5: а – свежedefормированный; б – после выдержки при 300 К 216 ч; в – после выдержки при 300 К 0,5 года

измерения скорости V_L и поглощения α_L продольного звука частотой 50 МГц отражали эволюцию дислокационного состояния ИПД сплава. Период времени выдержки охватывал интервал от 50 ч до 0,5 года. Серия измерений зависимостей $V_L(T)$ позволила оценить величину плотности дислокаций на уровне 10^8 м^{-2} за весь цикл измерений. На рисунке представлены фрагменты из серии измерений изменения $\Delta\alpha_L(T)$ деформированного сплава Mg-Sc-5 после выдержки при 300 К за период τ : а – свежedefормированный, б – 216 ч, в – 0,5 года. Спектр поглощения свежedefормированного сплава проявляет два релаксационных пика – $T_1=238$ и $T_2=190$ К. Пик T_1 вызван релаксацией Бордони и связан с дислокационной системой зерен. Энергия активации релаксации составляет 0,1 эВ. Релаксация при $T_2=190$ К обусловлена неравновесным ансамблем зернограничных дислокаций. После выдержки при $\tau \sim 50$ ч зависимость $\Delta\alpha_L(T)$ радикально изменяется.

Релаксация Бордони отсутствует, что указывает на начало миграции границ, рост зерен и снятия напряжений. Зернограничная релаксация претерпевает неупорядоченную трансформацию по причине хаотической перестройки исходной структуры границ зерен. Процесс сопровождается снижением уровня внутренних напряжений. После выдержки с $\tau \sim 0,5$ года акустические свойства ИПД сплава стабилизируются, следовательно, его дислокационная система близка к равновесной. Ускоренное протекание релаксационных процессов сплава Mg-Sc-5 является эффектом проявления высокой зернограничной диффузии. Результаты работы рассмотрены в русле теории неравновесных границ зерен в металлах[1].

Литература

1. В.Н. Чувальдеев. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. М.: «Физматлит», 2004, 304 с.

MODIFICATION OF THE STRUCTURALLY THE PHASE STATE OF ALUMINUM ALLOY AS A RESULT OF RADIATION THERMAL TREATMENT

*E.M. Prokhorenko¹, V.V. Lytvynenko¹, V.V. Bryukhovetskiy¹,
N.A. Shul'gin², T.G. Prokhorenko³*

*¹Institute of Electrophysics and Radiation Technologies NAS of Ukraine,
Kharkiv, Ukraine;*

*²National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology",
Kharkiv, Ukraine;*

*³Kharkov National Automobile and Highway University, Kharkiv, Ukraine
E-mail: forshad58@gmail.com*

The change in the structural-phase state of the aluminum alloy 2014 was studied [1]. The aluminum alloy was processed on an LUE-10 accelerator. Irradiation was carried out with beams of accelerated electrons. The changes took place as a result of radiation-heat treatment [2]. When exposed to an electron beam, short-term heating of the aluminum alloy samples occurred. The temperature of heating was insufficient for the remelt of surface of samples.

Found a decrease in the addition of (PS) by 15...18%. The additive (PS) decreased with increasing irradiation time. Addition (PS) is parasitic and degrades the characteristics of the alloy. It increases the corrosion characteristics, reduces electrical conductivity, and affects the strength properties of the aluminum alloy. The decrease in the additive (PS) was due to dissolution in the alloy. Thus, diminishing of this addition is instrumental in the purification of alloy. Those as a result of irradiation, the aluminum alloy are purified [3].

We also measured the hardness of the aluminum alloy and its plastic characteristics. It was found that these values depend on time of processing. With the increase of time of processing, the hardness decreases and the plasticity increases. The reason for the decrease in hardness is an increase of grains of the material [2]. A change in the plastic characteristics of the samples was found. With an increase in the irradiation time (dose increase), the maximum elongation to rupture also increased [3]. In the analysis, it was found that, as a result of irradiation, the phases of the aluminum composition changed [4].

Decreased amounts of phases of aluminosilicates $W(Al_xMg_5Cu_6Si_4)$ [3]. A slight (3...5%) increase in the Mg_2Si phase was found. An increase in the Mg_2Si phase is directly proportional to an increase in the irradiation time. Found out phases that contain iron. These phases include the Al_2Cu_2Fe and $(MnFe)Al_6$ phases. The phases that contain iron changed little. This is due to the fact that the heating temperature did not reach the melting point. Therefore, there was no melting of the sample and no remelting of its surface.

References

1. V.V. Bryukhovetskiy et oll. Features of gelation of surface of industrial aluminium alloy 6111 in the area of influence of impulsive bunch of electrons in the mode of premelting // Problems of atomic science and technology. 2011, № 2, v. 72, p. 28-32.
2. J. Cai et al. Deformation mechanism and microstructures on polycrystalline aluminum induced by high-current pulsed electron beam // Chinese Science Bulletin, 2013, Vol. 58, Is. 20, p. 2507-2511.
3. Lu Diankun et al. High-Current Pulsed Electron Treatment of Hypoeutectic Al-10Si alloy // High Temp. Mater. Proc., 2017, V. 36(1), p. 97-100.
4. V.N. Voevodin, I.M. Nekludov. Problems of the radiation resistance of structural materials of nuclear power // Bulletin of the Kharkov University, a series of physical: "Nuclei, particles, fields", 2006, № 746, Vol. 4/(32), p. 3-22.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЯМЫМИ МЕТОДАМИ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ГЦТ ЭНЕРГОБЛОКА №3 ЮЖНО-УКРАИНСКОЙ АЭС ПОСЛЕ 200 тыс. часов ЭКСПЛУАТАЦИИ

Р.Л. Василенко, С.В. Гоженко, Е.А. Крайнюк, П.А. Мищенко, А.Г. Руденко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: gozhenko@kipt.kharkov.ua*

Главные циркуляционные трубопроводы (ГЦТ) реакторов ВВЭР-1000 относятся к наиболее ответственным элементам, обеспечивающим безопасную работу АЭС. Невозможность замены ГЦТ в процессе длительных сроков эксплуатации АЭС Украины обуславливает необходимость периодического контроля свойств основного металла (ОМ) ГЦТ. Настоящий доклад посвящен методологии исследования прямыми методами ОМ ГЦТ энергоблока №3 Южно-Украинской АЭС (ЮУ АЭС) после 200 тыс. часов эксплуатации и краткому изложению полученных при этом результатов.

Методология контроля прямыми методами ОМ ГЦТ основывается на вырезании из ГЦТ проб металла для исследования в лабораторных условиях, не влияя при этом на эксплуатационные характеристики обследуемого объекта. Пробы металла вырезались на сжатой сторонегиба ГЦТ на участке с повышенной, по сравнению с проектной, толщиной стенки.

Вырезание проб металла проводили электроэрозионным методом [1] с использованием мобильного комплекса оборудования МИКРОРЕЗ. Оборудование монтировалось непосредственно на контролируемом участке ГЦТ в гермозоне энергоблока. В качестве электрода использовалась латунная проволока диаметром 0,2 мм, которую подавали вдоль траектории реза ниже уровня внешней поверхности ГЦТ [2] с равномерным натяжением [3]. Размер отобранной пробы ОМ – $\approx 60 \times 60 \times 3$ мм.

Исследована структура ОМ ГЦТ металлографическими и электронно-микроскопическими (с использованием сканирующего и трансмиссионного электронных микроскопов) методами. Показано, что в процессе эксплуатации наблюдается увеличение размеров выделений по границам зерен и плотности дислокаций в отдельных зернах ОМ.

Определены механические свойства (предел прочности, условная граница текучести, относительное удлинение, относительное сужение – при 20 и 350 °С; ударная вязкость – при 20 °С) ОМ ГЦТ. Фрактографические исследования поверхностей разрушения образцов показали, что разрушения стали 10ГН2МФА после 200 тыс. часов эксплуатации носят вязкий характер. Показано, что механические свойства и структура металла ГЦТ после 200 тыс. часов эксплуатации удовлетворяют требованиям нормативной документации к ОМ ГЦТ энергоблоков АЭС с реакторами ВВЭР-1000.

Проведено сравнение результатов испытания ОМ в исходном состоянии, после 100 и 200 тыс. часов эксплуатации [4]. Показано, что в процессе эксплуатации

наблюдается старение ОМ ГЦТ, проявляющееся в изменении структурных и прочностных свойств ОМ. Темпы старения и уровень деградации свойств ОМ при этом не препятствуют эксплуатации ГЦТ в штатном режиме.

Литература

1. С.В. Гоженко. Использование электродов-проволок при электроэрозионном вырезании образцов металла, находящегося в эксплуатации оборудования АЭС // ВАНТ, №6, 2007, с. 94-96.

2. С.В. Гоженко, А.С. Митрофанов, П.О. Мищенко, О.Г. Руденко / Спосіб подачі дотягнутого електрод-інструменту з натягом в зону електроерозійної обробки//Патент на корисну модель №141911. Дата реєстрації 27.04.2020.

3. С.В. Гоженко, А.С. Митрофанов, П.О. Мищенко, О.Г. Руденко / Механізм перемотування та натягування електрода-дроту електроерозійного дрото-вирізного верстату//Патент на корисну модель №141756. Дата реєстрації 27.04.2020.

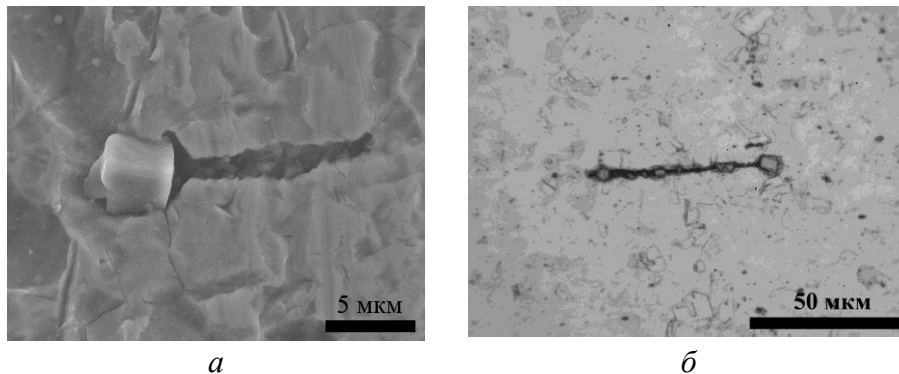
4. И.М. Неклюдов, В.М. Ажажа, Л.С. Ожигов, В.В. Брык, В.И. Савченко, С.В. Гоженко, П.А. Мищенко, А.В. Бажуков, П.Е. Мельник, В.В. Алексейчук. Результаты исследований механических свойств металла трубопроводов энергоблока №3 Южно-украинской АЭС после 100 тыс. часов эксплуатации // ВАНТ, Вып. 2, 2007, с. 101-106.

О РОЛИ ВКЛЮЧЕНИЙ НИТРИДОВ ТИТАНА В ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ

А.С. Митрофанов, Е.А. Крайнюк

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: mitrofanov@kipt.kharkov.ua, krainyuk@kipt.kharkov.ua*

Неметаллические включения являются неотъемлемой частью проблемы чистоты сплава. Известно, что наличие включений может свести на нет все усилия, затраченные на разработку стали со специальными свойствами [1]. В работе изложены результаты исследований микроструктуры стали, фазового состава, а также рассмотрена роль включений нитрида титана в зарождении локальных видов коррозии и развитии трещин в стали 08X18N10T теплообменных труб парогенераторов типа ПГВ-1000(М). Исследования проводились при помощи металлографических методик посредством оптической и сканирующей электронной микроскопии. Наличие включений нитридов титана в металле теплообменных труб (ТОТ) было наглядно показано в более ранних работах и сделано обоснованное предположение о влиянии включений на происхождение дефектов в ТОТ в процессе длительной эксплуатации [2]. На основании экспериментальных исследований и углубленного анализа распределения дефектов по длине ТОТ получены подтверждения того, что именно включения являются причиной происхождения усталостных трещин в стали 08X18N10T, которые обнаруживаются системами вихретокового контроля. На рисунке показаны характерные включения нитрида титана в металле и на поверхности теплообменной трубки ($\varnothing 16 \times 1,5$ мм).



Включения нитрида титана: а – смещение включения на поверхности в процессе трубного передела; б – характерное включение нитрида титана в стенке ТОТ

Кубическая огранка и одинаковые размеры включений говорят о том, что они образовались в равновесных условиях в жидкой фазе при затвердевании стали. Рисунки наглядно подтверждают несмачиваемость включений расплавом металла. На рисунке, *а* можно видеть следы от смещения кубического включения в металлической матрице. Смещение произошло, очевидно, при деформации металла в процессе прокатки трубной заготовки. На поверхности ТОТ (см. рисунок, *а*) видна борозда от волочения включения. Здесь произошло

вдавливание и частичное разрушение включения. При обжати и прокатке трубных заготовок до нужного диаметра кристаллы включений в силу высокой твердости и низкой пластичности раскалываются на отдельные остроугольные фрагменты, которые вытягиваются вдоль линий прокатки (см. рисунок, б). Осколки включений в металле, следы их волочения, а также несплошности между фрагментами включений являются концентраторами напряжений, вызывающими появление зародышевых трещин. В работе развиваются представления о том, что зародышевые трещины появляются в местах локализации включений, подрастают и развиваются в условиях эксплуатации до уровня дефектов, выявляемых при вихретоковом контроле.

Литература

1. Губенко С.И., Парусов В.В., Дервянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Д.: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с.
2. В.Н. Воеводин, А.С. Митрофанов, С.В. Гоженко, Е.А. Крайнюк, Р.Л. Василенко, А.В. Бажуков, А.Н. Палий, В.В. Ничепуренко, П.Е. Мельник. Физико-механические аспекты деградации металла теплообменных труб парогенераторов типа ПГВ-1000 // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «ФРП и РМ»*. 2019, №2(120), с. 91-98.

СТАРЕНИЕ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА ГЦТ ЭНЕРГОБЛОКОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000 В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

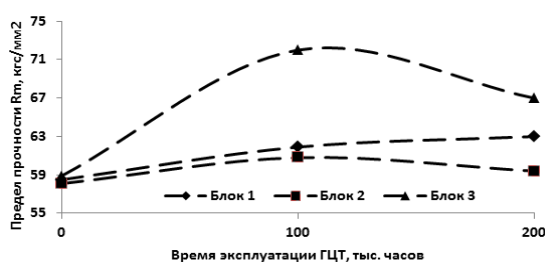
В.Н. Воеводин, С.В. Гоженко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: gozhenko@kipt.kharkov.ua*

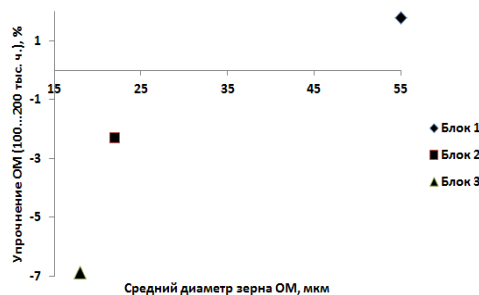
Длительные сроки эксплуатации энергоблоков АЭС Украины делают актуальными исследования старения металла оборудования, ремонт или замена которых в процессе эксплуатации не предусмотрены. В настоящем докладе рассматривается старение стали 10ГН2МФА, являющейся основным металлом (ОМ) главных циркуляционных трубопроводов (ГЦТ) энергоблоков реакторов ВВЭР-1000.

Сообщение основывается на экспериментальных результатах, полученных при контроле прямыми методами ОМ ГЦТ 1, 2 и 3 энергоблоков Южно-Украинской АЭС после 100 и 200 тыс. часов эксплуатации, а также архивного металла (1–4). Пробы металла для исследований отбирали на соответствующих трубопроводах на соседних участках, температура эксплуатации ГЦТ – 288...320 °С.

В течение первых 100 тыс. часов эксплуатации (рисунок, 1) на всех энергоблоках наблюдается упрочнение ОМ (сравнение с данными исследований архивного металла), независимо от свойств исходного ОМ и температуры эксплуатации. Наблюдается появление выделений карбидов в теле и по границам зерен, часть зернистого перлита трансформируется в пластинчатый.



1



2

Изменение предела прочности ОМ ГЦТ (20 °С): 1 – от времени эксплуатации, 2 – от размера зерна (за вторые 100 тыс. часов эксплуатации)

В течение последующих 100 тыс. часов эксплуатации проявилась зависимость изменения свойств от характеристик исходного ОМ, в частности, размера зерна (см. рисунок). Размер карбидных выделений повысился, наблюдалась их коалесценция.

Исследования показали, что при выборе объектов для периодического контроля ОМ ГЦТ необходимо учитывать характеристики исходного металла. Существенного влияния на старение ОМ различия в температуре эксплуатации «горячих» и «холодных» ниток ГЦТ не обнаружено.

Литература

1. В.Ф. Зеленский и др., Использование микрообразцов для контроля механических свойств и эволюции микроструктуры основного металла главного циркуляционного трубопровода (сталь 10ГН2МФА) энергоблока №1 ОП ЮУ АЭС после 100 тыс. часов эксплуатации // ВАНТ, вып. 4, 2000, с. 63-75.
2. И.М. Неклюдов и др. Результаты исследований механических свойств металла трубопроводов энергоблока № 2 ОП ЮУ АЭС после 100 тыс. часов эксплуатации // ВАНТ, вып. 3, 2004. с. 52-58.
3. И.М. Неклюдов и др. Результаты исследований механических свойств металла трубопроводов энергоблока №3 Южно-Украинской АЭС после 100 тыс. часов эксплуатации // ВАНТ, Вып. 2, 2007, с. 101-106.
4. В.Н. Воеводин и др. Эволюция микроструктуры металла главного циркуляционного трубопровода реактора ВВЭР-1000 в процессе его длительной эксплуатации // Вопросы материаловедения, № 4(92), 2017 г., с. 183-192.

ОБЧИСЛЮВАЛЬНА ДОЗИМЕТРІЯ ТА ПІСЛЯПРОМІНЮВАЛЬНИЙ АНАЛІЗ ЗАГАЛЬНОЇ КОРОЗІЇ ТА КОРОЗІЙНОГО РОЗТРІСКУВАННЯ ОПРОМІНЕНИХ У НАДКРИТИЧНІЙ ВОДІ НАПРУЖЕНИХ ЗРАЗКІВ СТАЛІ 12Х18Н10Т

О.С. Бакай, В.М. Борискін, М.І. Братченко, С.В. Дюльдя

*Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: bakai@kipt.kharkov.ua;
тел. +38(057)335-68-26, факс +38(057)349-10-26*

Наведені результати аналізу даних чергового експерименту 2019 р. на діючій у ННЦ ХФТІ установці Е.І.Т.Ф. [1] з дослідження комбінованого впливу опромінення й механічної напруги на корозію матеріалів у теплоносії Надкритичної Водної Конвекційної Петлі (НВКП). На протязі 500 год *in situ* НВКП пучком прискорювача електронів ЛПЕ-10 (10.3 МеВ/7 кВт_e) за тиску 23.5 МПа і температури 360...380 °С в околі надкритичного переходу води були опромінені 20 зразків сталі 12Х18Н10Т з контрольованою відповідним прогином кожного зразка напругою у 60...140 МПа.

Дозове навантаження зразків розраховане нами методами обчислювальної дозиметрії за вимірами їх активації по напрацьованому (e^-, γ)-пучком у реакції $^{58}\text{Ni}(\gamma, p)^{57}\text{Co}$ радіонукліду ^{57}Co . Одностайне моделювання Монте-Карло-кодом RaT 3.1 активності A та поглиненої у кожному із зразків дози D дозволило на основі документованих щодобових режимів опромінення реконструювати просторово-енергетичний розподіл пучка на мішені. Знайдено, що $D \propto A^\alpha$ з $\alpha \approx 0.4 \dots 0.5$ й у різних зразків сягає від 7 до 22 ГГр за доволі низького ($\sim 6 \cdot 10^{-4}$ з.н.а.) рівня їх радіаційного пошкодження.

Післяопромінювальні дослідження зразків здійснено вимірами питомої втрати/набуття їх маси $\delta m/S$ та якісним аналізом мікроструктури й складу корозійної поверхні (КП) та поперечних шліфів у скануючому електронному мікроскопі (СЕМ, рис. 1, 2). Дані $\delta m/S$ загалом мають значний розкид, бо є інтегрованим показником комбінованої дії декількох чинників, включаючи механічну напругу. Та їх зіставлення з дозиметричними даними вказує, що для зразків з доволі низькими рівнями навантаження (60 і 100 МПа) має місце тенденція зростання $\delta m/S$ з дозою D опромінення. Така кореляція раніше виявлена нами у експерименті [1] для інших матеріалів. За рівня у 140 МПа вона втрачається, що свідчить про власний ефект напруги. Він може бути пов'язаний із сприянням міжзеренній корозії й корозійному розтріскуванню, як це видно (див. рис. 2,б,в) на шліфі зразку в околі навмисно нанесеної на нього для концентрації розтяжної напруги подряпини.

Картина є типовою для результатів набагато триваліших автоклавних іспитів аустенітних сталей у відсутності опромінення. Домінують агломерати гематиту, магнетиту та шпінелі, що утворюються внаслідок міжзеренної корозії під напругою та, вірогідно, седиментації корозійних продуктів.

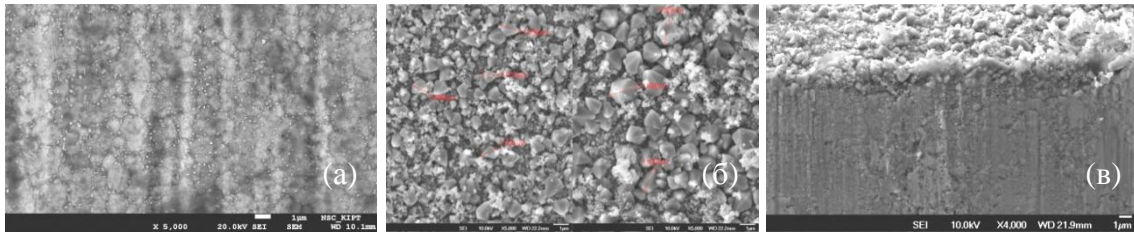


Рис. 1. СЕМ зразку у вихідному стані (а, $\times 5000$) та його КІП (б, $\times 5000$, в, $\times 4000$) після 500 год експозиції у НВКП під e^- -опроміненням

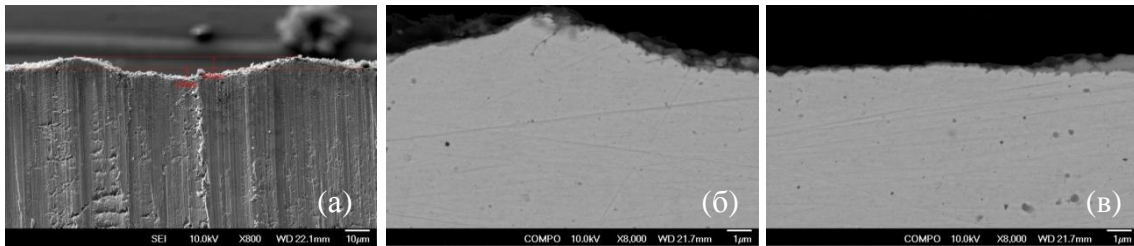


Рис. 2. СЕМ шліфу подряпини на зразку (а, $\times 800$) та зародки корозійного розтріскування й міжзеренної корозії у місцях концентрації розтяжної напруги на бруствері (б, $\times 8000$) та донці (в, $\times 8000$) подряпини

Робота виконана за рахунок коштів бюджетної програми «Підтримка розвитку пріоритетних напрямків наукових досліджень» (КПКВК 6541230).

