

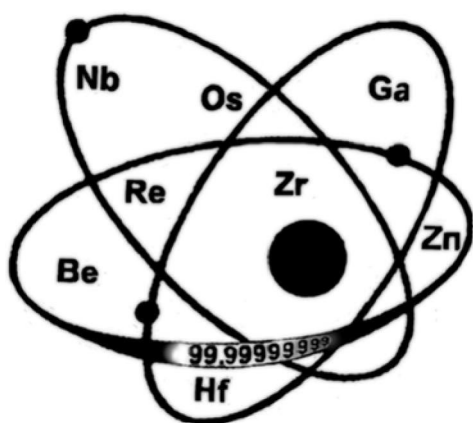
7-а Міжнародна конференція

**ВИСОКОЧИСТІ МАТЕРІАЛИ:
ОТРИМАННЯ, ЗАСТОСУВАННЯ, ВЛАСТИВОСТІ**

присвячена пам'яті академіка НАН України В.М. Ажасжі

15 - 17 вересня 2025 року
м. Харків, Україна

МАТЕРІАЛИ ТЕЗ ДОПОВІДЕЙ



PROCEEDINGS

The 7-th International Conference

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

Dedicated to memory of Academician of NAS of Ukraine V.M. Azhazha

September 15-17, 2025
Kharkiv, Ukraine

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

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

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

присвячена пам'яті академіка НАН України В.М. Ажажі

15–17 вересня 2025 року
м. Харків, Україна

МАТЕРІАЛИ ТЕЗ ДОПОВІДЕЙ

The 7-th International Conference
«HIGH PURITY MATERIALS:
PRODUCTION, APPLICATION, PROPERTIES»
Dedicated to memory of Academician of NAS of Ukraine V.M. Azhazha

September 15–17, 2025
Kharkiv, Ukraine

PROCEEDINGS

Харків
2025

УДК 669.2; 538.9

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

Редакційна колегія:

М.О. Азарєнков, М.М. Пилипенко, Д.О. Солоніхін, А.В. Пойда

7-а Міжнародна конференція «Високочисті матеріали: отримання, застосування, властивості». 15–17 вересня 2025 р., м. Харків, Україна: Матеріали тез доповідей. – Харків: ННЦ ХФТІ, 2025. – 64 с.

До збірника матеріалів 7-ї Міжнародної конференції «Високочисті матеріали: отримання, застосування, властивості» (15–17 вересня 2025 р., м. Харків, Україна) увійшли тези доповідей, що надійшли до оргкомітету та були прийняті до опублікування.

Proceedings of the 7-th International Conference «High purity materials: Production, application, properties» (September 15–17, 2025, 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), 2025