Література

1. O.S. Bakai, V.M. Boriskin, A.M. Dovbnya, S.V. Dyuldy, D.A. Guzonas. Combined Effect of Irradiation, Temperature, and Water Coolant Flow on Corrosion of Zr-, Ni-Cr, and Fe-Cr-based Alloys // *J. of Nucl. Eng. Rad. Sci.*, 2016, **2**(1), 021007, doi:10.1115/1.4031126.

МОДЕЛЮВАННЯ ВЗАЄМОДІЇ ВИПРОМІНЮВАНЬ ІЗ НЕВПОРЯДКОВАНИМИ МАТЕРІАЛАМИ З ФРАКТАЛЬНОЮ СТРУКТУРОЮ

М.І. Братченко, С.В. Дюльдя

Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: sdul@kipt.kharkov.ua;
тел. +38(057)335-67-48, факс +38(057)335-08-47

У сучасному радіаційному й реакторному матеріалознавстві визначну роль відіграють структурно-складні матеріали, що є невідповідними у широкому діапазоні просторових масштабів. До них належать зміцнені дисперсними оксидами (ODS) сталі, високоентропійні сплави, полікластерне масивне металеве скло, дисперсні TRISO-палива високотемпературних *pebble-bed*-реакторів, пористі ядерні графіти, тощо. Усі вони відзначаються нетривіальним спектром просторових кореляцій густини і складу, й відсутність у них як дальнього порядку, так і цілковитої гомогенності має враховуватись у задачах прогнозування їх радіаційної стійкості методами комп'ютерного моделювання взаємодії з ними випромінювань різних видів (нейтрони, γ -кванти, прискорені іони).

Для цього пропонується імовірнісний опис таких матеріалів, як стаціонарних випадкових полів з заданими кореляційними властивостями [1]. Стаціонарність досягається введенням скінченної кореляційної довжини l_c поля, а малопараметричний опис його флуктуацій — припущенням про масштабну інваріантність (фрактальність) матеріалу на менших за l_c масштабах, де він описується фрактальною розмірністю $D \in (2, 3]$ чи індексом Херста $H = 3 - D \in (0, 1]$. В роботі ми на модельних прикладах демонструємо (рис. 1, 2) нещодавно набуту спроможність нашого коду RaT 3.1 на базі GEANT4 моделювати неklasичний перенос фотонів і нейтронів у фрактальних матеріалах за допомогою нових алгоритмів їх спектрального синтезу та імплементації процедури ансамблевого осереднення за реалізаціями випадкового поля методом подвійного Монте-Карло.

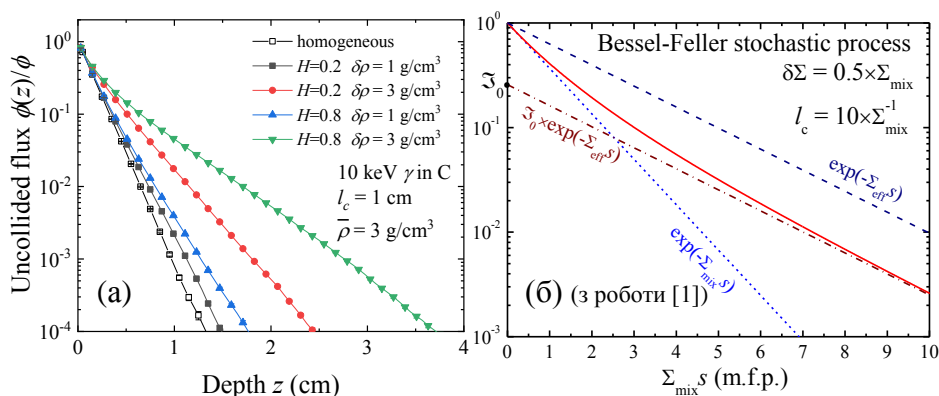


Рис. 1. Ансамблево осереднені пропагатори фотонів з енергією 10 кеВ у фрактальному вуглеці з середньою густиною 3 г/см³ за різних волатильностей $\delta\rho$ густини та показників Херста H масштабної інваріантності структури (а) та їх якісний опис (б) моделлю [1] неklasичного переносу, як стохастичного процесу Бесселя-Феллера. Відзначимо ефективну гомогенізацію матеріалу при $z \gg l_c$ та суттєво неекспоненційність розподілу на малих $z \gg l_c$. Виявлену особливість переносу у фрактальних матеріалах є істотною залежністю від H

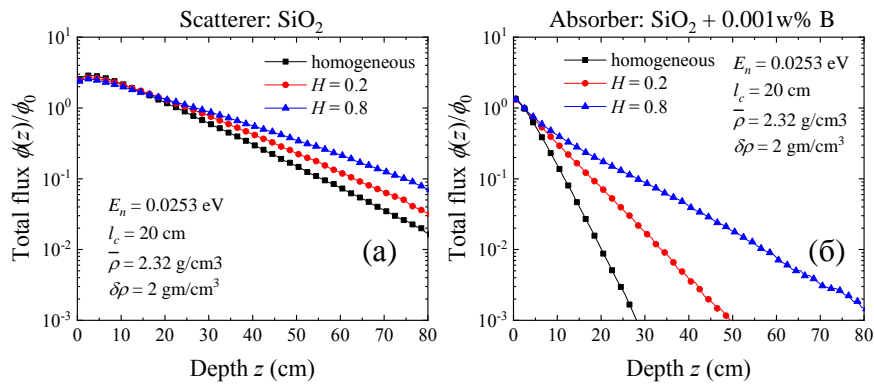


Рис. 2. Змодельовані кодом RaT 3.1 криві розповсюдження теплових нейтронів у фрактальних матеріалах —розсіювачі (а) та поглиначі (б). Останній ефективно успадковує властивості пропагатора з рисунку 1; в першому істотні ефекти багаторазових зіткнень нейтронів з ядрами, й гомогенізації матеріалу не відбувається

Література

1. S.V. Dyul'dya, M.I. Bratchenko. *Non-Classical Radiation Transport in Random Media with Fluctuating Densities*. In: Proc. of NPAE-Kyiv2012, Kyiv: KINR, 2012. Part II. P. 531–535.

НОВЕ ЕЛЕКТРОПРОВІДНЕ ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ МАХ ФАЗИ Ti_2AlC ДЛЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СЕРЕДОВИЩА

*Т.О. Прихна¹, О.С. Купрін², В.Я. Подгурська³, О.П. Остап³, Т.Б. Сербенюк¹,
В.Б. Свєрдун¹, М.В. Карпець¹, Б.Д. Васильїв¹, М.О. Бортницька²*

*¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В.Н. Бакуля НАН України,
Київ, Україна*

E-mail: prikhna@ukr.net;

²Національний науковий центр

«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна

E-mail: kuprin@kipt.kharkov.ua;

³Фізико-механічний іститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

E-mail: podhurskavika@gmail.com

Матеріали на основі МАХ фаз вважаються перспективними для виробництва міжкомпонентних з'єднань для твердих оксидних паливних елементів [1], особливо для елементів проміжних температур, що працюють при 550...750 °С [2]. Матеріал з'єднань повинен мати наступні характеристики: високу електро- і теплопровідність, фазову стабільність при температурах до 500...800 °С, стійкість до негативного впливу високотемпературних відновних і окислювальних середовищ на протязі всього терміну експлуатації (понад 40 000 год), задовільну міцність і опір повзучості при температурі 600...800 °С, низьку щільність (особливо для аерокосмічного та автомобільного використання) [3, 4].

Метою даної роботи є дослідження впливу хімічного і фазового складу на стійкість до тривалого окислення при температурі (600 °С) та електропровідність композитних об'ємних і плівкових матеріалів на основі МАХ фаз системи Ti-Al-C в порівнянні зі сталлю Crofer 22 APU, яка в даний час є традиційним матеріалом для з'єднань твердих оксидних паливних елементів.

Покриття товщиною 6 мкм осаджували вакуумно-дуговим методом з використанням мішені на основі МАХ фази Ti_2AlC діаметром 60 мм на Ti-підкладки (фольга товщиною 0,5 мм розміром 25×50 мм зі сплаву Ti-0,3Fe-0,1Si-0,07C). Фазовий склад матеріалу мішені та покриттів визначали за допомогою рентгеноструктурного аналізу. Мікроструктуру та хімічний склад досліджували за допомогою сканувальної електронної мікроскопії та енергодисперсійного аналізу. Електропровідність $\sigma = 1/\rho$, де ρ – питомий опір матеріалу, оцінювалася на повітрі при 20 °С чотирьохзондовим методом на приладі С2080.1. Для визначення нанотвердості покриттів використовували прилад Nano Indenter G200.

Показано, що стійкість до окислення масивних і плівкових матеріалів системи Ti-Al-C після тривалого нагрівання протягом 1000 годин при 600 °С на повітрі висока ($\Delta m/S = 0,07...0,13$ г/см²), але їх електропровідність після окислення відрізняється. Об'ємні матеріали з МАХ фаз Ti_3AlC_2 та Ti_2AlC стають напівпровідниками ($\sigma = 1,73 \cdot 10^{-2}$ См/м) через утворення плівки, що містить оксиди алюмінію і титану на поверхні зразка, в той час як матеріал плівки залишається електропровідним ($\sigma = 1,3 \cdot 10^6$ См/м). Титанова фольга та сталь Crofer 22 APU під час випробувань стають діелектриками ($\sigma < 2,05 \cdot 10^{-3}$ См/м).

Нанотвердість і модуль Юнга поверхні покриття після тривалого нагрівання збільшуються з 5,5 до 9,5 ГПа та зі 132 до 190 ГПа відповідно.

Високі фізико-механічні характеристики тонких пластин з титану з покриттям Ti-Al-C, дозволяють розглядати їх, як легкі замітники міжкомпонентних з'єднань зі сталі Crofer 22 APU для твердих оксидних паливних елементів проміжної температури (600 °C).

Література

1. C. Niels, R. Küngas, T. Blennow. MAX phase materials for use in solid oxide fuel cells and solid oxide electrolysis cells. EU patent EP 2 945 207 A1, Nov 18, 2015.
2. V. Podhurska, B. Vasylyv, A. Ivasyshyn, O. Ostash, O. Vasylyev, T. Prikhna, V. Sverdun, Y. Brodnikovskiy. Behaviour of solid oxide fuel cell materials in technological environments // *French-Ukrainian Journal of Chemistry* 2018;6(1):115–127. <https://doi.org/10.17721/fujcV6I1P115-127>.
3. O.P. Ostash, T.O. Prikhna, V.Y. Podhurska, V.B. Sverdun, B.D. Vasylyv. Material for manufacturing of interconnect elements of solid oxide fuel cells. UA patent 137888, Nov. 11, 2019.
4. K.C. Wincewicz, J.S. Cooper. Taxonomies of SOFC material and manufacturing alternatives // *J. Power Sources* 2005; 140(2):280–296. <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2004.08.032>.

ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОДСЛОЯ НА АДГЕЗИЮ ПОКРЫТИЯ Mo_2N ПРИ КОМПЛЕКСНОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

И.С. Домнич, Ю.А. Заднепровский, В.А. Белоус, А.Ю. Ростова, А.С. Курпин

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: yaz@kipt.kharkov.ua*

Комплексная ионно-плазменная обработка применяется для повышения прочностных, эрозионно-стойких и других эксплуатационных характеристик рабочих поверхностей различных промышленных изделий, в частности, для увеличения ресурса стальных деталей механизмов парораспределения и регулирования турбин [1]. В комплексном методе упрочнения, состоящем из этапов ионно-плазменного азотирования и последующего осаждения защитных вакуумно-дуговых покрытий, для повышения адгезии этих покрытий к азотированной стали могут быть использованы различные металлические слои.

Цель данной работы – исследование влияния состава и толщины металлического подслоя на адгезию покрытия Mo_2N к азотированной стали 25X1M1Ф.

Ионно-плазменная обработка образцов ($20 \times 10 \times 6$ мм) из стали 25X1M1Ф производилась на вакуумно-дуговой установке типа «Булат», модернизированной для проведения комплексных процессов. Исследовательский процесс комплексного ионно-плазменного упрочнения состоял из следующих этапов:

- 1 – азотирование образцов в двухступенчатом вакуумно-дуговом разряде (ДВДР) [2];
- 2 – осаждение адгезионного металлического подслоя из Mo, Ti или Cr;
- 3 – осаждение защитного покрытия Mo_2N .

Сравнительные адгезионные испытания образцов, обработанных комплексным методом в одинаковом режиме, но с разным составом и толщиной металлических подслоев, проводились методом Daimler-Benz теста [3] с оценкой механизмов разрушения покрытий вблизи отпечатка, образовавшегося в результате вдавливания индентора Rockwell C (нагрузка 1470 Н). Баллы адгезии покрытий от HF1 до HF6 определялись согласно принятой классификации [4], где HF1 соответствует наилучшей адгезии при полном отсутствии трещин, а HF6 соответствует наихудшей адгезии с полным отслоением покрытия вокруг отпечатка индентора.

Результаты исследований влияния состава (Mo, Ti или Cr) и толщины металлического подслоя на адгезию покрытия Mo_2N к предварительно азотированной в ДВДР подложке из стали 25X1M1Ф показали, что наилучшая адгезия (HF1) для Mo_2N наблюдается в случае осаждения металлического подслоя толщиной не менее 1,5 мкм. Без осаждения подслоя или с молибденовым подслоем толщиной 0,7 мкм адгезия покрытия Mo_2N находится на уровне HF2. Уровни адгезии HF1–HF4 считаются приемлемыми для коммерческого использования покрытий на изделиях [5].

Таким образом, в работе показано, что осаждение металлического подслоя Ti, Cr или Mo толщиной не менее 1,5 мкм на предварительно азотированную сталь обеспечивает высокую адгезию покрытия Mo_2N . Увеличение уровня адгезии защитных покрытий будет способствовать снижению их контактного износа и

повышению ресурса работы стальных деталей, подвергнутых комплексной ионно-плазменной обработке.

Литература

1. V.A. Belous, I.G. Yermolenko, Yu.A. Zadneprovsky, N.S. Lomino. Combined vacuum-arc hardening of frictional unit components // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2016, 4 (104), p. 93-99.
2. Л.П. Саблев, Н.С. Ломино, Р.И. Ступак, А.А. Андреев, А.М. Чикрыжов. Двухступенчатый вакуумно-дуговой разряд: характеристики и методы создания // Сборник докладов 6-й Междунар. конференции «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов», НИЦ ХФТИ, Харьков, 2005, 2, с.159-169.
3. Verein-Deutscher-Ingenieure Normen, Daimler Benz Adhesion Test, VDI 3198, VDI-Verlag, Dusseldorf, 1992.
4. W. Heinke, A. Matthews, G. Berg, C. Friedrich, E. Broszeit. Evaluation of PVD nitride coatings, using impact, scratch and Rockwell-C adhesion tests // *Thin Solid Films*. 1995, v. 270, p. 431-438.
5. N. Vidakis, A. Antoniadis, N. Bilalis. The VDI 3198 indentation test evaluation of a reliable qualitative control for layered compounds // *Journal of Materials Processing Technology*. 2003, v. 143-144, p. 481-485.

СТІЙКІСТЬ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ Ni ПРИ ДІЇ КАВІТАЦІЇ

В.Г. Маринін

*Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: marinin@kipt.kharkov.ua*

Використання покриттів для підвищення стійкості матеріалів елементів обладнання, яке працює в умовах, близьких до екстремальних, потребує визначення його властивостей в подібних ситуаціях, зокрема і в специфічних умовах дії кавітації [1, 2]. Зразки на основі Ni одержано на підкладках із сталі 1X18N10T шляхом осадження потоків часток із порошків і дроту обробленим плазмою, що генерується плазмотронами. Кавітацію створювали в камері із дистильованою водою біля поверхні випромінювача експоненціального профілю, з'єднаного за допомогою перетворювача електромагнітних хвиль від УЗ-генератора в механічні. Амплітуда коливань поверхні вібратора (30 ± 2) мкм, а частота (20 ± 1) кГц. Втрати маси зразків, що розміщені на відстані 0,55 мм від випромінювача вимірювали із точністю $\pm 0,015$ мг. Значення середньої швидкості руйнування зразків (V_c , мкм/год) при дії кавітації обчислено за кінетичними кривими. Результати подано в таблиці.

Номера зразків	1	2	3	4	5	6	7
Вихідний матеріал	Ni	Ni	Ni+1Y	79Ni-0Cr	80Ni-11Cr	74Ni-15Cr	82W-8Ni-8Cr
Стан зразків	МЗП	МЗХ	МЗ	П	П	П	П
Середня швидкість руйнування	6,2	7,9	1,07	12,5	0,27	0,88	2,21

Позначення: МЗП – масивний зразок, полірований; МЗХ – масивний зразок після хімічної обробки; МЗ – масивний зразок; П – покриття.

Дані таблиці показують, що найбільшу стійкість до дії кавітації (найменше значення V_c) виявляє зразок, позначений №5, одержаний із порошку, що в своєму складі має 11% хрому.

Абразивний знос досліджено за схемою площа – диск. На пласкі зразки наносили покриття, а диск виготовляли з матеріалу, в якому жорстко закріплено абразивні зерна. Швидкість руху поверхні диска, що контактує з покритвом, дорівнює 4,38 м/с, навантаження на зразок – 224 г. Знос зразка за певний період часу визначали за втратою маси, зважуючи зразки та вимірюючи параметри глибини лунки зруйнованої поверхні. За визначеними густинами для кожного зразка обчислили об'ємні втрати маси за 1 годину дії абразиву. Для зразків №4–7 одержано середнє значення швидкості руйнування V_a (мм³/год), відповідно 3,1; 1,34; 0,345; 0,1. Видно, що найбільшу стійкість має покриття (зразок №7), основною складовою якого є вольфрам.

Корозійні характеристики одержано за умови дії на зразки 3%-го водного розчину хлористого натрію. Поляризаційні криві знімали за допомогою потенціостату ПИ50-1 в стандартній електрохімічній комірці ЯЕС-2 в умовах

природної аерації розчину. Стаціонарні потенціали визначали після витримання зразків в корозійному середовищі протягом 10 хв. Величину густини струму вимірювали при 3-й зміні потенціалу від негативних значень до позитивних, що до певної міри зменшує вплив плівок, які формувались в атмосферних умовах на поверхні зразків. Аодні поляризаційні криві знімали при зміні потенціалу із швидкістю 1 мВ/с. Електродом порівняння слугував хлор-срібний електрод. Результати приведено до нормального вогневого електроду. Встановлено, що мінімальну густину корозійного струму має зразок №7.

Література

1. Эрозия. Пер. с англ. / Под ред. К. Прис. – М.: Мир, 1982. – 464 с.
2. Р. Кнэп, Дж. Дэйли, Ф. Хэммит. Кавитация. – М.: Мир, 1974. – 687 с.

ОСАДЖЕННЯ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ АЛМАЗОПОДІБНИХ ПОКРИТТІВ МЕТОДОМ PII&D

В.В. Васильєв, О.А. Лучанінов, О.М. Решетняк, В.Є. Стрельницький

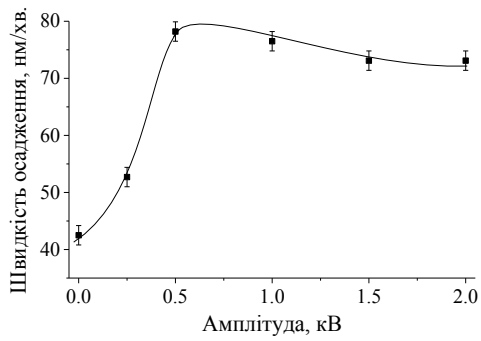
*Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: strelnitskij@kipt.kharkov.ua*

Осадження з фільтрованої вакуумно-дугової плазми - один з найпоширеніших промислових методів отримання аморфних алмазоподібних плівок (АПП) що не містять в своєму складі водню. АПП з високим вмістом sp^3 -зв'язків демонструють виняткові характеристики подібні алмазу, такі як висока твердість, відмінна зносостійкість, низький коефіцієнт тертя, корозійна стійкість, біосумісність, що робить їх незамінним матеріалом для різних трибологічних застосувань, в тому числі для захисту і зміцнення поверхні ортопедичних імплантатів. Стримуючим фактором на шляху розширення сфер використання АПП є проблема недостатньої адгезії товстих плівок, обумовлена високим рівнем залишкових напружень. Для оптимізації рівня залишкових напружень у різних вакуумно-дугових покриттях використовують метод PII&D (Plasma Immersion Ion Implantation and Deposition) [1], однак, вплив параметрів високовольтного імпульсного потенціалу зміщення на підкладці при осадженні вуглецевих плівок на їх характеристики вимагає ретельного вивчення.

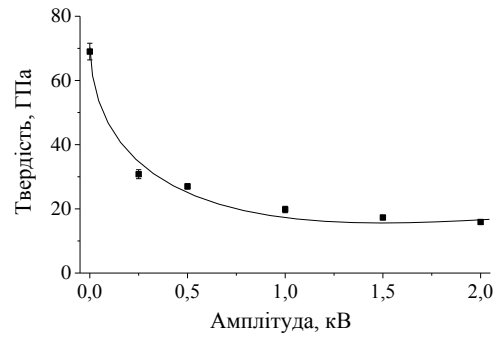
Алмазоподібні плівки товщиною 2,6...4,8 мкм осаджували вакуумно-дуговим способом з використанням графітового катода на модернізованій установці «Булат-6», обладнаній оригінальним прямолінійним магнітоелектричним фільтром плазми від макрочасток [2]. Осадження проводилося на підкладки з полірованої нержавіючої сталі. Амплітуда імпульсного потенціалу зміщення змінювалася в інтервалі 0...2 кВ при фіксованих значеннях частоти повторення і тривалості імпульсів 12 кГц і 6 мкс відповідно. У проміжках між імпульсами підкладка перебувала при самоузгодженому «плаваючому» потенціал – 50 В.

На рисунке, *а* показана залежність швидкості осадження покриттів від амплітуди імпульсного потенціалу. З ростом амплітуди швидкість змінюється немонотонно. В інтервалі від 0 до 500 В швидкість різко збільшується майже в два рази, досягаючи 78 нм/хв, а при подальшому зростанні амплітуди до 2 кВ – незначно зменшується. Отримані високі швидкості осадження АПП знаходяться на рівні кращих значень характерних для цього методу, що свідчить про високу продуктивність розробленого фільтра і низьких втратах вуглецевої плазми на шляху до підкладки. На рисунке, *б* показана твердість покриттів, яку вимірювали методом наноіндентування. З ростом амплітуди твердість експоненційно зменшується від 69 до 16 ГПа, що пов'язано з ростом вмісту графітоподібних sp^2 -зв'язків.

Обговорюється, що виявлена немонотонна залежність швидкості осадження обумовлена зміною густини плівок і впливом іонного розпилення. Показано, що зміна амплітуди при PII&D осадженні дозволяє гнучко регулювати співвідношення sp^3 / sp^2 зв'язків в АПП, виключаючи перегрів поверхні осадження і істотне зниження швидкості росту плівки, які спостерігаються з ростом потенціалу в умовах подачі постійного потенціалу зміщення на підкладці.



a



б

Вплив амплітуди імпульсного потенціалу зміщення на швидкість осадження (а) та твердість (б) алмазоподібних плівок

Література

1. M. Bilek, D. Mc Kenzie, W. Moeller. Use of low energy and high frequency PVI during thin film deposition to achieve relief of intrinsic stress and microstructural changes // Surf. And Coat. Technol., 2004, V. 186, p. 21-28.
2. V.V. Vasylyev, A.A. Luchaninov, V.E. Strel'nitskij. High-productive source of the cathodic vacuum-arc plasma with the rectilinear filter // Problems of Atomic Science and Technology, 2014, №1(89), с. 97-100.

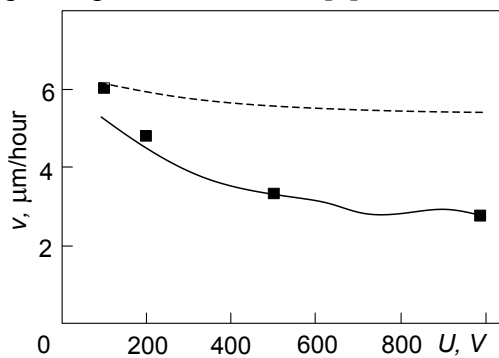
ПРО ВПЛИВ ТЕРМОФЛУКТУАЦІЙНОГО ВИПАРОВУВАННЯ ПРИ ПЛАЗМОВО-ІОННОМУ ОСАДЖЕННІ ВУГЛЕЦЕВОГО ПОКРИТТЯ НА ШВИДКІСТЬ РОСТУ ПОКРИТТЯ

О.І. Калініченко, В.Є. Стрельницький

*Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: aikalinichenko@kipt.kharkov.ua; тел. +38(067)900-95-18*

Широке застосування плазмово-іонних методів осадження покриттів, в яких потік енергійних іонів імплантується під поверхню осаджуваного матеріалу, висуває завдання дослідження швидкості росту покриття в залежності від елементного складу потоку іонів, енергії іонів і режиму осадження. Було б природним припустити, що швидкість росту покриття $v_{sc}(E)$ визначається величиною потоку іонів j , що падають на одиницю поверхні, за вирахуванням потоку розсіяних іонів, який цілком визначається коефіцієнтом розпилення $K(E)$ іонів даної енергії E : $v_{sp}(E) = jM[1 - K(E)]/\rho$, де ρ – щільність матеріалу покриття, M – маса атома покриття. В інтервалі енергій іонів $25 \text{ eV} < E < 1000 \text{ eV}$, характерному для осадження вуглецевого покриття з плазми вакуумної дуги, функція $K(E)$, що розрахована за допомогою програми SRIM, монотонно зростає від 0 до $\sim 0,2$. При цьому залежність швидкості росту вуглецевого покриття від енергії осаджуваних іонів відповідала б пунктирної кривої, показаної на рисунку.

Однак отримана оцінка істотно суперечить експериментальній залежності швидкості росту вуглецевого покриття від енергії падаючих іонів C^+ (чорні символи на рисунку). Відповідно до експерименту, швидкість росту покриття при енергіях іонів $E > 500 \text{ eV}$ падає в 2–2.5 рази, в порівнянні зі швидкістю зростання при енергіях $E \sim 100 \text{ eV}$ [1]. Аналогічні результати отримані в [2].



Швидкість зростання вуглецевого покриття в залежності від постійного потенціалу на підкладці, розрахована з урахуванням (суцільна крива) і без урахування (пунктирна крива) термофлюктуаційного випаровування.

Чорні символи – дані експерименту

атомна відстань, k_B – постійна Больцмана, T – температура в піку, що залежна від температури підкладки T_0 , енергії E іона, що утворює НТП, і змінюється з часом t

Настільки різке падіння швидкості росту покриття можна пояснити в рамках моделі нелокального термопружного піку (НТП) іона [3] додатковим випаровуванням атомів покриття з вільної поверхні НТП іонів на початковій стадії існування піку, яка характеризується найбільш високими температурами. Кількість випаровуваних атомів визначається числом термоактивованих переходів атомів в приповерхневому шарі піку, яка задається вираженням:

$$N(E, T_0) = n_0 v a \int_0^{\tau_c} S(t, E) e^{-\frac{u}{k_B T(t, E, T_0)}} dt, \quad (1)$$

де u – енергія сублимації, n_0 – концентрація атомів, v – частота коливань атома, τ_c – ефективний час життя НТП, $S(t, E)$ – площа вільної поверхні НТП, a – між-

за рахунок охолодження піку [3]. З урахуванням додаткової втрати атомів покриття за рахунок такого термофлюктуаційного випаровування, справжня швидкість росту покриття $v(E, T_0)$ задається вираженням:

$$v(E, T_0) = jM [1 - K(E) - N(E, T_0)] / \rho. \quad (2)$$

На рисунку приведена залежність від потенціалу на підкладці U швидкості осадження вуглецевого покриття з потоку іонів C^+ плазми вакуумної дуги, розрахована за допомогою виразів (1), (2) при реалістичних значеннях величин u , T_0 і τ_c . Використання припущення про термофлюктуаційне випаровування атомів покриття з гарячих піків іонів дозволяє домогтися якісної згоди теоретичної кривої з результатами експерименту.

Література

1. В.Е. Стрельницький. «Исследование алмазоподобных форм углерода и получение покрытий на их основе при конденсации плазмы в вакууме». Дис. ... канд. физ-мат. наук. Харьков, 1980.
2. Jing Wei, Yanchao Li, Peng Guo, et.al. Surf & Coat. Technol. 374 (2019) 317.
3. А.І. Kalinichenko, S.S. Perepelkin, V.E. Strel'nitskij. Diam. Relat. Mater. – 15(2006)365.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ, НИТРИДНЫЕ, ОКСИДНЫЕ И КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ

*В.Ф. Горбань¹, А.А. Андреев², В.А. Столбовой², И.В. Сердюк²,
С.А. Фирстов¹, М.В. Карпец¹, Н.И. Крапивка¹*

¹*Институт проблем материаловедения им. Францевича, Київ, Україна*

E-mail: gorban1944@ukr.net;

²*Национальный научный центр*

«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина

Получение высокоэнтропийных покрытий осуществлялось методом вакуумно-дугового осаждения в усовершенствованной установке Булат-6 и ионным распылением в плазме сжатого вакуумно-дугового разряда.

На свойства дуговых покрытий оказывает влияние предварительное давление в камере при напылении (различные газы) и напряжение, подаваемое на подложку (рисунок), а также материал используемого высокоэнтропийного катода (таблица).



Влияние режимов при осаждении на твердость TiVZrNbHfN покрытия

Высокоэнтропийные нитридные покрытия представляют собой твердые растворы на основе ГЦК-решетки, для которых характерна высокая твердость. Так как все элементы, входящие в их состав, обладают ГЦК-решеткой, это позволяет произвести расчет параметра решеток высокоэнтропийных нитридных покрытий.

Оказалось, что для нитридных покрытий, и для литых высокоэнтропийных сплавов определяемый параметр решетки больше, чем расчетный. В то же время для нитридных покрытий наблюдается тенденция снижения твердости с ростом различия между расчетным и определенным значениями параметра решетки.

Высокие значения твердости обеспечивают нитридным высокоэнтропийным покрытиям преимущества в износостойкости по сравнению с однокомпонентными нитридами. Высокоэнтропийные нитридные покрытия характеризуются высокими значениями твердости 50...60 ГПа и модуля упругости более 500 ГПа, а также обладают термостабильностью до температур отжига 1300 °С в инертной атмосфере.

Для многослойного покрытия TiZrVNbTa/(TiZrVNbTa)N толщиной 80 мкм зафиксированы высокие значения твердости (до 29 ГПа), что обеспечивают ему высокие показатели износостойкости.

Твердость высокоэнтропийного карбида $(\text{TiZrHfVNbTa})\text{C}$ достигает 43...48 ГПа, а модуль упругости равен 480 ГПа. Проведенные исследования износостойкости карбидного высокоэнтропийного покрытия на основе сплава TiZrHfVNbTa показали, что коэффициент трения в паре с алмазом в диапазоне нагрузок от 2,2 до 5,5 Н изменяется от 0,09 до 0,104. Исследование изменения силы трения при возвратно-поступательных колебаниях индентора при постоянной нагрузке в 100 г показали, что в процессе повторных деформаций происходит снижение коэффициента трения с 0,105 до 0,07.

Оксидные покрытия на основе сплава AlTiCrVNbMo характеризуются твердостью на уровне 30...32 ГПа, высоким значением нормированной твердости порядка 0,118...0,133 и самым низким коэффициентом трения на уровне 0,045.

Литература

1. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П. Упрочнение и механические свойства литых высокоэнтропийных сплавов // Композиты и наноматериалы. – 2011. – № 2. – С. 5–20.
2. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Андреев А.О., Крапивка Н.А. Сверхтвердые покрытия из высокоэнтропийных сплавов// Наука и инновации. 2013, №5, с.32-39
3. Gorban' V.F., Shaginyan R.A., Krapivka N.A., Firstov S.A., Danilenko N.I., Serdyuk I.V. Superhard vacuum coatings based on high-entropy alloys // Powder metallurgy and metal ceramics. Vol. 54, Issue 11-12, March 2016, p. 725-730.

МЕХАНІЗМИ, ЩО ВПЛИВАЮТЬ НА НАПРЯМОК І ШВИДКІСТЬ ПЕРЕМІЩЕННЯ КАТОДНИХ ПЛЯМ ВАКУУМНОЇ ДУГИ У МАГНІТНОМУ ПОЛІ

В.В. Васильєв, В.Є. Стрельницький

*Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: strelnitskij@kipt.kharkov.ua*

Вакуумно-дугова катодна плазма є одним з найбільш дивовижних і найбільш вживаних в даний час об'єктом для синтезу різних покриттів, що зміцнюють. Електродуговий розряд характеризується утворенням на поверхні катода дуже малих за розмірами не стаціонарних катодних плям (КП), які зосереджують у собі дуже високі щільності струму і потужності при порівняно низькому і флуктуючому катодному падінні потенціалу (~ 20 В) [1]. Відомо, що конфігурація магнітного поля на робочій поверхні катода впливає на напрямок руху КП вакуумної дуги [2]. Однак механізми, що впливають на швидкість і напрямок переміщення КП в магнітному полі H_0 , що перетинає торцеву поверхню катода під прямим кутом практично не вивчені. Відомо, що вакуумно-дугова катодна плазма в зовнішньому магнітному полі генерується катодними плямами вакуумної дуги і поширюється вздовж магнітного поля у вигляді високошвидкісних плазмових струменів, в яких середня швидкість іонів, V_i , для більшості катодних матеріалів, складає величину $\sim (1 \dots 2) \cdot 10^4$ м/с, з температурою іонів рівній температурі електронів T_e , яка не перевищує 4,5 еВ [3]. Метою даної роботи є виявлення основних механізмів, що впливають на швидкість і напрямок руху КП вакуумної дуги по поверхні торця катода, що перетинається силовими лініями магнітного поля під прямим кутом.

Використовуючи діамагнітні властивості електронно-замагніченої плазми виконані оціночні розрахунки основних параметрів плазмового струменя, що впливають на напрямок і швидкість переміщення КП вакуумної дуги по поверхні торця катода. Серед основних параметрів плазмового струменя, що впливають на величину і швидкість зміни напруженості електричного поля поляризації плазмового струменя, особливе місце займають її поперечні розміри, пов'язані з її електронної щільністю, що залежить від напруженості зовнішнього магнітного поля, H_0 . Під дією електричного поля поляризації плазмового струменя dE_{\parallel}/dt , що змінюється в часі, всередині неї порушується струм поляризаційного дрейфу заряджених частинок [4]: $J_{\parallel} = -\rho c^2 (dE_{\parallel}/dt)/H^2$, де ρ – масова щільність плазми, H – напруженість магнітного поля всередині плазмового струменя. Даний струм аналогічний струму зміщення J_{\parallel} , що виникає при поляризації діелектриків.

Вперше показано, що уздовж струму інерційного дрейфу заряджених частинок відбувається переміщення КП дуги з середньою швидкістю, що не перевищує фазову швидкість $U_A = \omega/k = H/(4\pi\rho)^{0.5}$, де k – поперечна складова хвильового вектора альфеновської хвилі [4]. При цьому, її мінімальна частота коливань ω_{\min} буде визначатися умовою резонансу поперек плазмового струменя зі співвідношення: $\omega_{\min} = U_A/d_c$, де d_c – діаметр струменя, який визначається з отриманого в даній роботі вирази: $d_c = 8(I_a k T_e (Z+1)/(eV_i))^{1/2}/H_0$, в якому I_a – струм дуги, Z – заряд іонів, k – постійна Больцмана, а e – заряд електрона. В результаті під негативно зарядженою частиною плазмового струменя буде відбуватися згасання старого КП дуги, а під її позитивно зарядженою частиною ініціюватися

нове КП, зупиняючись на час формування максимальної напруженості електричного поля поляризації плазмового струменя. Таким чином, створюється стрибкоподібне переміщення КП дуги уздовж поляризаційного струму, J_p , всередині кожного плазмового струменя, що імітується кожною КП дуги.

Література

1. Andre Anders. Cathodic Arcs – From Fractal Spots to Energetic Condensation Springer (0387791078), 2009, P. 179 - 180.
2. І.Г. Кесаєв. Катодні процеси електричної дуги. М.: Видавництво «Наука», 1968, 244 с.
3. Andre Anders. Unfiltered and filtered cathodic arc deposition, Handbook of Deposition Technologies for Film and Coatings (3-rd ed.), Edited by P. M. Martin, William Andrew, Amsterdam, 2010, p. 466 - 531.
4. Д.А. Франк-Каменецький. Лекції з фізики плазми. М.: Атоміздат, 1968, - с. 286.

INTERVAL MODELS OF TEMPERATURE CHARACTERISTICS OF SUPERHEATER SEPARATORS IN NUCLEAR POWER PLANT UNITS WITH THE CAPACITY OF 1000 MW

O.V. Yefimov, T.V. Potanina, V.L. Kavertsev, T.A. Harkusha, T.O. Yesypenko

*National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine
E-mail: AVEfimov@kpi.kharkov.ua*

The analysis of the influence of changes in the parameters of steam superheater separators SHS-1000 of nuclear power plant units with the capacity of 1000 MW on the efficiency and safety of their operation, including the temperature characteristics at the nominal and partial operating modes of power units, has been carried out. Based on the experimental data of the thermal tests of the power unit, the temperature characteristic of the second stage of the SHS-1000 has been constructed in the form of the dependence of the temperature change of the heated steam at the second stage of the SSS on the change in the operating mode of the power unit. To create a correct mathematical model of this dependence, taking into account the limited amount of experimental data and the uncertainty of information about the structure and the probabilistic nature of measurement error during testing, the use of numerical methods of interval analysis has been proposed. Interval analysis has allowed to obtain an interval model that describes the receiver, which contains all possible values of the dependence of temperature change of the heated steam at the second stage of SHS on the unit operating mode (the electrical load). It has been shown that in conditions of limited initial data and uncertainty of information about it, numerical methods of interval analysis allow to create interval models of operational (energy) characteristics technological processes and equipment of NPP units with the maximum possible correspondence to real processes and objects, which is important to ensure high efficiency and safe operation of power units.

While solving the problems of the estimation of safety and reliability of systems and equipment of NPP units, as well as improving the efficiency of their operation based on the analysis of operational (energy) characteristics including temperature characteristics of SHS, there remains the problem of accounting uncertainty in the simulated objects and processes and the choice of mathematical apparatus for their description. The classic "point" representation of variables in problems of modeling and optimization does not often allow to achieve the maximum possible conformity between the real object and its model. Ignoring the interval nature of the problem leads to the solution in the form of some "exact" numbers. The proximity of such solutions to the lower potential and, respectively, the upper values of the interval cannot be estimated. In the practice of the NPP unit exploitation in the conditions of optimization of technological processes it can lead, in some cases, to erroneous solutions from the point of view of the estimation of indicators of safety and reliability.

In such a situation, the advantage of data processing as well as determining and constructing NPP unit performance models by the interval analysis method tools which allow to take into account inaccuracies in the setting of initial data, measurement error, parameters uncertainty, multi-mode operational nature of such complex systems as nuclear power units, are obvious.

Therefore, the application of the mathematical technique of interval analysis, its features and benefits is promising for solving a wide range of problems of the increase in efficiency of nuclear power units, evaluation of their safety and reliability on the basis of valid interval operational characteristics in the conditions of uncertain initial data.

References

1. Yefimov A.V. Automated decision support for operating personnel of NPP power units by the criterion of technical and economic efficiency, taking into account reliability indicators / A.V. Yefimov, D.I. Kukhtin, T.V. Potanina, T.A. Harkusha, V.L. Kavertsev // *Nuclear and Radiation Safety*. K.: 2018. - № 2 (78). – P.11-19.
2. Yefimov O.V. Components of the automated intellectual systems supporting decisions at the stage of operation and equipment diagnostics nuclear power units / O.V. Yefimov, M.M. Pylypenko, T.V. Potanina, T.A. Yesypenko, V.L. Kavertsev, T.A. Harkusha // *Problems of Atomic Science and Technology*. Kharkov: 2020. – № 1 (125). – P. 127-134 (Eng).
3. Buzlukov V.A. Obtaining the characteristics of the equipment of turbine units by the method of field experiment / V.A. Buzlukov, M.G. Teplitsky, L.B. Oyberman, A.V. Yefimov, A.A. Palagin, E.D. Menshikova // *Thermal engineering*. – 1987. – № 8. – P. 19-21.
4. Potanina T.V. The use of interval analysis methods to assess the safety and reliability of nuclear power units / T.V. Potanina, A.V. Yefimov, T.A. Harkusha, T.A. Yesypenko // *Nuclear and Radiation Safety*. K.: 2018. - № 3 (79) – P. 23-29.

MATHEMATICAL RELATIONS OF MODELS OF SINGLE-PHASE FLOWS IN THE CHANNELS OF REACTORS AND STEAM GENERATORS OF NPPS FOR CALCULATION OF HEAT TRANSFER PROCESSES AND HYDRODYNAMIC CHARACTERISTICS

*O. Yefimov¹, M. Pylypenko², V. Kavertsev¹, T. Harkusha¹,
L. Tiutiunyk¹, A. Motovilnik¹*

¹*National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Kharkiv, Ukraine
E-mail: AVEfimov@kpi.kharkov.ua;*

²*National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine
E-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua*

The efficiency, reliability and safety of reactor and steam generators of NPPs are largely determined by the intensity and conditions of the flow in steam generators of convective heat transfer processes and hydrodynamic (gasdynamic) characteristics of the flow of coolant and working substance [1, 2]. It should be noted that for single-phase flows in NPP steam generators the regularities of heat exchange processes and their hydrodynamic characteristics are well studied, which cannot be said about two-phase flows (flows of matter with different physical state) of the steam-water mixture.

During the operation of steam generators often occur non-stationary processes in individual tubes or channels of heat exchange surfaces. For example, in the tubes of the heat exchange surfaces of the economizer sections of the steam generators there are pulsations of the temperatures of the walls of the tubes caused by pulsations of the feed water flow or its temperature at the entrance to the steam generators. In the tubes of the evaporating sections of the steam generators the pulsation of the feed water flow leads to the pulsation of the flow. These circumstances complicate the study and calculation of heat transfer processes and hydrodynamic (gas-dynamic) characteristics of flows in NPP steam generators [3]. The processes of heat exchange and hydrodynamic (gas-dynamic) characteristics of flows in steam generators of NPPs with PWPR are greatly influenced by other physicochemical processes occurring in steam generators. These are, first of all, the processes of corrosion of structural materials and the transition of corrosion products into the coolant and feed water, as well as the processes of formation and deposition on the heat transfer surfaces of scale and removal of impurities of feed water together with steam. Peculiarities of convective heat transfer processes in steam generators and hydrodynamic (gas-dynamic) characteristics of heat carrier and working substance flows must be taken into account when designing and constructing reactor and steam generator units of NPPs. Criteria equations of similarity theory, which describe the generalized dependences between the quantities characterizing similar processes, are used to calculate the heat exchange processes in NPP steam generators during the movement of single-phase coolant and working substance flows. These are the criteria Re ; $Well$; Pr ; Pe and others. The report provides generalized relationships between similarity criteria for single-phase flows of heat carriers of different types (water, gas, liquid metals) and working substances used in the practice of design and construction of reactors and steam generators. Mathematical relations of models of single-phase flows in channels of liquid constructive execution for calculation of parameters of processes of heat exchange and hydrodynamic (gas-dynamic)

characteristics of streams are presented. A comparative analysis of these relationships and their differences depending on the design of the channels.

References

1. P.L. Kirillov, Yu.G. Yuriev, V.P. Bobkov. *Handbook of thermohydraulic calculations (nuclear reactors, heat exchangers, steam generators)* – M.: Energoatomizdat, 1990. - 358 p.
2. A.I. Klemin, L.N. Polyinin, M.M. Strigulin. *Teplohydraulic calculation and thermotechnical reliability of nuclear reactors* – M.: Atomizdat, 1980. - 261 p.
3. O.V. Yefimov, M.M. Pylypenko, T.V. Potanina, V.L. Kavertsev, T.A. Harkusha. *Reactors and steam generators of NPP power units: schemes, processes, materials, constructions, models* – Kharkov: LTD “In fact”, 2017. – 420 p.

APPLICATION OF COMBINED METHOD TO ESTIMATION OF BRINELL HARDNESS VALUE SPREAD AND DETERMINE THE DEPENDENCE ON THE OXYGEN CONTENT FOR REFINED HAFNIUM

T.V. Potanina, O.V. Yefimov

*National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Kharkiv, Ukraine
E-mail: potaninatetiana@gmail.com; AVEfimov@kpi.kharkov.ua*

One of the priority tasks in the operation of existing and creation of new generation nuclear reactors is to ensure safety and increase the resource of regulatory bodies. The solution to this problem can be provided, in particular, through the use of promising structural materials of neutron absorbers. Due to the complexity of its physicochemical and mechanical properties, hafnium is such a material [1].

Today in Ukraine at “Zirconium” State Research and Production Enterprise (Kamyanskoye city), a fundamentally new fluoride calciothermic technology for the production of pure hafnium is developed and mastered. Its peculiarity is that hydrometallurgical redistribution in the production of pure hafnium is part of zirconium purification technology. It is characterized by the identity of operations and is distinguished only by the increase in the number of stages of extraction separation. The process of hydrometallurgical redistribution is completed with the preparation of a hafnium fluoride compound – hafnium tetrafluoride (HfF_4). The calciothermic reduction process of hafnium tetrafluoride with subsequent double electron beam melting of the ingots is at the heart of the metallurgical redistribution. The choice of hafnium tetrafluoride as salt for calciothermic recovery is due to its physical and chemical properties, as well as the possibility of its deep sublimation purification from oxygen (O_2) and nitrogen (N). Calcium (Ca) hafnium tetrafluoride recovery with the addition of 5% of iron (Fe) or aluminum (Al) to activate the chemical reaction of recovery allows to obtain compact ingots of hafnium, and electron-beam melting makes it possible to clear it completely from many impurities. This scheme allows obtaining hafnium with a total content of hafnium and zirconium, which is not less than 99.92%, having a high absorption capacity, and suitable for efficient use in nuclear power engineering.

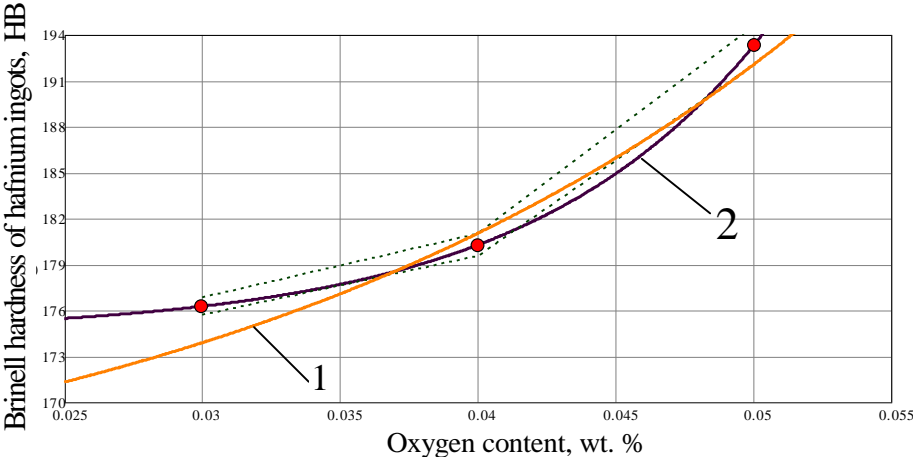
The increase in purity of hafnium leads to the decrease of its hardness after electron-beam melting. The process of electron beam remelting consists of melting the initial ingot in a vacuum and its subsequent crystallization. The base mechanism for refining metals from metal impurities when heated in a vacuum is the evaporation of volatile metal impurities. During the remelting process, oxygen and carbon can be removed due to the formation and removal of volatile metal oxides having a higher vapor pressure than that of the refined metal.

Each of the above methods for producing pure hafnium has its advantages and disadvantages, and the resulting hafnium ingots have differences in chemical composition within the technical requirements established for each method. The content of some impurities is limited only by maximum values. In other words, there are uncertainties in the data themselves, which assess the quality of the alloy ingot. This fact affects the accuracy of determining the dependences of hardness on the content of impurities and, in particular, oxygen.

This uncertainty is present in any process of research and evaluation of experimental data. It contains measurement errors, noise, round-off errors, incomplete information, methodological errors that give rise to uncertainty. It is impossible to overcome the conditions of all these uncertainties. An analysis of numerous scientific papers on the processing of experimental data shows that the interval model can be considered the best model in terms of the correctness of processing such data [2–4].

The application of the interval and standard probabilistic approaches is compared to verify the reliability of the results of an experiment to study the mechanical properties of hafnium samples. The presence of "outliers" in the sample of hafnium ingots hardness values was investigated at fixed weight oxygen content: 0.03, 0.04, and 0.05 wt.% [5]. The situation of measurement error limiting the without reliable information about its distribution and checking the sample for consistency by the methods of interval analysis is considered. The classical statistical tests were used: “ 3σ -rule”, “ 2σ -rule”, Lvovsky’s criterion, “ 3σ -rule” for the median of the sample. The application of these methods shows conflicting results since they all assume that the sample values are subject to a Gaussian distribution. But this sample of measurements is small, and the probabilistic characteristics of the errors are unknown since it is impossible to guarantee compliance with the Gaussian distribution. The correctness of the application of interval analysis numerical methods [6] for processing experimental data under conditions of uncertainty and noisy experimental data is shown.

Determination of the dependence of the hardness of hafnium samples on the weight oxygen content is performed by a combined method. The approximating curves are constructed based from the hardness mean statistical values for each subsample $\bar{x} = (173.857, 181, 192)$ and the central actual values for the truncated subsamples (anomalous values are removed) $x_c = (176.24, 180.24, 193.24)$ obtained by the interval method (Figure).



The dependence of the Brinell hardness of hafnium samples on the weight oxygen content: 1 – approximation by mean values of the sample; 2 – approximation by central actual values

As an approximating curve, we considered a dependence of the form $f(x) = a \cdot e^{bx} + c$. Curve 1 in Figure shows the line $f(x) = 3.622 \cdot e^{43.176x} + 160.628$ when the hardness values were statistical mean values; curve 2 in Figure shows the line $f(x) = 0.052 \cdot e^{117.865x} + 174.462$ when the hardness values were central actual values. The dotted lines show the boundaries of the tube built on the uncertainty intervals $H_1 = [175.68; 176.8]$, $H_2 = [179.52; 180.96]$, $H_3 = [192.0; 194.48]$ obtained by the interval

method on the truncated samples. Curve 1 does not pass through all the uncertainty intervals and, thus, gives a rougher estimate of the dependence of the hardness of hafnium samples on the oxygen content.

The use of a combination of interval analysis methods and classical probabilistic methods of experimental processing provides an alternative flexible tool for obtaining a more accurate and complete analysis of experimental data in the presence of incomplete information, noise, measurement outliers, which is typical when researching the hardness of refined hafnium ingots.

References

1. M.M. Pylypenko. *Hafnium: obtaining, refining, properties*. Kharkiv: FOP Panov A.M., 2020, 236 p.
2. R.E. Moore, R.B. Kearfott, M.J. Cloud. *Introduction to interval analysis*. Society for Industrial and Applied Mathematics, Philadelphia, 2009, 223 p.
3. S.P. Shary. *The finite-dimensional interval analysis*. Novosibirsk, XYZ Publ., 2016, 606 p.
4. O. Yefimov, M. Pylypenko, T. Potanina, et al. *Materials and decision support systems in the nuclear power industry*. LAPLAMBERT Academic Publishing, 2020, 135 p.
5. N.K. Filatova. *Scientific substantiation of the optimal parameters of industrial technology for the production of hafnium ingots for the nuclear industry*: Doctoral thesis. Moscow, 2016, 157 p.
6. S.I. Kumkov. Interval approach to processing noisy experimental data with multiple measurements under conditions of uncertainty // *International Conference "Contemporary Problems of Applied Mathematics and Mechanics: Theory, Experiment, and Practice"*. 2011.

COMPUTER SIMULATION OF THERMAL AND HYDRAULIC PROCESSES IN NPP STEAM GENERATOR CHANNELS ON THE BASIS OF INTERVAL-ITERATIVE METHOD

O.V. Yefimov, T.V. Potanina, V.L. Kavertsev, T.A. Harkusha, T.O. Yesypenko

National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine

E-mail: AVEfimov@kpi.kharkov.ua

The designing of NPP steam generators, which are complex technical systems, requires a large number of variant calculations, as result of which must be obtained both optimal integral characteristics of steam generators (total heat transfer surface, metal capacity, hydraulic circuits, etc.) and many of their local characteristics (distributions heat flux densities and temperatures, possible amplitudes of their pulsations and others). The complexity of NPP steam generators as technical systems is determined by their multi-parameter, the presence of a complex logical and functional relationship between the parameters, the presence of various restrictions on the change of parameters, the stochastic change of parameters during exploitation [1–6]. Therefore, a sufficiently complete system analysis of possible designs of NPP steam generators cannot be performed without the use of modern computer-based computing technologies and without the creation of appropriate mathematical models. Mathematical models of NPP steam generators and their software implementations are subject to certain requirements.

In particular, together with the speed, they should provide the ability to perform optimization calculations of steam generators of different designs in a wide range of parameter changes and the use of different structural materials without entering additional initial data and changes in programs.

For steam generators with countercurrent or direct-flow mutual movement of the coolant and the working substance (or with equivalent multi-stroke motion) thermal and hydraulic calculations are largely reduced to the calculation of a single steam-generating channel. In modern mathematical models in the case of one-dimensional calculation of the problem of heat exchange and hydraulic processes in the steam-generating channel are described mainly by a set of dependences below.

This is the equation of heat balance; heat transfer equation; the equation for determining the pressure and hydraulic resistance in the paths of the coolant and the working substance; dependences of connection of temperatures of feed water and steam with their enthalpies and pressures; dependence of values of thermo physical properties of the heat carrier, working substance and constructional materials on their temperature and pressure; the dependence of the values of heat transfer coefficients on the sides of the coolant and the working substance from their determining parameters; the dependence of the coefficients of hydraulic resistance to the flow of the coolant and the working substance, as well as the actual volumetric vapor content of the steam-water mixture from the flow parameters; dependences that determine the limits of heat transfer modes from the feed water and steam.

Computer simulations use an interval-iterative method to solve all these dependencies. The logical-structural schemes of computer programs of thermo hydraulic calculation of NPP steam generators are given.

References

1. Yefimov A.V. Automated decision support system by NPP power plant operating personnel according to the criterion of technical and economic efficiency taking into account reliability indicators / A.V. Yefimov, D.I. Kuhtin, T.V. Potanina, T.A. Harkusha, V.L. Kavertsev // *Nuclear and radiation safety*. K.: – 2018. – № 2 (69). – P. 3-11.
2. A.V. Yefimov M.M. Pylypenko, T.V. Potanina, V.L. Kavertsev, T.A. Harkusha. *Reactors and steam generators of NPP power units: schemes, processes, materials, constructions, models: scientific monograph*. – Kharkiv: LTD “In fact”, 2017. – 420 p.
3. O. Yefimov, M. Pylypenko, T. Potanina. *Materials and decision support systems in the nuclear power industry: Monography*. – LAP Lambert Academic Publishing. Riga, Latvia. – 2020. – 135 p.
4. Potanina T.V. Application of interval analysis methods to assess the safety and reliability of AES power units / T.V. Potanina, A.V. Yefimov, T.A. Harkusha, T.A. Yesypenko // *Nuclear and radiation safety*. K.: – 2018. – № 3(79). – P. 23-29 .
5. Yefimov A.V. Application of interval analysis for improving reliability of hardness value spread for nuclear structural materials / A.V. Yefimov, T.V. Potanina // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2020. – №1(125). – P. 206-210.
6. O.V. Yefimov, M.M. Pylypenko. *Constructions, materials, processes and calculations of reactors and steam generators of NPPs: educational manual*. – Kharkov: NTU «KhPI», 2009. – 307p.

MATHEMATICAL RELATIONS OF MODELS OF TWO-PHASE FLOWS IN THE CHANNELS OF REACTORS AND STEAM GENERATORS OF NPPS FOR CALCULATION OF THEIR HYDRODYNAMIC CHARACTERISTICS

O.V. Yefimov¹, M.M. Pylypenko², V.L. Kavertsev¹, T.A. Harkusha¹, T.O. Yesypenko¹

¹National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Kharkiv, Ukraine

E-mail: AVEfimov@kpi.kharkov.ua;

²National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine

E-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua

Two-phase streams of working substance in the steam-generating channels of reactors of single-circuit NPPs and steam generators of double- and three-circuit NPPs are a combined movement of liquid (feed water) and steam in the form of a steam-water mixture [1]. The forms of motion of two-phase flows are much more diverse, and the laws of their motion are much more complex than the flows of single-phase media, and they are characterized by a large number of parameters. This is due to the fact that during the movement of the flow of steam-water mixture in the steam-generating channels there are mass transfer processes between the liquid and steam phases of the mixture, in which the volumes of the phases change; the interface between the phases of the mixture varies along the length of the channel and often do not have a clear character. The average cross-sectional velocities of the liquid and vapor phases of the flow are not equal to each other, and the difference in phase velocities at a constant two-phase flow depends on the mass flow rate of the steam-water mixture, its pressure, flow direction, heating intensity and other factors. All this complicates the experimental studies and calculations of the parameters and hydrodynamic (gas-dynamic) characteristics of the two-phase flows of the steam-water mixture of the working substance in the reactors and steam generators of nuclear power plants [2–6].

The report considers mathematical relations for calculating the hydraulic characteristics of two-phase flows of different structure during the movement of the steam-water mixture in the steam-generating channels of reactors and steam generators of NPPs, in particular bubble, shell, rod, dispersed. The relations are given for different design of the channels of reactors and steam generators.

1. O.V. Yefimov, M.M. Pylypenko *Constructions, materials, processes and calculations of reactors and steam generators of NPPs: educational manual.* – Kharkov: NTU «KhPI», 2009.– 307p.

2. Yefimov A.V. Automated decision support system by NPP power plant operating personnel according to the criterion of technical and economic efficiency taking into account reliability indicators / A.V. Yefimov, D.I. Kuhtin, T.V. Potanina, T.A. Harkusha, V.L. Kavertsev // *Nuclear and radiation safety.* K.: – 2018. – № 2 (69). – P.3-11.

3. A.V. Yefimov M.M. Pylypenko, T.V. Potanina, V.L. Kavertsev, T.A. Harkusha. *Reactors and steam generators of NPP power units: schemes, processes, materials, constructions, models: scientific monograph.* – Kharkiv: LTD “In fact”, 2017. – 420 p.

4. Potanina T.V. Application of interval analysis methods to assess the safety and reliability of AES power units / T.V. Potanina, A.V. Yefimov, T.A. Harkusha, T.A. Yesypenko // *Nuclear and radiation safety.* K.: – 2018. – № 3(79). – P. 23-29 .

5. O. Yefimov, M. Pylypenko, T. Potanina *Materials and decision support systems in the nuclear power industry: Monography.* – LAP Lambert Academic Publishing. Riga, Latvia. – 2020. – 135 p.

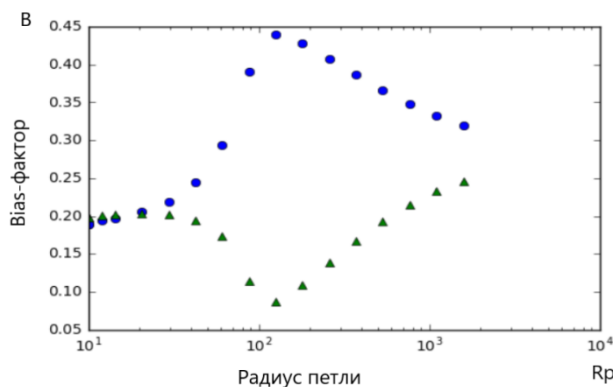
6. Yefimov A.V. Application of interval analysis for improving reliability of hardness value spread for nuclear structural materials. / A.V. Yefimov, T.V. Potanina // *Problems of Atomic Science and Technology.* Kharkov: – 2020. – №1 (125). – P. 206-210.

МЕТОД ЛИФШИЦА-РОЗЕНЦВЕЙГА В РАСЧЕТАХ BIAS-ФАКТОРА БАЗИСНОЙ ПЕТЛИ В ГЕКСАГОНАЛЬНОМ КРИСТАЛЛЕ

О.Г. Троценко, А.В. Бабич, П.Н. Остапчук

*Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,
Харьков, Украина
E-mail: oleg-trotsenko@ukr.net*

Концепция предпочтительного поглощения (bias) внутренними протяженными дефектами кристалла (стоками) радиационных точечных дефектов (ТД) определенного сорта считается центральным элементом теории радиационно-индуцированной деформации. Типичным примером такой деформации является радиационный рост (РР) ГПУ-металлов, в частности циркония [1]. Явление РР сопровождается изменением формы материала без приложения внешней нагрузки и без заметного изменения объема. Так, цирконий в процессе роста расширяется в $\langle a \rangle$ -направлении и сужается вдоль $\langle c \rangle$ -оси [2, 3]. Возможная причина – зарождение и рост на базисных плоскостях вакансионных дислокационных петель, «съедающих» кристалл вдоль $\langle c \rangle$ -оси. Однако механизм роста вакансионных петель пока не ясен. Согласно классической упругой идеологии (EID – elastic interaction difference) [4] bias-фактор петли не зависит от ее природы. В таком случае зарождение, а тем более рост вакансионных петель трудно объяснить. Альтернативный вариант EID – идеология анизотропной диффузии ТД, характерная для ГПУ-кристаллов (DAD – diffusional anisotropy difference) [3]. Основное предположение соответствующей теории следующее: $D_i^a / D_i^c > D_v^a / D_v^c$, где D_m^a – коэффициент диффузии ТД m -го сорта в базисной плоскости циркония, D_m^c – аналогичная величина в $\langle c \rangle$ -направлении (индексы « v, i » относятся к вакансиям и СМА соответственно). Однако недавние численные расчеты [5] показали: вакансии и СМА действительно показывают анизотропную диффузию преимущественно параллельно базисной плоскости ($D_{i,v}^a / D_{i,v}^c > 1$), но неравенство в области реакторных температур $T < 800$ К обратное: $D_i^a / D_i^c < D_v^a / D_v^c$. В этой связи в работе используется упругая идеология. Численно рассчитывается фактор предпочтения базисной краевой петли разной природы методом Лифшица-Розенцвейга (рисунок).



*Зависимость bias-фактора B
от радиуса петли R_p для $R_{ext} = 90b$
(• – междузельная петля;
 Δ – вакансионная петля).
Для упрощения вычислений радиус
сечения внешнего тора R_{ext}
задавался одинаковым для вакансий
и СМА, что соответствует
приближению $\rho \approx 1/\pi R_{ext}^2$
(где ρ – плотность стоков)*

Показано, что метод Лифшица-Розенцвейга при вычислении соответствующей функции Грина уравнений равновесия данной упругой среды является предпочтительнее методов Эллиота [6] и Кренера и может быть использован для расчета bias-фактора призматической петли.

Литература

1. R.B. Adamson, C.E. Coleman, M. Griffiths // *J. Nucl. Mater.* 2019, v. 521, p. 167.
2. M. Griffiths // *J. Nucl. Mater.* 1988, v. 159, p. 190.
3. C.H. Woo // *J. Nucl. Mater.* 2000, v. 276, p. 90.
4. C.H. Woo // *J. Nucl. Mater.* 1988, v. 159, p. 237.
5. G.D. Samolyuk, A.V. Barashev, S.I. Golubov, Y.N. Osetsky, R.E. Stoller // *Acta Materialia*. 2014, v. 78, p. 173.
6. A.V. Babich, V.F. Klepikov, P.N. Ostapchuk // *Phys. Solid State* **62**, 2350–2356 (2020). <https://doi.org/10.1134/S1063783420120045>.

НИЗЬКОФОНОВІ СЦИНТИЛЯЦІЙНІ КРИСТАЛИ $PbWO_4$ ДЛЯ НИЗЬКОФОНОВОЇ ЯДЕРНОЇ СПЕКТРОМЕТРІЇ

Г.Г. Якубовська, І.А. Тупіцина, О.М. Дубовик

Інститут сцинтиляційних матеріалів НАН України, Харків, Україна

E-mail: nikann2007@gmail.com; тел. +38(057)341-01-61



*Кристали $PbWO_4$
(після рекристалізації)*

Пошук рідкісних подій на кшталт взаємодії з небаріонною «темною матерією» (ТМ), подвійного (без участі нейтрино) бета-розпаду ядер – надзвичайно цікава і актуальна проблема сучасної фізики. Останні успіхи прямої реєстрації WIMP з використанням сцинтиляційного детектора на основі низькофонових кристалів $NaI(Tl)$ в експериментах DAMA і DAMA/LIBRA продемонстрували перспективність цього методу під час пошуку частинок ТМ поряд з численними експериментами з пошуку 2β -розпаду. Поліпшення характеристик низькофонових сцинтиляторів, використання матеріалів з різними ядрами дозволить збільшити чутливість і достовірність експериментів.

Сцинтиляційні кристали $PbWO_4$ – перспективні матеріали для використання в сцинтиляційних криогенних детекторах з пошуку 2β -розпаду ^{106}Cd сцинтилятора $^{106}CdWO_4$ як активного захисту від радіоактивності фотоелектронного помножувача в установці GeMulti в підземній лабораторії Гран Сассо, а також в проєкті EURECA для пошуку ТМ [1]. Однак кристали вольфрамату свинцю забруднені ізотопом ^{210}Po , що визначає його радіаційний фон.

Методом Чохральського отримані низькофонові монокристали $PbWO_4$ з шихти, виготовленої шляхом твердофазового синтезу з вихідних оксидів після поглибленого очищення. Завдяки використанню археологічного свинцю вдалося отримати PbO з низьким вмістом радіоактивного ізотопу ^{210}Po .

Досліджено оптичні та сцинтиляційні характеристики отриманого кристала. Виявлено потужний фотохромний ефект, невластивий навіть легованим лантаноїдами кристалом $PbWO_4$, і кристалом, вирощеним їх шихти меншої чистоти. Розроблено методи знебарвлення шляхом відпалу або опромінення світлом з довжиною хвилі > 450 нм.

Досліджено оптичні властивості низькофонових кристалів $PbWO_4$ $\varnothing 43 \times 100$ мм як світловода. Енергетичне розділення для ^{137}Cs ($E_\gamma = 662$ кеВ) сцинтиляційного кристала $CdWO_4$ розмірами $\varnothing 20 \times 20$ мм з використанням $PbWO_4$ в якості світловода склало 9.2% (без світловода – 7.7%) з відносною амплітудою імпульсів 65%.

Світловий вихід отриманого кристала збільшується при зниженні температури до температури рідкого гелію. Для промислово вироблених кристалів $PbWO_4$ спостерігається різке зниження світлового виходу при температурах нижчих за 50 К.

Показано перспективність застосування низькофонових кристалів вольфрамату свинцю, отриманих з використанням археологічного свинцю в якості світловода в експерименті з пошуку подвійного бета-розпаду ядра ^{106}Cd за допомогою сцинтилятора $^{106}CdWO_4$ в установці GeMulti, а також в експериментах із пошуку «темної матерії».

1. Г.П. Ковтун, Р.С. Бойко, Ф.А. Даневич и др. Производство и свойства низькофонових сцинтиляторів вольфраматов кадмія и свинца для поиска двойного бета-распада // Ядерна фізика та енергетика, 2014, т. 15, №1. – С. 92-100.

ОТРИМАННЯ ПОРОШКІВ $ZnWO_4$ МЕТОДОМ ТВЕРДОФАЗНОГО СИНТЕЗУ ДЛЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ СЦИНТИЛЯТОРІВ

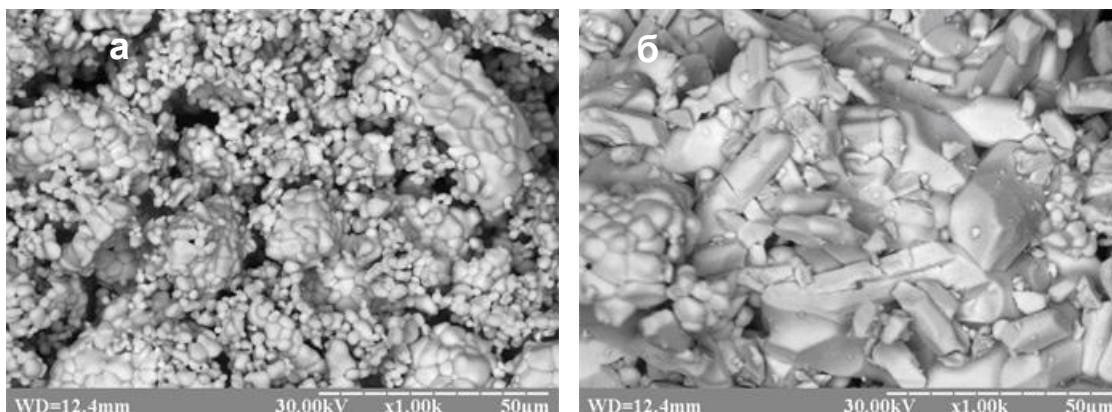
В.С. Тінькова, І. А. Туницька, Г.Г. Якубовська

*Інститут сцинтиляційних матеріалів НАН України, Харків, Україна
E-mail: TinkovaVS@gmail.com; тел. +38(050)852-26-03*

У галузі сцинтиляційного матеріалознавства останнім часом багато уваги приділяється розробці органічних та неорганічних композиційних матеріалів [1]. Такі матеріали мають ряд переваг над монокристалічними аналогами, а саме: високу однорідність сцинтиляційних параметрів за площею виробу, відсутність обмежень лінійних розмірів та зазвичай більш просту технологію отримання. Проте, одержання композиційних сцинтиляторів часто пов'язане з подрібненням об'ємних монокристалів для отримання дисперсного наповнювача, що призводить до підвищення вартості таких матеріалів. У зв'язку з цим, метою нашої роботи було отримання мікрокристалічного порошку $ZnWO_4$ методом твердофазного синтезу та його подальшого застосування у композиційних сцинтиляторах.

Встановлення оптимальних умов синтезу сцинтиляційного мікрокристалічного порошку $ZnWO_4$ проводили за допомогою диференційно-термічного та рентгенофазового аналізів (ДТА та РФА відповідно). Морфологію отриманих порошків досліджували методом скануючої електронної мікроскопії (СЕМ). В якості вихідних матеріалів використовували ZnO «99,995 %» та WO_3 «99,995 %». Встановлено, що повне перетворення вихідних оксидів до заданої фази ($ZnWO_4$) відбувається за температурою $950\text{ }^\circ\text{C}$ через 50 год.

Дослідження впливу мінералізатора (солей Літію) на процес твердофазного синтезу показало прискорення перебігу хімічної реакції синтезу та росту зерен $ZnWO_4$ за рахунок кращої дифузії реагентів у розплаві (рисунок), що дозволило скоротити час синтезу до 30 год.



СЕМ-зображення мікрокристалічних порошків $ZnWO_4$, отриманих за умовами:

a – $ZnO + WO_3$ 50 год, $950\text{ }^\circ\text{C}$;

б – $ZnO + WO_3 + LiNO_3$ (0,1 мас.%), 30 год, $950\text{ }^\circ\text{C}$

На основі отриманих сцинтиляційних порошків було виготовлено декілька композиційних зразків розміром $\varnothing 30 \times 2$ мм та досліджено їх основні експлуатаційні характеристики – рівень післясвічення та відносний світловий вихід (СВ). Останній вимірювали у струмовому режимі за рентгенівським

збудженням (джерело ІРІ – $U_a = 100$ кВ, $i_a = 1$ мА). Значення СВ зразка на основі порошку, синтезованого з додаванням мінералізатору, є на рівні значення для зразка з подрібненого монокристалу.

Показано, що отримані композиційні матеріали є перспективними для застосування у системах неруйнівного контролю та детекторах швидких нейтронів.

Література

1. Patric Büchele, Moses Richter, Sandro F. Tedde, et al. X-ray imaging with scintillator-sensitized hybrid organic photodetectors // Nature Photonics, published online: 9 November 2015 | doi: 10.1038/nphoton.2015.216

ВЫДЕЛЕНИЕ АКТИНОИДОВ В ДЕМОНСТРАЦИОННО-ИМИТАЦИОННОМ СЕПАРАТОРЕ С МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ЗАДАННОЙ КОНФИГУРАЦИИ

В.Б. Юферов, В.В. Катречко, В.О. Ильичева, С.Н. Хижняк

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: v.yuferov@kipt.kharkov.ua; тел. +38(057)335-63-26*

Для моделирования очистки отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) от продуктов деления отрабатывается концепция плазменного фильтра масс с использованием нерадиоактивной смеси оксидов, которая имитирует ОЯТ [1]. Ранее [2–6], для очистки плазмы от примесей исследовалось движение плазмы в магнитных полях различной конфигурации. В этом аспекте рассматривается конфигурация магнитной системы демонстрационно-имитационного сепаратора [1], которая определяет особенности дрейфа плазмы, вращающейся в скрещенных электрическом и магнитных полях. Кроме того, рассматриваются вопросы сбора ионов заданного диапазона масс ($M = 232...277$) в локализованной зоне и возможный способ выведения актиноидов из сепаратора.

Магнитное поле плазменного фильтра масс вместе с плазменным источником задается с помощью комбинированной системы обмоток. В плазменном источнике магнитное поле пробочной конфигурации с максимумами магнитной индукции $B_z \sim 3,5$ Тл и $B_z \sim 2,5$ Тл задается соответственно системой, включающей два сверхпроводящих соленоида с конструктивной плотностью тока $\sim 10^4$ А/см². Такая конфигурация магнитного поля в плазменном источнике обеспечивает создание плазмы с требуемыми параметрами и аксиальную инжекцию плазменного потока в вакуумную камеру плазменного фильтра масс, где плазма дрейфует в убывающем магнитное поле в область сепарации. Однородное магнитное поле ($B_z = 0,1$ Тл) в области сепарации задается системой водоохлаждаемых обмоток и обеспечивает условия пространственного разделения целевых ионов ($M = 232...277$) и ионов другого сорта в бесстолкновительной плазме. Выполнен расчет параметров соленоидов демонстрационно-имитационного сепаратора, и проведена оценка энергозатрат магнитной системы, которая является основной составляющей при определении стоимости сепарационного процесса.

Осуществить сбор целевых ионов возможно в локализованной области цилиндрической вакуумной камеры. Для выведения осажденного слоя актиноидов из коллектора могут применяться газовые технологии с системой продувки. Напуск в область коллектора инертных газов-носителей, например аргона, в смеси с кислородом при температурах 500...700 °С приводит к смене параметров кристаллической решетки основного компонента UO_2 и превращению UO_2 в U_3O_8 , после чего порошок U_3O_8 вместе с оксидами других актиноидов выдувается потоком циркулирующей смеси газов в контейнер для возможности

повторного использования актиноидов при производстве топлива энергетических реакторов в замкнутом ядерно-топливном цикле.

Литература

1. V.B. Yuferov, V.O. Ilchova, V.V. Katrechko, S.V. Shariy, A.S. Svichkar, M.O. Shvets, V.I. Tkachov, D.V. Vinnikov, A.N. Ozerov. The conceptual design of a demo-imitation separator – the model of a plasma mass filter for irradiated oxide uranium fuel // *Problems of Atomic Science and Technology. Series “Plasma Physics”*. 2018.- №6 (118). - p. 289-292.
2. Войцеля В.С. Горбанюк А.Г., Онищенко И.Н., Сафронов Б.Г. Движение плотных плазменных сгустков в магнитном поле тороидального соленоида // *ЖТФ*. 1964. - Т. 34. - В. 2. – с. 281-287.
3. Хижняк Н.С. Движение плазменного сгустка в магнитном поле тороидального соленоида // *ЖТФ*. 1965. - Т. 35. - В. 5. - с. 847-855.
4. В.А. Белоус, В.М. Хороших/ Динамика плазмы вакуумной дуги в магнитном поле и системы формирования плазменных потоков// *ФП ФИП PSE*, 2005.- т. 3.- № 1-2.- с. 108-126.
5. Применение методов плазменной сепарации элементов к обращению с ядерными материалами / В.А.Жильцов, В.М. Кулыгин, Семашко Н.Н. и [др.]// *Атомная Энергия. – 2006. - Т.101, №4.- с. 302-306.*
6. A.J. Fetterman, N.J. Fisch. The magnetic centrifugal mass filter // *Phys. Plasmas*. 2011, v. 18, N 9, p.09450392011; [http://doi.org: 10/1063/1/3631793](http://doi.org/10/1063/1/3631793).

ВИКОРИСТАННЯ ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ, ЩО ВИРОБЛЯЮТЬСЯ ШЛЯХОМ МІКРОПЛАЗМОВОГО ОКСИДУВАННЯ У ДОСЛІДНИЦЬКИХ ПРИСТРОЯХ З НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОЮ ПЛАЗМОЮ

С.В. Шарий, М.О. Швець, Д.В. Вінніков, В.Б. Юферов

*Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»,
Харків, Україна*

E-mail: v.yuferov@kipt.kharkov.ua

Метод мікроплазмового оксидування (МПО) в електролітах застосовується для отримання багатофункціональних захисних і зносостійких покриттів на виробах з деформованих та литих сплавах. Метод дозволяє наносити щільні однорідні покриття на вироби складної форми. Існує широкий спектр методів нанесення МПО покриттів, які відрізняються як складом електроліту, так і мікродуговим впливом на оброблені поверхні. [1].

У роботі досліджуються зразки з алюмінію, які покривалися захисним шаром оксиду алюмінію Al_2O_3 під дією мікроплазмового оксидування у електроліті [2]. Електроліт – розчин $NaOH$ і Na_2SiO_3 у дистильованій воді. Процес МПО здійснювався при змінній напрузі 380 В та змінному струмі по мірі наростання шару від 14 до 7 А. Товщина покриття, що визначена методом растрової електронної мікроскопії, становить 15...20 мкм.

Зразки піддавалися впливу газової та газо-металевої плазми, яка отримувалась у дуговому розряді з розжарюваним катодом. Струм розряду змінювався в межах 2...50 А, напруга розряду 30...120 В. Проведено дослідження електроізоляційних властивостей МПО покриттів отриманих зразків у середовищі низькотемпературної плазми. Виміряні залежності потенціалу зразка від струму розряду вакуумної дуги. Напруга електричного пробного ізолюючого шару в газорозрядній плазмі з позитивним потенціалом на зонді сягала 400 В, а при негативному 180 В. При цьому напруженість поля в захисному шарі досягала значення $2 \cdot 10^7$ В/см.

Отримані результати вказують на можливість використання методу МПО для створення покриттів зі спеціальними властивостями. Зокрема виробів з електроізолюючими покриттями які зберігають свої характеристики при високих градієнтах електричних полів та значних теплових впливах. Вироби з подібними покриттями можливо використовувати при створенні зондів для виміру потенціалів в плазмі та електродів для завдання програмованого розподіленого електричного поля необхідної конфігурації в об'ємі установок з низькотемпературною плазмою [3].

Література

1. Электролитно-плазменная обработка и нанесение покрытий на металлы и сплавы. А.Д. Погребняк, Ю.Н. Тюрин, А.Г. Бойко, М.Л. Жадкевич, М.К. Калышканов, Ш.М. Рузимов. Успехи Физ. Мет. Т.6 с. 273-344. ИМФ 2005.
2. D.V. Vinnikov, A.N. Ozerov, V.B. Yuferov, V.T. Fomin The microplasma aluminum and titanium oxidation in condensed environments. Problems of Atomic Science and Technology. – 2020. – №1 (125), – P.178–184.
3. Экспериментальная электромагнитная плазменная установка ДИС-1 для имитационного разделения отработанного ядерного топлива. Предварительные результаты. А.М. Егоров, В.Б. Юферов, С.В. Шарый, О.С. Друй, В.О Ильичева, М.О. Швець, В.И. Ткачев. Вісник НТУ «ХПІ», 2009, №41, с. 78-90

ДЕГРАДАЦИЯ СВЕРХПРОВОДНИКА FeSe ПОСЛЕ 7-ЛЕТНЕЙ ВЫДЕРЖКИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

*Р.В. Вовк¹, М.В. Кислиця¹, Г.Я. Хаджай¹,
А.Л. Соловьев², Е. Nazarova³, К. Buchkov³*

¹*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,
Харьков, Украина*

E-mail: mv.kislitsa@gmail.com; тел. +38(057)707-51-52;

²*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина
НАН Украины, Харьков, Украина*

E-mail: solovjov@ilt.kharkov.ua; тел. +38(057)341-09-30;

³*Georgi Nadjakov Institute of Solid State Physics, Bulgarian Academy of Sciences,
Sofia, Bulgaria*

Температурная зависимость сопротивления $\rho(T)$ образца железосодержащего сверхпроводника номинального состава FeSe_{0,94} исследована в интервале 4.2...300 К после длительной выдержки в течение 7 лет. Полученная зависимость сопоставлена с аналогичной зависимостью для этого же образца непосредственно после изготовления [1].

После длительной выдержки сверхпроводимость сохранилась, но температура сверхпроводящего перехода значительно уменьшилась – от $T_c \approx 8,43$ К непосредственно после изготовления до $T_c < 5$ К после длительной выдержки. Структурный фазовый переход при $T \approx 75$ К из тетрагональной фазы в орторомбическую при понижении температуры, характерный для свежизготовленного образца, после длительной выдержки отсутствует.

Температурные зависимости сопротивления как для свежизготовленного образца, так и после длительной выдержки – металлические и обусловлены рассеянием электронов на фононах и дефектах, могут быть описаны в рамках модели Блоха-Грюнайзена-Вильсона [2]:

$$\rho(T) = \rho_0 + C_3 \left(\frac{T}{\theta}\right)^3 J_3\left(\frac{\theta}{T}\right) + C_5 \left(\frac{T}{\theta}\right)^5 J_5\left(\frac{\theta}{T}\right), \text{ где } J_n\left(\frac{\theta}{T}\right) = \int_a^{\frac{\theta}{T}} \frac{x^n dx}{(e^x - 1)(1 - e^{-x})}, \quad (1)$$

θ – температура Дебая; C_3 и C_5 – интенсивности $s-d$ и $s-s$ рассеяния соответственно.

Ненулевой нижний предел интегрирования a описывает отклонение экспериментальных точек $\rho(T)$ вниз от линейной асимптоты при высоких температурах. Это может быть обусловлено наличием дефектов, связанных с нестехиометрией по селену или железу. Дело в том, что фононы являются эффективными рассеивателями электронов, когда длина свободного пробега электронов намного больше длины волны фононов [3], то есть нижней границей интегрирования в (1) является $a = (\theta/T) (\lambda_{ph}/l)$. Для достаточно чистого материала $\lambda_{ph}/l \ll 1$ ($a \rightarrow 0$), но дефекты уменьшают l , вызывая рост a .

Параметры модели определяли методом наименьших квадратов для каждого фазового состояния отдельно. В исходном состоянии величины остаточного сопротивления ρ_0 и нижнего предела интегрирования a близки, но после длительной выдержки эти параметры увеличились в 1,5 и 2 раза соответственно, что свидетельствует о накоплении дефектов при переходе образца к более

равновесному состоянию. Это, в свою очередь, может быть причиной отсутствия структурного фазового перехода при $T \approx 75$ К.

Наименьшая температура Дебая получена для орторомбической фазы исходного образца. Ее величина (119 К) обусловлена тем обстоятельством, что в этой фазе основной вклад в рассеяние электронов вносят поперечные колебания, распространяющиеся вдоль оси C и имеющие наименьшую скорость звука. В тетрагональной фазе исходного образца наблюдается промежуточная величина θ (350 К), обусловленная рассеянием электронов на продольных колебаниях, распространяющихся перпендикулярно оси C , то есть в слоях. После выдержки получена наибольшая величина θ (543 К), связанная с рассеянием электронов на поперечных колебаниях, распространяющихся также в слоях, то есть перпендикулярно оси C [4].

Интенсивности s - s и s - d рассеяния (параметры C_5 и C_3 соответственно) больше похожи на аналогичные параметры для высокотемпературной тетрагональной фазы.

Литература

1. E. Nazarova, N. Balchev, K. Nenkov, K. Buchkov, D. Kovacheva, A. Zahariev and G. Fuchs. *Superconductor Science and Technology* 28(2) (2014). DOI:10.1088/0953-2048/28/2/025013.
2. Wilson A.H. *Proc. Roy. Soc.*, v. A167, 580 (1938).
3. R. Berman. *Thermal Conduction in Solids*, Clarendon Press, Oxford, 1976.
4. Н.В. Аншукова, Ю.В. Бугославский, В.Г. Веселаго, А.И. Головашкин, О.В. Ершов, И.А. Зайцев, О.М. Иваненко, А.А. Кордюк, А.А. Минаков, К.В. Мицен. *Письма в ЖЭТФ*, 48, 152 (1988).

ТРАНСПОРТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ Fe_{0,5}Ni_{0,5}, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОКОНСОЛИДАЦИИ

Р.В. Вовк, Э.С. Геворкян, М.В. Кислица, Г.Я. Хаджай

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

E-mail: mv.kislitsa@gmail.com; тел. +38(057)707-51-52

Создание новых полифункциональных материалов с заданными магниторезистивными характеристиками – одно из основных направлений исследований современной физики твердого тела [1, 2]. Транспортные свойства этих материалов, такие как электрическая и теплопроводность, особенно интересны, в частности при низких температурах, где температурная зависимость электросопротивления определяется рассеянием электронов на фононах, дефектах, электронах и магнонах, а температурная зависимость теплопроводности в первую очередь определяется рассеянием теплоносителей – электронов и фононов – на дефектах и друг на друге.

Настоящая работа посвящена исследованию электро- и теплопроводности металлического композита Fe – Ni, полученного методом электроконсолидации, в диапазоне 4,2...300 К.

Образцы были получены из порошков никеля и железа путем электроконсолидации в течение 10 мин при температуре 1100 °С, давлении 35 МПа и токе ~ 5 кА. Такие технологии эффективны для уплотнения порошков, особенно трудносжигаемых материалов и соединений. Такой подход обеспечивает получение высокоплотной и мелкодисперсной структуры материала [3].

Было обнаружено, что электропроводность и теплопроводность электроконсолидированного образца значительно выше, чем у образцов того же состава, полученных плавлением. Теплопроводность в области остаточного сопротивления ($T \leq 25$ К) пропорциональна температуре $\lambda_e(T) \sim T$. Такое поведение исследуемых величин указывает на электронный теплообмен, который в этом диапазоне температур характеризуется упругим рассеянием электронов примесями и другими дефектами. В этом случае выполняется закон Видемана-Франца-Лоренца [4]. При высоких температурах преобладает упругое рассеяние электронов на фононах, $\rho(T) \sim T$, $\lambda_e(T) \approx \text{const}$. Удельное сопротивление как функция температуры для эквивалентной системы Fe – Ni и металлов Fe и Ni может быть аппроксимировано с высокой степенью точности ($\Delta\rho/\rho \leq 1\%$) формулой (1) во всем исследованном диапазоне 4,2...300 К.

$$\rho(T) = \rho_0 + \rho_{ph}(T) + b_0 T^2. \quad (1)$$

Здесь ρ_0 – остаточное сопротивление, связанное с рассеянием электронов на дефектах, а $\rho_{ph}(T)$ – удельное сопротивление, обусловленное рассеянием электронов на фононах (внутризонное ss -рассеяние электронов и межзонное sd -рассеяние, характерное для переходных металлов, их сплавов и соединений [5, 6]). Слагаемое $\sim T^2$ в системе Fe – Ni обусловлено интерференцией между неупругим рассеянием электронов на фононах и упругим рассеянием электронов на границах и дефектах.

Литература

1. E. A. Perigo, B. Weidenfeller, P. Kollar, and J. Fuzer, *Appl. Phys. Rev.* 5, 031301 (2018).
2. O. V. Dobrovolskiy, M. Huth, V. A. Shklovskij, and R. V. Vovk, *Sci. Rep.* 7, 13740 (2017).
3. D. L. Bourell and J. R. Groza, "Consolidation of ultrafine and nanocrystalline powders," in *Powder Metallurgy, ASM Handbook* (ASM International, Cleveland, OH, 1998), Vol. 7, p. 504.
4. R. Berman, *Thermal Conduction of Solids* (Clarendon Press, Oxford, 1976).
5. A. H. Wilson, *Proc. Roy. Soc. (London) A* 167, 580 (1938).
6. L. Colquitt, Jr., *J. Appl. Phys.* 36, 2454 (1965).

ВЛИЯНИЕ АУСФОРМИНГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 18Х12ВМБФР

И.Ф. Кисляк, В.С. Оковит, М.А. Тихоновский, А.Ю. Ростова, А.С. Кальченко

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail:kislyak@kipt.kharkov.ua*

Жаропрочные мартенситоферритные стали являются важными конструкционными материалами для применения в энергетике, в том числе атомной. К этому классу сталей относится сталь 18Х12ВМБФР (ЭИ993), которая используется для изготовления изделий (труб паровых котлов и паропроводов, лопаток паровых турбин и др.), работающих при температурах до 620 °С [1, 2].

Представляет интерес возможность повышения прочностных характеристик этой стали методами механико-термической обработки, в частности применением аусформинга, включающего пластическую деформацию в температурной области стабильности аустенита и последующий отпуск в ферритной области. С этой целью цилиндрические образцы стали подвергались осадке при температуре ~ 890 °С со степенью истинной (логарифмической) деформации $e = \ln(S/S_0) \approx 0.7$ (S_0 – исходная, а S – конечная площадь образца). Отпуск образцов проводили при различных температурах и временах. Микроструктура исследовалась методами металлографии и электронной микроскопии. Для испытаний при одноосном растяжении из исходной стали и стали после аусформинга вырезались образцы в виде двусторонних лопаточек с размером рабочего участка $\approx 5.7 \times 0.53 \times 1.0$ мм. Образцы растягивались со средней скоростью деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при четырех значениях температуры: -196 (в жидком азоте), 20, 550 и 650 °С (испытания при двух последних температурах проводились в вакууме).

Микроструктура исходной стали ЭИ993 – отпущенный мартенсит со средним размером зерна ≈ 13 мкм; наблюдаются также достаточно крупные (более 100 нм) выделения карбидов типа NbC.

При температуре отпуска 665 °С средний размер субзерна составляет ≈ 595 нм, а ширина мартенситных ламелей находится на уровне 600 нм. После отпуска при 550 °С в течение 25 ч средний размер субзерна снижается примерно до 470 нм; ширина ламелей остается при этом неизменной. Средний размер выделений после осадки и отпуска при температурах 550 и 665 °С NbC уменьшается в 4–5 раз по сравнению с исходным состоянием.

В таблице представлены экспериментальные значения основных характеристик прочности и пластичности образцов: σ_0 и σ_b – пределы пропорциональности и прочности соответственно; ε_m – относительное удлинение образца после разрыва.

Состояние	σ_0 , МПа				σ_b , МПа				ϵ_m , %			
	$T_{изм}$, °С				$T_{изм}$, °С				$T_{изм}$, °С			
	-196	20	550	650	-196	20	550	650	-196	20	550	650
Осадка	1420	1040	680	340	1520	1170	840	370	7,3	5	10	18
Осадка+ отпуск 720 °С/3 ч	1280	800	541	261	1390	950	583	378	13.6	9.3	18.4	22.3
Осадка+ отпуск 665 °С/3 ч	1270	830	520	345	1355	990	574	388	–	12.2	13.5	19.5
Осадка+ отпуск 550 °С/25 ч	1390	840	520	345	1480	1020	650	440	9.5	8.4	17.1	26
[1, 2]	–	700-730	450-470	275-315	–	830-870	500-520	295-340	–	15-18	18-19	26

Из приведенных в таблице результатов видно, что аусформинг (осадка+ отпуск при температурах 665 и 500 °С) приводит к существенному повышению прочностных характеристик стали 18Х12ВМБФР по сравнению с данными ГОСТа, основанными на традиционной термической обработке (закалка+отпуск). При этом пластичность образцов остается на достаточно высоком уровне. Лучшее сочетание характеристик достигается при осадке с отпуском 550 °С/25 ч.

Литература

1. <http://www.splav-kharkov.com/main.php>.
2. К.А.Ланская. Высокохромистые жаропрочные стали. М., Металлургия, 1976. 216 с.

EFFECT OF HELIUM AND HYDROGEN ON THE SWELLING OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL IN THE TRANSIENT AND STEADY-STATE STAGES

A.S. Kalchenko, S.A. Karpov, N.P. Lazarev, G.D. Tolstolutsкая

*National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine
E-mail: kalchenko@kipt.kharkov.ua*

The void swelling of stainless steels is one of the major factors that were found to limit the lifetime of the internal structural components under reactor irradiation conditions. Topical line of investigation is analysis and generalization of the effect of different operational factors, such as irradiation temperature, damage dose, dose rate, concentration of helium and hydrogen and others on swelling and microstructure of steels of austenitic type, forecasting of serviceability of reactor elements under high damage doses typical for life extension procedures.

The effects of dose rate on main mechanisms of degradation including low temperature swelling of the 18Cr10NiTi steel are considered.

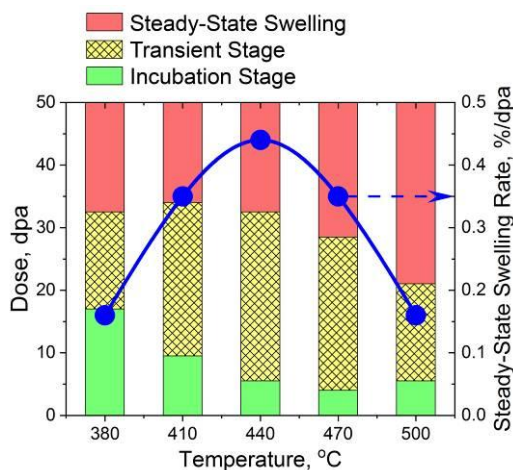
It was shown that differences in dose rate at most irradiation temperatures mainly exert their influence on the duration of the swelling transient regime. A decrease of dose rate causes swelling to start at lower temperatures.

The literature data on the swelling of AISI 304 (18Cr-9Ni) steel were analyzed after irradiated in a fast reactor EBR-II [1]. A correlation between the transient stage of swelling and the steady state swelling rate was revealed (Figure).

The longest transition stage is observed at the peak swelling temperature, followed by a steady-state stage with the highest swelling rate.

The transition stages are shortened, and the steady-state swelling rates are decreased at temperatures below and above the peak swelling temperature.

Helium generation in irradiated metals is known to assist void nucleation and thereby accelerates the onset of void swelling. Hydrogen in LWR-irradiated stainless steels process is produced at higher levels than helium both in reactions of transmutation and from the water environment probably through corrosion reactions. Until recently, hydrogen was thought to play a secondary role compared to helium due to its easy desorption from the steel as a consequence of its high mobility. However, more recently it has been recognized that hydrogen generation can also assist void nucleation and possibly accelerate swelling even in the absence of helium. Hydrogen is known to be strongly captured in helium-nucleated voids or bubbles, thereby contributing to cavity stabilization.



Correlation between transient stage durations and steady-state swelling rates in AISI 304 steel

Using accelerator irradiations with Cr³⁺ and Ar⁺ ions allowed studying different initial structure state and implanted ions on features of swelling of the 18Cr10NiTi steel. It is known that inert gases neon and argon may be used instead of helium due to the character of their influence on gas porosity development. Irradiation of structure steel 18Cr10NiTi in wide range of temperatures at gas impurities concentration ~2000...20000 appm to the dose of 50 dpa shows that simultaneous increase of damage level and of inert gas concentration under implantation temperature 600 °C causes the formation of large bubbles and decrease in their concentration, and resultantly, the swelling increases approximately by 2 times. Under on irradiation dose by argon of $3 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$, fine 3 nm bubbles with density $2.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$ form, and the swelling was 0.35%. With an increase of irradiation dose by argon to $1.2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$, the formation of large 5 nm bubbles is observed, with a decreased concentration ($q = 1.2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) but with an approximately doubled swelling ($S = 0.78\%$).

The austenitic 18Cr10NiTi steel in the solution-annealed state is an easy-swelling alloy, not only under neutron irradiation but also under ion irradiation, at least at temperatures above ~ 600 °C at the high dpa rate used in accelerator irradiation studies. The effect of high gas generation rates is minimal, increasing swelling only a little. However, at temperatures below ~ 600 °C void nucleation appears to be more difficult and both helium and hydrogen were observed to significantly increase swelling.

References

1. F.A. Garner, B.J. Makenas, S.A. Chastain. Swelling and creep observed in AISI 304 fuel pin cladding from three MOX fuel assemblies irradiated in EBR-II // *J. Nucl. Mater.* 413 (2011) 53-61.

CRITICAL TEMPERATURE RANGES OF HARMFUL HYDROGEN AND HELIUM EFFECTS ON HARDENING, EMBRITTELEMENT AND CRACKING IN STRUCTURAL MATERIALS

S.A. Karpov, G.D. Tolstolutsкая

*National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine*

E-mail: karpoff@kipt.kharkov.ua

Radiation damage of materials involves at least two principal processes: displacement and defect clusters formation representing the reversible process, and the irreversible process of transmutation of elements of the initial material in nuclear reactions. Nuclear reactions in materials produce gaseous impurities, in particular, helium and hydrogen.

A number of results for measuring hydrogen concentrations in LWR irradiated SSs indicated that the measured values ranged from 10 to 200 weight parts per million (wppm). These values did not match the calculated generation amounts from nuclear reactions, therefore hydrogen in LWR-irradiated SSs was suggested to originate from the environment, apparently as a result of corrosion reactions.

Hydrogen embrittlement is the phenomenon of accelerated fracture arising from aggregate hydrogen molecules or brittle hydrides; it occurs under a low load with a very low hydrogen concentration ~1 wppm after a long delay. Hydrogen reduces the elastic modulus at the early stages of plastic deformation, while the effect of hydrogen is virtually constant with increased plastic deformation; at the same time, hydrogen increases the measured hardness at early stages of plastic deformation, while the effect of hydrogen decreases with increased plastic deformation. Observed tendencies is thought to be due to primarily the loss of dislocation mobility. Hydrogen increases the creep displacement in 310S steel, which indicates that hydrogen facilitates ambient creep. α' martensite restrains the nanoindentation creep and hydrogen has little effect on the creep induced by α' martensite.

Hydrogen embrittlement has been found to occur at a wide range of temperatures; meanwhile, for many materials it is most critical near room temperature. In the framework of so-called hydrogen trapping model, a hydrogen trapping may be considered as the binding of hydrogen atoms to structure defects or impurities in the alloy. The trapping energy and diffusivity of hydrogen in trapping models have been suggested to interpret temperature ranges of hydrogen embrittlement, i.e. why is most severe around room temperature and becomes negligible at another temperature ranges. Hydrogen diffusivity is too low to fill a sufficient amount of hydrogen traps at low temperatures, while at high temperatures the mobility of hydrogen increases and the trapping decreases. Many Fe-Ni-Cr alloys, including austenitic stainless steels, have been found to be most sensitive to hydrogen embrittlement in the temperature range -150 to +150 °C.

Depending on the alloy composition, neutron spectrum and fluence, helium production in nuclear fission and fusion energy systems varies from one to thousands of atomic parts per million (appm). Typically, helium is initially produced as an interstitial impurity. Because of the high mobility of interstitial helium and its high ability to combine with vacancy-type defects, the helium is often quickly trapped in helium-

vacancy clusters having a lower mobility in the matrix. At elevated temperatures, the helium-vacancy complexes become mobile enough to migrate to the grain boundaries, where the local accumulation of helium-filled cavities weakens the grain boundaries and can cause premature failure of components subjected to mechanical stress. High temperature helium embrittlement typically occurs at temperatures above $\sim 0.5T_M$ and becomes more pronounced with increasing temperature and applied stress.

With increasing helium content the thermal creep ductility decreases in irradiated austenitic stainless steels for creep testing at 900 K ($\sim 0.53T_M$). A substantial reduction in creep ductility was observed for He concentration greater than ~ 0.1 appm. As the helium levels increased from 30 to 3000 appm the creep lifetime decreased by a factor of 10000 for neutron-irradiated austenitic steel tested at 310 MPa at 823 K ($0.48T_M$). Segregation of helium at grain boundaries appears to facilitate the considerable weakening of grain boundaries and cracking.

In conjunction, the elevated temperatures, high neutron irradiation fluxes, and steady or cyclic applied mechanical stresses form extreme operating environments for structural materials in nuclear fission and fusion reactors. At temperatures below $\sim 0.4T_M$, radiation hardening and embrittlement are potential problems for irradiation fluences above ~ 0.1 to 1 dpa. At high temperatures (above $\sim 0.5T_M$), high-temperature He embrittlement typically emerges for He contents above $\sim 1 \dots 10$ appm ($\sim 1 \dots 10$ dpa, depending on material and neutron spectrum). Thus, low temperature radiation hardening and high temperature helium embrittlement determine the upper and lower operating temperature limits for promising structural materials. Mechanical properties degradation at intermediate temperatures is resulted from radiation-enhanced or radiation-induced segregation and precipitation of solutes at doses above $\sim 1 \dots 10$ dpa. The irradiation creep is proportional to dose and applied stress. Depending on material and irradiation spectrum, void swelling is also proportional to dose following a low-swelling transient dose that varies from 0.1 to 100 dpa.

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОФАЗНОГО З'ЄДНАННЯ ДЗО СТАЛІ ЗІ СТАЛЛЮ 08X18H10T

*Б.В. Борц, І.М. Короткова, О.О. Лопата,
В.І. Ситін, Г.М. Толмачова, І.О. Воробйов*

*Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»,
Харків, Україна*

*E-mail: borts@kipt.kharkov.ua, irina@kipt.kharkov.ua;
тел./факс +38(057)335-17-03*

У реактори на швидких нейтронах, що розробляються, потрібні нові матеріали. ДЗО сталі володіють рекордними жароміцністю і опором пороутворення при високих дозах нейтронного опромінення. Це робить їх перспективними в використанні для внутрішньокорпусних пристроїв. Однак, помічені труднощі при зварюванні ДЗО сталі можуть зробити обмеженим використання цієї групи сплавів для багатьох реакторних матеріалів.

Для вирішення цього завдання в ННЦ ХФТІ застосували метод твердофазного з'єднання. Як матеріали були обрані аустенітна ДЗО сталь (08X18H10T + (ZrO₂ + Y₂O₃)), що отримана вакуумно-дуговим переплавом [1] і вихідна сталь 08X18H10T.

З'єднання підготовленого пакету ДЗО сталь – нержавіюча сталь 08X18H10T проводилося на вакуумному прокатному стані ДУО-170: залишковий тиск в камері печі стана становила трохи більше $5 \cdot 10^{-3}$ Па; температура печі 1100...1200 °С; швидкість прокатки 0,03 м/с.

На отриманому біметалі за допомогою ультразвукового дефектоскопа марки УД4-76 провели контроль границі згідно ГОСТ 14782-86 на наявність пустот і несучих цільностей за розробленою нами методикою для твердофазних з'єднань. Дослідження показали відсутність дефектів на кордоні, ультразвуковий сигнал проходить через весь пакет і відбивається від дна зразку.

Випробування твердофазного з'єднання на розрив проводилися на сервогідролінійній випробувальній системі NANO при 20 °С зі швидкістю деформування 2 мм/хв відповідно до ГОСТ 1497-84. Результат випробувань показав, що отримане з'єднання має високу міцність на рівні 540 МПа і розрив зразка відбувається на менш міцному матеріалі – сталі 08X18H10T.

Металографічні дослідження границі з'єднання підтвердили дані ультразвукової дефектоскопії. На шліфі виявляється тонка межа без дефектів. Після відпалу при 1100 °С спостерігається значне зростання зерна зі зникненням двійників у вихідній сталі, а в ODS сталі зростання зерна гальмується частинками, тому середній розмір зерен значно нижче, ніж для вихідної сталі, і значно менший розкид за розмірами зерен. З внесенням легуючих елементів мікротвердість підвищується на 10% в порівнянні з вихідним матеріалом.

Нанотвердість твердофазного з'єднання вимірювалася за допомогою наноіндентору Nano Indenter G200 виробництва фірми Agilent Technologies Company, США, що обладнаний модулем CSM. Нанотвердість вихідної сталі дорівнює 2,471 GPa, для ДЗО сталі середнє значення 4,76 GPa, що майже вдвічі перевищує твердість вихідного матеріалу на нанорівні. При вимірюванні поблизу з'єднання значення нанотвердості знаходяться в інтервалі 3,683...4,398 GPa, тобто твердість аустенітної сталі поблизу границі підвищується до рівня ДЗО матеріалу. Це свідчить про проникнення зміцнюючих дисперсних частинок через границю

з'єднання в аустенитну сталь. Це припущення було підтверджено за допомогою SEM мікроскопії [2].

Таким чином, ми можемо зробити висновок про відповідність обраного методу поставленому завданню. Гаряча прокатка в вакуумі дозволяє отримувати з'єднання ДЗО матеріалу з іншими металами без втрати його властивостей з міцною границею з'єднання.

Література

1. Б.В. Борц, А.Ф. Ванжа, И.М. Короткова, В.И. Сытин, В.И. Ткаченко. Исследование возможности получения дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) сталей методом вакуумно-дугового переплава // ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». (104). – 2014 – №4(92). – с.117-124.

2. Б. В. Борц, І. М. Короткова, О. Т. Лопата, та ін. Метод зварювання у твердій фазі аустенітної та дисперсно-зміцненої оксидами сталей // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2017. – №2. – с. 36-40

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОБЛЕМЫ СОЗДАНИЯ W-Ta НЕЙТРОННО-ОБРАЗУЮЩЕЙ МИШЕНИ ДЛЯ ПОДКРИТИЧЕСКОЙ СБОРКИ, УПРАВЛЯЕМОЙ УСКОРИТЕЛЕМ ЭЛЕКТРОНОВ

*Б.В. Борц, И.А. Воробьев, В.В. Ганн, Л.И. Глущенко, М.П. Домнич,
И.М. Карнаухов, И.И. Коновалов, А.А. Лопата, Ю.В. Лукирский,
А.А. Пархоменко, И.В. Паточкин*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: borts@kipt.kharkov.ua*

Одной из основных частей управляемого ускорителем источника нейтронов является мишенное устройство, представляющее собой структуру, включающую в себя: корпус для размещения набора пластин из материалов с большим Z (вольфрама и урана), обеспечивающий соединение с вакуумным электропроводом ускорителя, сам набор пластин с зазорами для протекания охлаждающей воды и камеру, заполненную гелием. Основной задачей мишени является создание потока нейтронов, направляемых затем на подкритическую сборку для их размножения.

Покрытые танталом вольфрамовые мишени используются сегодня в целом ряде управляемых ускорителем подкритических ядерных систем (ADS) по всему миру. Конструктивное решение мишени, управляемой электронным ускорителем подкритической сборки ННЦ ХФТИ, было получено на основе расчетов энерговыделения, термогидравлических расчетов и выбора приемлемого уровня плотности энергии пучка электронов (100 МэВ, 1 мА) [1]. Была принята секционная конструкция водоохлаждаемой W-Ta нейтронно-образующей мишени. Толщина мишени выбиралась из соображений получения максимального выхода нейтронов и достижения температуры мишени не выше 100 °С.

Для создания мишени использовались порошковый вольфрам (чистотой 99,9) и танталовые фольги толщиной порядка 250 мкм для защиты поверхности мишени от коррозии под облучением.

Проблема в создании мишени с использованием биметалла вольфрам-тантал состояла в разработке метода их соединения. Учитывая опыт ННЦ ХФТИ, было применено высокотемпературное соединение вольфрамовой пластины и танталовых фольг прокаткой в вакууме. Торцевые участки пластин покрывались методом газофазного осаждения Та на W. Для определения прочностных и пластических характеристик материала мишени были проведены комплексные механические испытания плакированных танталом вольфрамовых пластин.

Вольфрамовая мишень уже проработала в общей сложности более года под пучком высокоэнергетических электронов с энергией 100 МэВ в процессе настройки ускорителя и физического пуска установки. Поэтому вопрос о радиационной повреждаемости вольфрамовой мишени является актуальным.

В значительной степени ресурс ее работы зависит от предельно допустимой для материала мишени дозы облучения (в смещениях на атом). Для определения дозы облучения в толстой мишени под действием высокоэнергетических электронов, с использованием программы MCNPX, был оценен вклад в дефектообразование упругих и неупругих процессов: рассеяния и ядерных реакций с участием высокоэнергетических электронов, нейтронов и гамма-

квантов. Установлено, что наибольший вклад в скорость образования повреждений в вольфрамовой мишени вносит упругое взаимодействие высокоэнергетических электронов с ядрами. Максимальная скорость набора дозы составляет $D_{\max} \approx 0.83$ сна/год и достигается на второй пластине вольфрамовой мишени. Следует отметить, что эта величина почти на два порядка ниже скорости набора дозы, ожидаемой в урановой мишени при тех же параметрах облучения [2].

Литература

1. Карнаухов И.М., Большинский И., Борц Б.В., Гохар Й. и др. Источник нейтронов ННЦ ХФТИ // ВАНТ. Сер. ФРП и РМ. 2012, №3 (79), с. 3-17.
2. V.V. Gann, A.V. Gann, B.V. Borts, I.M. Karnaukhov, A.A. Parkhomenko. Radiation damage in uranium target of the accelerator driven system "KIPT NEUTRON SOURCE" // Problems of Atomic Science and Technology. Series "Physics of Radiation Effects and Radiation Materials Science". 2021, №2(132), p. 24-28.

ФИЗИКОХИМИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАКИСИ-ОКИСИ УРАНА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА УКРАИНСКОГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

А.П. Мухачев¹, Д.А. Елатонцев², Е.А. Харитонова²

¹*Институт геотехнической механики им. Н.С. Полякова НАН Украины,
Днепр, Украина;*

²*Днепровский государственный технический университет,
Каменское, Украина*

E-mail: ya.nah2015@yandex.com

Производство ядерного топлива для реакторов типа ВВЭР требует обогащенного по изотопу ^{235}U оксида урана-238. Концентрация урана в рудах составляет 0,1%, в концентрате закиси-окиси она должна быть не менее 84%. Технология экстракционной очистки урана от примесей в азотнокислой среде с применением в качестве экстрагента раствора ТБФ в керосине впервые была разработана в Украине и внедрена на ПО «Приднепровский химический завод» в 1960 году [1].

В 1964 году при переработке уран-фосфор-редкоземельного концентрата месторождения «Меловое» (Казахстан) для глубокой очистки урана от тория, РЗЭ, фтора и примесей был разработан процесс экстракционного разделения с применением смеси ТБФ и Ди2ЭГФК в керосине. Процесс экстракции осложнялся образованием третьей фазы, которая снижала производительность процесса и качество продукции. Ее непрерывное отделение и удаление из зоны реакции позволило стабилизировать процесс.

Твердофазная рекстракция карбонатом аммония позволяла получать крупные и чистые кристаллы уранилтрикарбоната аммония (УТКА) и повысить плотность концентрата закиси-окиси после утряски до 2,9 г/см³. Прокалка кристаллов УТКА в восстановительной атмосфере при избыточном давлении около 2 кПа позволила получать высокочистую двуокись урана с содержанием U(IV) до 96%, что исключало необходимость дорогостоящего восстановления U(VI) до U(IV) водородом или электролизом [2]. Кроме того, это позволяло очистить U(IV) от ряда примесных фторидов, молибдена, ванадия и пр. Фторирование UO_2 , полученного вышеописанным методом, с применением элементарного фтора позволяло получить UF_6 , который в дальнейшем обогащался по изотопу ^{235}U до 4,4% с отвалом 0,3% в РФ.

Внедрение этого процесса в рамках создания ядерно-топливного цикла Украины позволит использовать конъюктуру рынка и найти исполнителя обогащения урана до 0,1...0,2%, снизить содержание ^{235}U в отвалах. Расчеты показывают, что данная технология может увеличить степень извлечения ^{235}U с 58 до 85%, сокращая, тем самым, потребность в природном уране не менее чем на 30%. Кроме того, это позволяет использовать обедненный UF_6 для производства МОХ-топлива или получения дефицитных соединений фтора и порошка оксида урана. При продаже концентрата закиси-окиси урана Украина ежегодно теряет до 80% UF_6 , обедненного по урану-238, из-за отсутствия собственного производства гексафторида урана.

Литература

1. Ажажа В.М., Вьюгов П.Н., Лавриненко С.Д., Мухачев А.П., Пилипенко Н.Н. Физико-химические основы получения чистых редких, редкоземельных и радиоактивных металлов из полиметаллических руд // Вопросы атомной науки и техники. – 2004. – № 6. – С. 24-29.
2. Шаталов В.В., Смирнова Н.М., Глухова Л.П., Савельева Т.И. Мембранные процессы в гидрометаллургии // Цветные металлы. – 2003. – №. 4. – С. 53-57.

ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВА VT1-0 В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Е.С. Савчук, В.И. Соколенко, Е.В. Карасева, А.В. Мац, В.А. Мац

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: caba04121991@gmail.com*

В настоящее время титан и его сплавы востребованы в различных отраслях народного хозяйства. Техническим основанием применения титановых сплавов в качестве конструкционных материалов атомной энергетики являются: высокая прочность, высокая радиационная стойкость при рабочих температурах (250...400 °С), коррозионная стойкость в активных средах [1]. Низколегированные сплавы титана по уровню наведенной активности более чем на порядок превосходят композиции на основе железа и хрома [2]. Титановые сплавы сохраняют высокую пластичность после нейтронного облучения и обладают низким темпом ее снижения от флюенса нейтронов. По этим характеристикам они превосходят как низколегированные, так и аустенитные стали [2]. Для широкого использования титановых сплавов в качестве конструкционных материалов корпусов реакторов требуется провести целый ряд исследований, однако уже сейчас можно утверждать, что по надежности и безопасности они являются перспективным конструкционным корпусным материалом.

Изучение закономерностей формирования наноструктуры в титане и изменения свойств материала в наноструктурном состоянии при внешних воздействиях представляет как научный, так и практический интерес, поскольку нанокристаллические материалы обладают уникальными механическими свойствами, такими как высокая прочность, износостойкость, твердость, высокие усталостные свойства. Ценная информация в этом плане может быть получена в экспериментах с облучением высокоэнергетическими частицами.

Исследовали технический титан марки VT1-0 промышленного производства в исходном и наноструктурном состояниях, сформированных в результате ИПД прокатанный при 300 К, степень деформация $\varepsilon = 3,0$. Облучение образцов проводилось пучком электронов с энергией $E = 10$ МэВ при температуре, не превышающей 90 °С, с набором дозы $D = 5 \cdot 10^{19}$ см⁻². Ускоренный поток электронов формировался линейным ускорителем электронов, работающим в импульсном режиме. Испытания на ползучесть проводили в режиме ступенчатого нагружения при температурах 20 и 350 °С, точность измерения составляла $\sim 5 \cdot 10^{-5}$ см. Контроль эволюции структуры осуществлялся при помощи электронного микроскопа.

Показано, что прочность технического титана VT1-0 в наноструктурном состоянии при температуре испытаний 20 °С возрастает в 2 раза по сравнению с исходным состоянием, а пластичность уменьшается на $\sim 20\%$, т. е. наблюдается упрочнение материала.

Облучение электронами наноструктурных образцов технического титана VT1-0 слабо влияет на механические свойства и приводит к стабилизации структуры в результате снижения уровня внутренних напряжений.

При температуре испытаний 350 °С прочность VT1-0 в наноструктурном состоянии возрастает в 1,5 раза, а пластичность увеличивается в 5 раз, что

обусловлено развитием релаксационных процессов в границах зерен и приграничных областях, а также рекристаллизации в процессе ползучести, т. е. созданная наноструктура имеет низкую термомеханическую устойчивость.

Облучение электронами образцов в наноструктурном состоянии выявляет тенденцию к повышению прочности, пластичности и скорости ползучести при температуре испытания 350 °С, что может быть связано с замедлением процессов рекристаллизации и развитием процессов полигонизации вследствие снижения уровня внутренних напряжений в наноструктурном материале после облучения.

Литература

1. И.В. Горынин, В.В. Рыбин, С.С. Ушков, О.А. Кожевников. Титановые сплавы как перспективные реакторные материалы // Радиационное материаловедение и конструкционная прочность реакторных материалов. Юбилейный сборник. СПб: ЦНИИ КМ «Прометей», 2002, с. 37-45.

2. А.М. Паршин, О.Э. Муратов, О.А. Кожевников. О применении титановых сплавов для корпусов водо-водяных реакторов // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». 2005, №3 (86), с. 179-181.

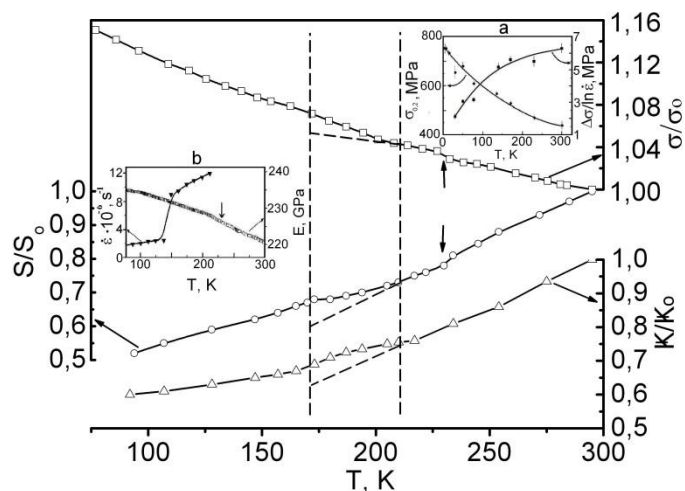
ВОЗМОЖНАЯ КОНВЕРСИЯ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ $Al_{0,5}CoCuCrNiFe$ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА КИНЕТИЧЕСКИЕ КОЭФФИЦИЕНТЫ

В.Н. Воеводин, В.А. Фролов, Е.В. Карасева, Е.С. Савчук, В.И. Соколенко,
Т.М. Тихоновская, А.С. Тортика

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

Представлены результаты комплексного изучения процессов переноса заряда и тепла в высокоэнтропийном сплаве $Al_{0,5}CoCuCrNiFe$, прошедшем релаксационный отжиг в интервале $\sim 300 \dots 77$ К. Интерес к проблеме объясняется тем, что ниже $T \sim 200$ К кинетические и акустические коэффициенты ведут себя аномально, и при этом прочность нелинейно увеличивается [1–5], что важно для практики.

Установлено, что температурные зависимости проводимости $\sigma(T)$, термоэ.д.с. $S(T)$ и теплопроводности $k(T)$ образцов имеют коррелирующие между собой аномалии в интервале $\sim 210 \dots 170$ К, знаки которых свидетельствуют о нелинейном изменении σ и уменьшении производных dS/dT и dk/dT при понижении T по сравнению с экстраполированными из более высоких температур соответствующими значениями тех же коэффициентов (рисунок).



Ввиду отсутствия, согласно [3], в изучавшихся образцах сплава $Al_{0,5}CoCuCrNiFe$ структурных превращений ниже ~ 230 К, предложена концепция объяснения обнаруженных аномалий конверсией свободных носителей заряда. В ходе анализа различных вариантов зависимости $S(T)$ типичного металла, имеющего в системе носителей заряда

превалирующие электроны, – что соответствует экспериментальной ситуации, – найден вариант, в случае реализации которого конфигурация модельной кривой $S^{mod}(T)$ практически идентична конфигурации графика реальной зависимости $S^{exp}(T)$. Таким вариантом является механизм конверсии дырочных носителей в электроны. При этом наблюдаемые знаки аномалий коэффициентов σ и k в интервале $\sim 210 \dots 170$ К соответствуют ситуации, когда подвижность электронов значительно превышает подвижность дырок.

Исходя из результатов работы и данных о наличии практически важного нелинейного повышения прочностных характеристик сплава $Al_{0,5}CoCuCrNiFe$ при

уменьшении T ниже ~ 200 К, можно утверждать, что одной из вероятных причин эффекта нелинейного упрочнения является увеличение концентрации electron-like носителей заряда в системе фермионов.

Эффект представляет также несомненный теоретический интерес.

Литература

1. М.А. Лактионова, Е.Д. Табачникова, З. Танг, П.К. Лиу // *ФНТ*. **39**, 814 (2013).
2. Ю.А. Семеренко, Е.Д. Табачникова, Т.М. Тихоновская, И.В. Колодий, А.С. Тортика, С.Э. Шумилин, М.А. Лактионова // *Металлофизика и новейшие технологии*. **37**, 1527 (2015).
3. Е.Д. Табачникова, М.А. Лактионова, Ю.А. Семеренко, С.Э. Шумилин, А.В. Подольский, М.А. Тихоновский, Й. Мишкюф, К. Чах // *ФНТ*. **43**, 1381 (2017).
4. А.С. Булатов, В.С. Клочко, А.В. Корниец, И.В. Колодий и др. *XII Межд. конф. «Фізичні явища в твердих тілах*. Харків, 2015, 89.
5. V.N. Voyevodin, V.A. Frolov, E.V. Karaseva, E.V. Savchuk, V.I. Sokolenko, A.S. Tortika, T.M. Tikhonovskaya // *Problems of Atomic Science and Technology. Series «Vacuum, Pure materials, Superconductors»*. **1 (125)**, 78 (2020).

STRUCTURE AND MICROMECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-ENTROPY $\text{Co}_{0.25-x}\text{Cr}_{0.25}\text{Fe}_{0.25}\text{Ni}_{0.25}\text{C}_x$ ALLOY

*H.V. Rusakova¹, L.S. Fomenko¹, Yi Huang^{2,4}, I.V. Kolodiy³,
A.V. Levenets³, E.D. Tabachnikova¹, M.A. Tikhonovsky³, T.G. Langdon⁴*

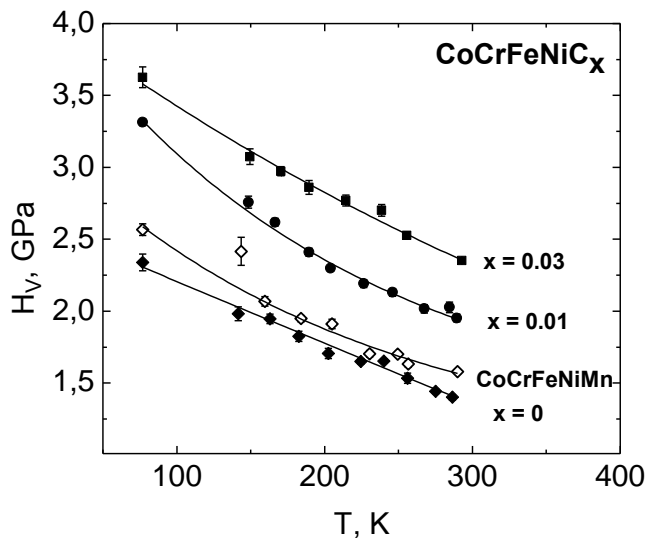
¹*B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering
of NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

²*Department of Design and Engineering, Faculty of Science and Technology,
Bournemouth University, Poole, Dorset BH12 5BB, UK;*

³*National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine;*

⁴*Department of Mechanical Engineering, University of Southampton,
Southampton, SO17 1BJ, UK
E-mail: rusakova@ilt.kharkov.ua*

One of the ways to improve the “strength – ductility” ratio in FCC high-entropy alloys (HEAs) is their doping with atoms of different elements, in particular, carbon atoms [1]. The purpose of this work was to study the effect of carbon additions on the structure and microhardness of $\text{Co}_{0.25-x}\text{Cr}_{0.25}\text{Fe}_{0.25}\text{Ni}_{0.25}\text{C}_x$ alloys (x is the atomic fraction of C element at 0; 0.01 and 0.03) in two structural states: in the cast coarse-grained (CG) and nanocrystalline (NC) after high pressure torsion (HPT) at room temperature at the number of revolutions $N = 1$ and $N = 5$. The phase composition, lattice parameters, concentration of stacking faults, and substructural parameters (size of coherent scattering regions, level of microstrains, dislocation density) were determined by X-ray diffraction. Vickers microhardness H_V was measured in the temperature range 77...295 K on a special low-temperature device with a freely suspended Vickers pyramid [2].



It is shown that doping the CoCrFeNi alloy with carbon atoms led to a noticeable increase in microhardness (Figure): when the amount of carbon atoms changes from $x = 0$ to $x = 0.03$, microhardness increased by about 1.5–1.7 times. Note that the microhardness of the four-element CoCrFeNi alloy is close to the microhardness of the five-element Cantor alloy CoCrFeNiMn [3] over the entire temperature range (see Figure). At room temperature for NC samples (after HPT at $N = 1$ and $N = 5$), the dependence of the

microhardness on the magnitude of the shear strain γ at HPT is obtained. For all samples, the growth of H_V occurred up to $\gamma \sim 30..40$, for $\gamma \sim 40$, the microhardness reached a constant value ≈ 5.3 GPa. For all studied CG samples, when the temperature is lowered from room one to the temperature of liquid nitrogen, the microhardness increases by 1.5–1.7 times, which indicates a thermally activated character of plastic deformation under the indenter. The same behaviour of H_V with temperature decreasing

was exhibited in NC samples subjected to HPT at $N = 1$ (for different C), which means that the thermally activated character of plastic deformation is retained in this structural state.

References

1. H. Shahmir, E. Tabachnikova, A. Podolsky, M. Tikhonovsky, T.G. Langdon // Journal of Materials Science 53 (2018) 11813.
2. B.Ya. Farber, N.S. Sidorov, V.I. Kulakov, Yu.A. Iunin, A.N. Izotov, G.A. Emel'chenko, V.S. Bobrov, L.S. Fomenko, V.D. Natsik, and S.V. Lubenets. // Superconductivity 4 (1991) 2394.
3. H.V. Rusakova, L.S. Fomenko, A.V. Podolskiy, E.D. Tabachnikova, Yu.O. Shapovalov, M.A. Tikhonovskiy, A.V. Levenets, M. Zehetbauer, E. Schafler. Book of Abstracts of Int. Adv. Study Conf. "Condensed Matter and Low Temp. Phys. 2020", 2020, p. 157.

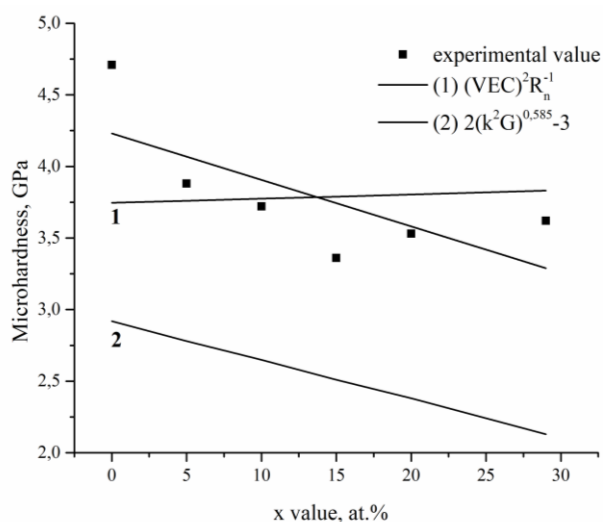
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ta-Ti-V-Zr-Al

А. Левенец, М. Тихоновский, Р. Василенко, А. Ростова, И. Танцюра

Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: avlevenets@gmail.com

Тугоплавкие многокомпонентные концентрированные сплавы (ТП МККС) известны так же, как тугоплавкие высокоэнтропийные сплавы (ТП ВЭС), имеют высокие прочностные характеристики и значительную пластичность в широком температурном диапазоне, что делает их перспективными для различных применений [1]. В частности, это относится к относительно легким сплавам на основе Ti, Zr, V и Ta. При этом из-за отсутствия соответствующих диаграмм состояния становится важным прогнозирование характера структуры, которая формируется в процессе кристаллизации сплавов, а также их механических свойств.

В работе на основе известных критериев, основанных на термодинамических, структурных и электронных характеристиках чистых металлов, рассчитана кристаллическая структура 4- и 5-компонентных сплавов системы $Ta_{29-x}Ti_{40}V_xZr_{26}Al_5$, где $x = 0 - 29$ и проведено сравнение расчетных результатов с экспериментальными данными, полученными при исследовании структуры литых сплавов методами металлографии, электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Это сравнение позволило установить критерий, который наиболее достоверно предсказывает структуру данных сплавов.



Экспериментальные и теоретические значения микротвердости сплавов системы

на основе концентрации валентных электронов (кривая 1) дал более близкие к реальным данным значения, однако ход зависимости $H_{\mu}(x)$ значительно

Механические характеристики исследовались методом измерения микротвердости H_{μ} . Полученные данные микротвердости сравнивались со значениями, рассчитанными на основании зависимости между микротвердостью и концентрацией валентных электронов [2] $H_{\mu} \sim (VEC)^2 R_n^{-1}$ (рисунок, кривая 1), а также на основании связи между микротвердостью, объемным модулем B и модулем сдвига G [3] $H_{\mu} \sim 2(k^2 G)^{0.585} - 3$ (кривая 2).

Расчет микротвердости на основе концентрации валентных электронов (кривая 1) дал более близкие к реальным данным значения, однако ход зависимости $H_{\mu}(x)$ значительно

отличается от полученной экспериментально. С другой стороны, расчет на основе модулей (кривая 2) показал схожую с экспериментальной тенденцию, и задача состоит в определении правильных коэффициентов для данной серии сплавов.

Литература

1. Senkov O.N., Gorsse S., Miracle D.B. High temperature strength of refractory complex concentrated alloys // *Acta Materialia*, 2019. doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2019.06.032.
2. Jie Wang, Shuxin Bai, Yu Tang, Shun Li, Xiyue Liu, Jinhao Jia, Yicong Ye, and Li'an Zhu. Effect of the valence electron concentration on the yield strength of Ti-Zr-Nb-V high-entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*, 2021. doi:10.1016/j.jallcom.2021.159190.
3. Chen Xing Qiu, Niu Haiyang, Li Dianzhong, Li Yiyi. Modeling hardness of polycrystalline materials and bulk metallic glasses // *Intermetallics*, 2011. doi: 10.1016/J.INTERMET.2011.03.026.

THE USING OF COMPUTERED TOMOGRAPHY IN THE STUDY OF CARBON MATERIALS

V. Levenets¹, I. Gyrin¹, M. Ovchinnikova²

*¹National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine*

E-mail: levenets@kharkov.kipt.ua;

²The European Radiology Center, Kharkiv, Ukraine

Non-destructive methods for the study of substances occupy one of the leading positions in modern analytical support of work on the creation of new and study of existing materials and technologies for their production. The work presents the main features of using the spiral computed tomography (CT) method to study objects made of carbon and graphite materials. The CT method is based on the interaction of X-rays with the substance or product under investigation.

A tomograph SOMATOM Definition AS 64 (Siemens) is used as equipment. The spiral technology of research allows to obtain 64 sections, 0.6 mm thick in one rotation. The STRATON X-ray tube of the device, combined with z-Sharp technology, creating two focal points at a frequency of 4.608 times per second, provides the possibility of obtaining a minimum isotropic voxel of 0.24 mm, regardless of the scanning field.

The application of the CT method in quality control of products made of materials with low Z, in this case, made of carbon fibers, is shown. X-ray radiation with an energy of 140 keV was used, with a tube current of up to 550 mA. The penetrating power of X-rays with this energy made it possible to study samples with dimensions exceeding 50 cm in diameter. With a 78 cm gantry, some pieces needed to be rotated to explore the full volume required.

The continuity of the material was controlled in the carbon preforms. At the same time, possible defects in the form of metal inclusions, uneven laying and omissions of individual threads arising in the product as a result of technological operations were revealed.

Examples of the use of the CT method in quality control of model and real products are given.

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ СОРБЕНТОВ И ДЕЗАКТИВИРУЮЩИХ СРЕДСТВ В ПРОЦЕССАХ С МАЛЫМИ ВЕЛИЧИНАМИ ИЗОТОПНЫХ ЭФФЕКТОВ

В.В. Левенец, А.Ю. Лонин, А.П. Омельник, А.А. Щур

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: levenets@kipt.kharkov.ua*

Существующие требования к экологической безопасности объектов атомной индустрии побуждают к разработке новых и совершенствованию материалов, применяемых для улавливания и дезактивации продуктов деления ^{235}U , таких как ^{131}I , ^{137}Cs , ^{90}Sr , ^{60}Co . Были показаны проведенные исследования свойств сорбентов и дезактивирующих средств, направленные на разработку материалов с более высокими показателями коэффициентов дезактивации и очистки по отношению к перечисленным изотопам.

При проведении исследований процессов сорбции были оценены величины изотопных и изотопических эффектов (в случае применения ядерно-физических методов элементного анализа). Изучение публикаций за последние несколько десятилетий, посвященных теоретическим и экспериментальным исследованиям этого вопроса, показало, что благодаря малым значениям величин изотопных эффектов в процессах сорбции и дезактивации возможно изучение свойств исследуемых нами сорбентов и дезактивирующих средств с использованием имитаторов со стабильными изотопами. В представленных исследованиях элементное содержание определялось по характеристическому рентгеновскому излучению ряда элементов, возбуждаемому пучком протонов, гамма-излучением от радиоактивного источника, излучением от рентгеновской трубки.

Для элементного анализа с возбуждением ускоренными протонами использовался аналитический ядерно-физический комплекс «СОКОЛ» ННЦ ХФТИ [1]. Измерения проводились на выходном устройстве, включающем в себя вакуумную камеру, блоки детектирования мягкого и жесткого рентгеновского излучения на основе кристаллов Si(PiN) и высокочистого германия. Излучение из камеры выводилось через вакуумплотные бериллиевые окна.

Для проведения измерений рентгенорадиометрическим методом нами был разработан и создан измерительный модуль стенда «СКИФ». При разработке его параметры были оптимизированы для определения содержания йода в легкой матрице объемом 10 см^3 . Возбуждение характеристического рентгеновского излучения в исследуемом материале производилось излучением $59,54\text{ кэВ}$ от радиоактивного источника ^{241}Am активностью $3,9\text{ ГБк}$.

В исследованиях с применением рентгенофлуоресцентного метода использовалась разработанная в ННЦ ХФТИ малогабаритная установка рентгенофлуоресцентного элементного анализа «ЭЛЕАН». Для подавления фона в канале регистрации характеристического рентгеновского излучения от первичного излучения рентгеновской трубки в установке используется эффект частичной поляризации излучения при его отражении от поверхности. Для этого применена рентгенооптическая схема с взаимно перпендикулярным расположением трех осей отбора излучения системы анод рентгеновской трубки – вторичный излучатель – анализируемый образец – детектор рентгеновского излучения.

В процессе проведенных исследований было выявлено высокое значение коэффициента дезактивации разработанного моющего средства по отношению к цезию.

Было установлено, что коэффициенты очистки исследуемых марок угольных сорбентов для фильтров воздухоочистки атомных электростанций удовлетворяют рекомендациям МАГАТЭ.

В ходе аналитических исследований были подтверждены данные о том, что природный цеолит–клиноптилолит обладает высокой селективностью к цезию и значительно меньшей к кобальту и стронцию. Учитывая высокие сорбционные свойства синтетических цеолитов в отношении ионов кобальта и стронция, открывается перспектива комбинированного использования природного и синтетического цеолитов [2].

Литература

1. V.V. Levenets, A.Y. Lonin, O.P. Omelnik, A.O. Shchur. PIXE in the studies of stable cesium sorption from water solutions // *X-ray Spectrometry*. 2015, No. 44 (6), p. 447-450. DOI 10.1002/xrs.2626.
2. A.Yu. Lonin, V.V. Levenets, O.P. Omelnik, A.O. Shchur. Comparison of the sorption properties of natural and synthetic zeolites for the purification of aqueous solutions from cobalt: sorption of the cobalt from aqueous solutions in dynamic conditions and the quantitative determination of cobalt by the PIXE method // *J. Radioanal Nucl Chem*. 2018, v. 315(2), p. 163-169. DOI 10.1007/s10967-017-5676-1.

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА БИОЛОГИЧЕСКИХ СУБСТРАТОВ ГРУППЫ ПРОФБОЛЬНЫХ ХЕМОМЕТРИЧЕСКИМ И ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

*М.Ф. Кожевникова, В.В. Кузьменко, В.В. Левенец, А.Ю. Лонин,
А.П. Омельник, А.А. Щур*

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: levenets@kipt.kharkov.ua*

Несмотря на соблюдение норм техники безопасности, которые практически исключают взаимодействие персонала с вредными веществами, проблема профессиональных заболеваний остается весьма актуальной. Начиная с момента существования атомной промышленности в ННЦ ХФТИ выполняются работы с бериллием. Бериллий может быть отнесен к категории вероятно канцерогенных веществ, и одним из самых опасных заболеваний, которое он вызывает, является бериллиоз.

В данный момент среди бывших и нынешних сотрудников ННЦ существует группа профессиональных больных. В работе рассматривается влияние негативных факторов окружающей среды и производственных условий на состояние здоровья персонала института. Ядерно-физическими методами определено содержание химических элементов в биологических субстратах (кровь и волосы) сотрудников. Пробы крови и волос отбирались у 28 человек, среди которых 5 пациентов – контрольная группа и 23 пациента – бывшие работники бериллиевого производства.

Элементный анализ выполнен на аналитическом ядерно-физическом комплексе «Сокол». Используются методы, основанные на регистрации характеристического рентгеновского излучения атомов и γ -излучения ядер, возбуждаемых ускоренными протонами. Спектры измерены при энергии пучка протонов 1,7 МэВ, токе 20...50 нА, заряде протонов на мишени 100...150 мкКл. Излучение регистрировалось Si (Li)- и Ge (Li)-детекторами.

После проведения измерений были получены массивы данных по содержанию этих элементов в крови и волосах. Обработка массивов данных проводилась при помощи метода главных компонент, который относится к технологиям хемометрики [1, 2]. В результате проделанной работы составлена программа Analytica в кодах MATLAB. Программа использовалась для определения содержания в биосубстратах элементов, наиболее чувствительных к изменению внешних условий. При помощи метода главных компонент получена информация о микроэлементозном состоянии [3] группы пациентов. Это позволило выявить определенные группы пациентов, которые имеют различные показатели по состоянию здоровья, а также увидеть сходность или различия между пациентами в зависимости от концентрации в крови или волосах химических элементов [4].

Из полученных результатов следует, что волосы являются более информативным объектом, нежели кровь. В результате проведенного

исследования сделан вывод о возможности применения ядерно-физических методов при диагностике профессиональных заболеваний.

Литература

1. D. Granato, P. Putnik, D.B. Kovacevic, J.S.V. Calado, R.S. Rocha, A.G. Da Cruz, B. Jarvis, O.Ye. Rodionova, A. Pomerantsev. Trends in Chemometrics: Food Authentication, Microbiology, and Effects of Processing // *Comp. Rev. Food Sc. Food Saf.* 2018, №17, p. 663-677.
2. О.Е. Родионова, А.Л. Померанцев. Хемометрика: достижения и перспективы // *Успехи химии.* 2006, №75 (4), p. 302-317.
3. А.В. Скальный. *Микроэлементозы человека (диагностика и лечение)*. М.: КМК, 2001, 96 с.
4. Н.А. Гресь, И.В. Тарасюк. Микроэлементозы человека: актуальные проблемы // *Медицина.* 2006, №3, с. 46-48.

LOW-TEMPERATURE SERRATED DEFORMATION OF HIGH-ENTROPY TRIP ALLOY $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ AT TEMPERATURES OF 4.2 AND 0.5 K

*T.V. Hryhorova¹, S.E. Shumilin¹, S.N. Smirnov¹, Yu.O. Shapovalov¹,
E.D. Tabachnikova¹, M.J. Zehetbauer², E. Schafner²*

*¹B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering
of NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

*²Physics of Nanocrystalline Materials, Faculty of Physics, University of Vienna,
Boltzmannngasse 5, A-1090 Wien, Austria
E-mail: grigorova@ilt.kharkov.ua*

One of the urgent tasks of modern solid state physics and physical materials science is the development of new structural materials that have high strength and sufficient plasticity in the cryogenic temperature range (especially at the temperature of liquid helium). A high strength-plasticity ratio in high-entropy alloys (HEAs), especially at low temperatures, can be achieved due to phase transformations initiated by plastic deformation (TRIP mechanism) [1]. The action of the TRIP mechanism due to the metastability of the structure of some HEAs opens up many potential possibilities for creating materials with high mechanical properties, including those for use at cryogenic temperatures. The aim of this work was to study the features of the serrated deformation of the non-equiatomic high-entropy TRIP alloy $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ (the indices correspond to the atomic concentration) obtained by the standard procedure described in [2]. The deformation curves were received in the process of active deformation under uniaxial tension of specimens with a size of 16x3x0.4 mm, at a constant rate of $1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ at temperatures of 0.5 and 4.2 K, for which liquid helium ^3He ($T = 0.5 \text{ K}$) was used, and liquid helium ^4He ($T = 4.2 \text{ K}$) according to the procedure described in [3].

At temperatures of 0.5 and 4.2 K, an unstable nature of the plastic deformation process was observed. After achieving yield strength, sequences of stress jumps (drops) were recorded on the deformation curves; sections of macroscopically smooth plastic flow were not observed between adjacent jumps. The average deforming stress increased with increasing deformation. Statistical analysis of serrated deformation showed the regularities of change in the distribution of the amplitudes of the jumps along the deformation curves. At 4.2 K after yield strength, the distribution density of jump amplitudes is close to uniform, but with increasing deformation, the average jump amplitude increases, and a maximum appears within the distribution density of jumps; it shifts towards higher amplitudes with further deformation. At 0.5 K, after yield strength, a maximum is observed within the jumps' distribution density in the region of small amplitudes; again, its maximum shifts to the region of large amplitudes at larger deformations. The appearance of a maximum in the distribution density of jump amplitudes indicates the characteristic scale of localized plastic deformation.

We interpret the regularities observed in the temperature range under consideration by the operation of several processes: a change in the nature of dislocation

motion from thermally activated to inertial one, localized plastic deformation, and adiabatic heating that leads to instability of plastic flow in the form of stress jumps.

References

1. J. Miao, C.E. Slone, T.M. Smith, C. Niu, H. Bei, M. Ghazisaeidi, G.M. Pharr, M.J. Mills // *Acta Materialia*. 132 (2017) 35-48.
2. A.V. Podolskiy, Y. Shapovalov, E.D. Tabachnikova, A.S. Tortika, M.A. Tikhonovsky, B. Joni, E. Odor, T. Ungar, S. Maier, C. Rentenberger, M. Zehetbauer, E. Schafler // *Adv. Eng. Mater.* 22 (2020) 1900752.
3. I.N. Kuzmenko, V.V. Pustovalov. Mechanical properties of metals below 1 K // *Cryogenics*. **25** (1985) 346-351.

INFLUENCE OF PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND DYNAMIC MODULE OF ELASTICITY OF MEDIUM ENTROPOPY ALLOY $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$

*Yu.O. Semerenko¹, E.D. Tabachnikova¹, T.V. Hryhorova¹, S.E. Shumilin¹,
Yu.O. Shapovalov¹, H.S. Kim², J. Moon², H. Kwon²*

*¹B. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering
of the NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

*²Pohang University of Science and Technilogy (POSTECH), Republic of Korea
E-mail: semerenko@ilt.kharkov.ua*

Recent studies have shown that a some of non-equiatomic metastable high-entropy (HEA) and medium-entropy alloys (MEA) have a favorable ratio of strength and ductility, especially at cryogenic temperatures [1]. Recently, a metastable non-equiatomic MEA $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ was developed on the basis of iron and molybdenum additives (the indices correspond to the atomic concentration, hereinafter referred to as Mo5). In this MEA, a favorable combination of yield strength and ultimate strength is observed due to the action of phase martensitic transformations initiated by plastic deformation (DIMIT) [2]. It is known that one of the structurally sensitive research methods is the study of the elastic characteristics of the material. Therefore the aim of this work was to study the effect of low-temperature plastic deformation on the structure and elastic characteristics of the Mo5 alloy obtained by the standard procedure described in [2]. It was shown [2] that the structure of the alloy in the undeformed state consists of an face centered cubic (fcc) matrix and submicron precipitates of the μ -phase, predominantly located both at the boundaries and in the middle of grains with an average size of 4.4 μm . Plastic deformation of the samples was carried out at temperatures of 77, 4.2, 2.1, and 0.5 K by uniaxial tension to fracture at a constant rate $1 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. It was found that tensile-deformed Mo5 alloy, due to DIMIT from fcc to bcc structure, has excellent low-temperature mechanical properties. So, for example, at 4.2 K the yield strength is 1043 MPa, and the tensile strength is 1748 MPa, while maintaining high plasticity.

The phase composition of both undeformed and deformed Mo5 samples was investigated. Phase images of EBSD for Mo5 deformed at cryogenic temperatures show that DIMIT from fcc to hexagonal close packed (hcp) and body centered cubic (bcc) phase occurs. At true deformation of 10%, the fcc phase begins to transform in the hcp and bcc phase. With further deformation, DIMIT continues and the proportion of bcc phase increases significantly, while the proportion of hcp phase remains below 10%. The deformation-induced martensitic transition of the fcc phase to bcc is almost complete with a true deformation of 30% at 77 K, when the proportion of bcc phase is 98.2%. Interestingly, the proportion of bcc at 30% strain decreased to 68.8% when the alloy deformed at 4.2 K, but increased to 80.3% and 87.7% when the strain temperature was reduced to 2.1 and 0.5 K (see Table). The elastic characteristics of the alloy were investigated in the temperature range of 80...280 K by mechanical resonance spectroscopy [3]. The course of the temperature dependence of the dynamic Young's modulus of both undeformed and deformed Mo5 samples coincides with the notions of the additive contribution of the phonon and electron components. An increase in temperature leads to a monotonic decrease in the dynamic modulus of elasticity by 8%. The values of the dynamic modulus of elasticity in deformed samples of Mo5 alloy differ from the undeformed state and correlate with the degree of DIMIT (fraction of bcc

phase) (see Table). Thus, comparison of the two structural research methods confirms the effect of DIMIT on the mechanical properties of MEA $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$.

Dependence of the dynamic Young's modulus of the deformed Mo5 alloy on the deformation temperature and the conversion rate of partial fcc – bcc DIMIT

Deformation temperature, K	Part of the bcc phase, %	Part of the hcp phase, %	Young's dynamic module, GPa
undeformed	0	0	235 (4.2 K); 232 (80 K); 215 (280 K)
4.2	68.8	0.5	238 (80 K); 220 (280 K)
2.1	80.3	6.3	239 (80 K); 221 (280 K)
0.5	87.7	3.5	240 (80 K); 222 (280 K)
77	98.2	0.5	241 (80 K); 223 (280 K)

References

1. J. Miao, C.E. Slone, T.M. Smith, C. Niu, H. Bei, et al. // *Acta Materialia* 132, 35 (2017).
2. Jae Wung Bae, Jeong Min Park, et al. // *Journal of Alloys and Compounds* 781, 75 (2019).
3. V.D. Natsik, Yu.A. Semerenko // *Low Temp. Phys.* 45, 551 (2019).

РАСШИРЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТЕЙ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ВСЕСТОРОННЕМ СЖАТИИ

*И. Коленов¹, П. Хаймович², М. Тихоновский²,
Н. Шульгин², А. Левенец²*

*¹Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,
Харьков, Украина;*

*²Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: pavel.hfti@gmail.com*

До недавнего времени единственным реальным способом криодеформирования заготовок из чистых металлов и сплавов практически значимых размеров при всестороннем сжатии была низкотемпературная квазигидроэкструзия, называемая для упрощения барокриодеформированием (БКД) [1]. Являющееся фактически низкотемпературным аналогом гидроэкструзии БКД характеризовалось тем же набором как положительных, так и отрицательных качеств. В числе последних надо назвать то обстоятельство, что при этом виде деформирования неминуемо имеет место изменение формы заготовки: чем больше деформация, тем больше уменьшается в сечении и удлиняется деформируемая заготовка.

Еще во второй половине прошлого века был разработан эффективный метод обработки металлов, позволяющий существенно измельчить зеренную структуру и повысить его эксплуатационные характеристики при почти полном сохранении первоначальной формы и размеров заготовки. Это метод «осадка – выдавливание», называемый еще разнонаправленной деформацией [2]. Но осуществлялся он, как правило, при повышенных температурах, что позволяло использовать обычное выдавливание и осадку.

Как известно, понижение температуры деформирования большинства исследованных металлов и сплавов в криогенную область приводит к существенному измельчению их микроструктуры и повышению прочностных характеристик [1]. Поэтому представляло интерес реализовать метод осадки–выдавливании при низких (криогенных) температурах. Такие эксперименты были проведены на высокоэнтропийном сплаве эквиатомного состава CoCrFeMnNi (сплав Кантора), отличающемся высокой пластичностью при криогенных температурах, причем выдавливание осуществлялось низкотемпературной квазигидроэкструзией, а осадка традиционным образом. Была показана высокая эффективность такой комбинированной обработки, позволившей за несколько шагов практически втрое упрочнить материал приложением относительно невысоких разовых усилий. Но попытки повторить это на металлах с невысокой пластичностью не увенчались успехом, так как при проведении осадки материал растрескивался. Исключить это могло только приложение во время проведения осадки сил всестороннего сжатия к деформируемому объекту. И реализацию такого процесса удалось осуществить.

Было разработано устройство, позволяющее проводить осадку с приложением всестороннего сжатия к деформируемому объекту как при комнатной, так и при

криогенных температурах. Средой, передающей давление на испытываемый осадку объект, служит, как и в случае БКД, индий. В предлагаемом докладе будут представлены как принцип действия устройства, так и результаты его применения к криодеформированию металлов с низкой пластичностью.

Литература

1. П.А. Хаймович. Криодеформирование металлов в условиях всестороннего сжатия (обзор). ФНТ, (2018), т. 44, №5, с. 463-490.
2. И.И. Папиров, Г.Ф. Тихинский. Структура и механические свойства мелкозернистого деформированного бериллия. ФММ. 1970, т. 29(5), с. 1057-1060.

ПРИМЕНЕНИЕ В ЛИНЕЙНОМ УСКОРИТЕЛЕ ПРОТОНОВ НЕИСПАРЯЕМОГО ГЕТТЕРА Zr(86)–Al(14), РАЗМЕЩЕННОГО ВНУТРИ КАМЕРЫ ПЛАЗМЕННО-ИОННОГО ИНЖЕКТОРА ПРОТОНОВ ДЛЯ ЕЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ОТКАЧКИ

А.Н. Аксенова, В.В. Беликов, С.А. Вдовин, П.Л. Махненко, Н.Н. Пилипенко, А.П. Подоляк, Е.И. Пономарчук, А.П. Свинарченко, В.И. Скибин

*Национальный научный центр
«Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина
E-mail: anna.aksynova@gmail.com*

Применение в линейном ускорителе протонов [1] неиспаряемого геттера Zr(86)–Al(14), размещенного в камере плазменно-ионного инжектора протонов для ее дополнительной откачки, позволяет существенно улучшить рабочие характеристики инжектора. А это дает возможности расширить применение ускорителя как в областях научных исследований, так и прикладных применениях [2, 3].

Используемый в данном исследовании неиспаряемый геттер Zr(86)–Al(14), известный также под названием St(101), способен при определенных условиях поглощать необратимо химически активные газы: O₂, N₂, CO, CO₂, пары воды, углеводороды – CH₄, C₂H₂, C₂H₄..., их фрагменты: CH, CH₂, CH₃..., а обратимо – водород и его изотопы.

В работе проведены измерения скоростей откачки водорода и азота в камере плазменно-ионного инжектора протонов, с размещенным внутри нее неиспаряемым геттером Zr(86)–Al(14). Измерения проведены в интервале температур 473...1300 К и давлений от 13 до ~10⁻³ Па.

В качестве образцов для исследований использовались частички геттера, извлекаемые из раздробленных слитков, полученных сплавлением йодидного циркония и алюминия (99,998 %). В камере инжектора они располагались положенной на изоляторы ленте, изготовленной из нержавеющей стали X18H10T.

Результаты измерений скоростей откачки водорода (S_H) и азота (S_N), полученные в данной работе при расположении геттера внутри камеры инжектора, показаны на рис. 1, 2 при давлении в ней 10⁻² и ~10⁻³ Па – соответственно.

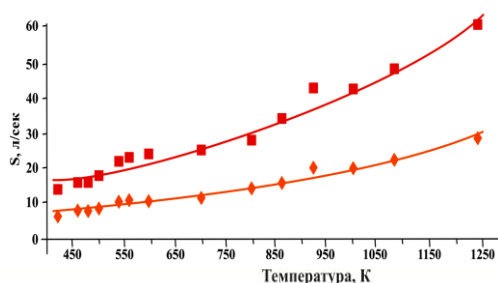


Рис. 1. Температурные зависимости S_H (■) и S_N (◆) при давлении 10⁻² Па

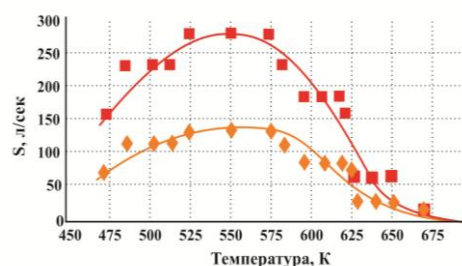


Рис. 2. Температурные зависимости S_H (■) и S_N (◆) при давлении 10⁻³ Па

Установлены наибольшие скорости откачки водорода $((283 \pm 15)$ л/с) и азота $((133 \pm 15)$ л/с), достигаемые в интервале температур 525...575 К и при давлении $\sim 10^{-3}$ Па.

Показано, что предложенный неиспаряемый геттер Zr(86)–Al(14) обеспечивает необходимое рабочее давление в камере плазменно-ионного инжектора линейного ускорителя протонов и минимальную концентрацию водорода, азота и других остаточных газов.

Литература

1. В.В. Колосков и др. Линейный ускоритель протонов И-2. Вакуумная система // *Приборы и техника эксперимента*. 1967, №5, с.43.
2. Н.И. Айзацкий, Ю.М. Аркатов, В.А. Бомко и др. Академик Антон Карлович Вальтер. Часть II, ННЦ ХФТИ. - Х.: Изд-во «Форт», 2005, с. 235.
3. Г.Л. Саксаганский. VIII Международный вакуумный конгресс // *Экспресс-информация ЦИНТИ и ТЭП по химическому и нефтяному машиностроению*. Серия ХМ-6, 1986, №4, с. 16.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ СОЛНЕЧНОГО КРЕМНИЯ, ПРИМЕНЯЕМОГО В НЕТРАДИЦИОННОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ

*Н.А. Азаренков, С.В. Литовченко, В.Е. Семененко,
Н.Г. Стервеедов, Н.Ю. Кравчук*

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина,
Харьков, Украина
E-mail: azarenkov@karazin.ua*

Развитие мировой энергетики определяется энергетическим обеспечением страны – базовым фактором безопасности и благополучия страны. Перспективной основой альтернативных источников энергии является превращение энергии солнечного излучения в электрическую с помощью полупроводниковых материалов [1]. Доля различных видов энергии в общем балансе представлена в докладе.

Актуальной является проблема создания солнечных батарей на основе широко распространенного в природе кремния – непрямозонного полупроводника с шириной запрещенной зоны (300 К) ~ 1,1 эВ, что меньше оптимального значения 1,3...1,5 эВ, обуславливая КПД < 29%. Необходимость использования высокочистых матричных полупроводников обусловлена значительным влиянием малых концентраций легирующих примесей на электрохимические свойства создаваемого материала. Анализ литературных данных указывает на деградацию свойств солнечных батарей (СБ), которые определяются структурой, чистотой, составом компонентов, концентрацией точечных и линейных дефектов, их распределением по объему материала и т.п. Исследование таких недостаточно изученных свойств материалов СБ рассмотрено в данном сообщении.

Для создания элементов СБ применяются различные физико-химические технологии – пленочные, ионно-плазменные и т.п. В данном исследовании показана эффективность применения монокристаллов кремния, легированных акцепторными и донорными примесями, создаваемых путем контролируемых фазовых превращений. Необходимость создания монокристаллических образцов обусловлена тем, что границы зерен создают дополнительные дефектные уровни в запрещенной зоне полупроводника, являясь локальными центрами с высокой скоростью рекомбинации, что приводит к уменьшению времени жизни неосновных носителей тока (электронов, дырок). Необходимы материалы солнечных элементов с размером зерна как минимум примерно несколько миллиметров, поэтому аморфный Si не эффективен для СБ. Определено, что размер одного зерна должен быть больше толщины солнечного элемента (100 мкм), что уменьшает сопротивление носителей тока. Проведен анализ энергетической схемы полупроводников на основе уравнения Ферми-Дирака и изменения положения уровня Ферми в процессе легирования бором и фосфором.

Содержание примесей бора в кремнии 0,3 ppm, фосфора 0,2 ppm, приведены данные о растворимости примесей в кремнии, рассмотрены диффузионные параметры монокристаллов. Определен примесный состав монокристаллов кремния n и p-типов с удельным сопротивлением от 0,01 до 200 Ом·см. Показано, что при направленной кристаллизации наблюдается незначительная очистка от примесей В, As, Р, Ge, слабее от кислорода. Показана необходимость уменьшения

числа графитовых узлов в ростовой установке для уменьшения содержания углерода, выбора материала тигля и атмосферы плавки (гелий, вакуум).

Приведены значения эффективных коэффициентов распределения примесей, определено содержание углерода $\sim 5 \cdot 10^{16} \dots 6 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, донорной примеси азота $\sim 10^{12} \text{ см}^{-3}$, кислорода $2 \cdot 10^{15} \dots 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, а также проведен детальный анализ влияния примесей на электрофизические свойства монокристаллов кремния. Особое внимание уделено получению малодислокационных кристаллов кремния, которые создают упругие напряжения в алмазной решетке кремния, приводя к деформированию энергетические зоны, и обуславливают дефектные уровни в запрещенной зоне полупроводника. Определено, что изменение ширины запрещенной зоны в легированных монокристаллах составляет 0,3...0,4 эВ.

Рассмотрены механизм возникновения дислокаций и их аннигиляции в растущем кристалле, влияние температурного градиента, скорости кристаллизации. Установлено, что распространение дислокации в растущий кристалл происходит от поверхностных дефектов, несовершенной эпитаксии от затравки и т.п. Определено, что с увеличением угла между плоскостью наименьшего скольжения и направлением роста дислокации выходят на поверхность кристалла и не пересекают границу раздела фаз. Поэтому монокристаллы кремния с решеткой алмаза, выросшие в направлениях [100] и [111], являются более совершенными ($\rho_d \geq 10^{-2} \text{ см}^{-2}$), монокристаллы с направлением роста [110] и [112] $\rho_d \sim 10^4 \text{ см}^{-2}$. Обнаружен различный механизм движения и устранения краевых и винтовых дислокаций. Участкам краевых дислокаций, параллельных вектору Бюргерса [111], энергетически выгоднее переместиться в плоскость скольжения и диссоциировать. При наличии дефектов структуры (субграницы) наблюдается торможение движения краевой дислокации. Винтовые дислокации удерживаются параллельно своей оси и при достаточном пересыщении растущего кристалла вакансиями образуют геликоиды. Таким образом, на движение дислокаций влияет их структура – винтовая дислокация, которая представляет плотно сжатые спирали, затрудняющие разрыв связей в кристалле, и является источником гексагонов.

Установлено влияние дислокаций на процессы рассеивания и рекомбинацию подвижных носителей тока. Вызванное дислокациями рассеивание уменьшает подвижность носителей тока. Установлено что при обычных плотностях дислокаций ($10^3 \dots 10^5 \text{ см}^{-2}$) наблюдается незначительное уменьшение подвижности (300 К). Более существенно дислокации влияют на процессы рекомбинации и, следовательно, время жизни неравновесных носителей тока. Таким образом, получение легированных монокристаллов кремния и других полупроводниковых материалов с минимальной плотностью дислокаций (в пределе без дислокаций) является актуальной задачей в технологии выращивания полупроводниковых элементов СБ и их более широкого практического применения.

Литература

1. Н.А. Азаренков, В.Е. Семененко, В.Н. Ткаченко. Перспективные конструкционные материалы нетрадиционной и атомной энергетики: Учебно-методическое пособие. Харьков: ХНУ, 2016, 109 с.

6-а Міжнародна конференція
«Високочисті матеріали: отримання, застосування, властивості»,
присвячена пам'яті академіка В.М. Ажажі
13–15 вересня 2021 р.
м. Харків, Україна

МАТЕРІАЛИ ДОПОВІДЕЙ

Відповідальні за випуск М.М. Пилипенко, Т.В. Сітнянська

Підписано до друку 31.08.21. Формат 60x84/16. Ризодрук.
Ум. друк. арк. 7,8. Обл.-вид. арк. 7,4. Тираж 100 прим. Замовлення №32.

Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут»
61108, м. Харків, вул. Академічна, 1

Свідоцтво про державну реєстрацію видавців видавничої продукції
ДК №6187 від 17.05.2018 р.