ЗМІСТ

HIGH PURITY METALS: PURIFICATION METHODS AND APPLICATIONS	
<i>М.М. Руденко</i>	7
РАФІНУВАННЯ МЕТАЛІВ IV ГРУПИ (ТИТАН, ЦИРКОНІЙ, ГАФНІЙ) МЕТОДОМ ЗОННОЇ ПЛАВКИ З ЕЛЕКТРОПЕРЕНОСЕННЯМ	
<i>О.Є. Кожевніков, М.М. Пилипенко</i>	8
ОСОБЛИВОСТІ ОЧИЩЕННЯ ТЕТРАХЛОРИДУ ГАФНІЮ ВІД ЦИРКОНІЮ	
<i>Т.Б. Янко, Р.Б. Даценко</i>	9
ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСІВ ГЛИБОКОГО ОЧИЩЕННЯ ПРИ ВАКУУМНІЙ ДИСТИЛЯЦІЇ БЕРИЛІЮ	
<i>В.Д. Вірич, О.В. Кисіль, К.В. Ковтун, А.Д. Солоніхін</i>	11
ОТРИМАННЯ БОРУ ВИСОКОГО СТУПЕНЯ ЧИСТОТИ	
<i>А.П. Мухачев, Д.О. Єлатонцев, О.А. Харитонова, М.І. Гречанюк</i>	12
ОТРИМАННЯ КАДМІЮ ДЕТЕКТОРНОЇ ЧИСТОТИ КОМПЛЕКСНИМ МЕТОДОМ ДИСТИЛЯЦІЇ	
<i>О.П. Щербань, Д.О. Солоніхін, О.І. Кондрик</i>	13
ОТРИМАННЯ ВИСОКОЧИСТИХ ЕЛЕМЕНТІВ І З'ЄДНАНЬ ПРИ ПОВЕРХНЕВОМУ РОЗРЯДІ В КАМЕРІ МАГНІТОПЛАЗМОВОГО СЕПАРАТОРА	
<i>В.В. Катречко, В.Б. Юферов, Д.В. Вінников, О.М. Озеров, В.І. Ткачов, С.О. Петренко, Б.О. Бровкін</i>	14
EVAPORATION REFINING AS A METHOD FOR FINDING DIFFUSION COEFFICIENT OF IMPURITY	
<i>А.І. Kravchenko, А.І. Zhukov</i>	15
PURE MAGNESIUM AND MAGNESIUM ALLOYS FOR ORTHOPEDIC APPLICATION: MECHANICAL PROPERTIES AND DEGRADATION PROCESSES IN VITRO AND IN VIVO	
<i>К.В. Kutniy, М.А. Tikhonovsky, К.Н. Lytvynenko</i>	16
НАПІВПРОВІДНИКОВІ ДЕТЕКТОРИ РЕНТГЕНІВСЬКОГО ТА ГАММА-ВИПРОМІНЮВАННЯ НА ОСНОВІ ВИСОКОЧИСТИХ КОМПОНЕНТІВ	
<i>Д.О. Солоніхін, О.І. Кондрик, О.П. Щербань</i>	18
СУЧАСНІ НАПІВПРОВІДНИКОВІ GaAs-МАТЕРІАЛИ	
<i>О.А. Даценко</i>	19
ПЕРСПЕКТИВИ ОДЕРЖАННЯ ДЕТЕКТОРІВ НАСТУПНОГО ПОКОЛІННЯ НА ОСНОВІ ВИСОКОЧИСТИХ КОМПОНЕНТІВ Cd(Zn, Mn, Mg, Se)Te	
<i>О.І. Кондрик, Д.О. Солоніхін</i>	20
ZIRCONIUM SPONGE FOR FUEL CLADDINGS	
<i>М.М. Руденко</i>	21

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОДІЇ ВИСОКОЧИСТОГО ПАЛАДІЮ З ГАЗОПОДІБНИМ ВОДНЕМ	
<i>О.М. Любименко, О.А. Штепа</i>	22
ДОСЛІДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ЯДЕРНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ	
<i>Л.С. Глазунов, В.В. Левенець, О.Ю. Лонін, О.П. Омельник, А.О. Щур</i>	23
МЕТОДИКА МАС-СПЕКТРОМЕТРИЧНОГО ПОШАРОВОГО АНАЛІЗУ ТОНКИХ ПЛІВОК БЕРИЛІЮ, ОТРИМАНИХ ВИПАРОМ ТА ІОННО- ПЛАЗМОВИМ МАГНЕТРОННИМ РОЗПОРОШЕННЯМ	
<i>А.А. Васильєв, В.Д. Вірич, О.В. Кисіль, К.В. Ковтун, О.В. Косінов, С.О. Соколов, А.Д. Солоніхін</i>	24
THE EFFECTIVENESS OF ARGON ION SPUTTERING ON AN OXIDIZED BERYLLIUM SURFACE USING RBS	
<i>A.I. Pikalov, K.V. Kovtun, S.O. Sokolov, Yu.V. Kovtun, O.S. Kuprin, S.O. Karpov, G.D. Tolstolutska, B.S. Sungurov</i>	25
CHANGES IN THE SURFACE STRUCTURE OF TUNGSTEN SAMPLES 99.5 AND 99.7% PURITY IRRADIATED BY 0.12 OR 4 MeV HELIUM IONS	
<i>E.M. Prokhorenko, V.V. Lytvynenko, O.V. Manuilenko, I.N. Onishchenko, K.V. Pavlii, B.V. Zajtsev, <u>V.A. Soshenko</u>, V.I. Butenko, T.G. Prokhorenko</i>	26
THE BURN-UP PROCESS OF THE COMPTON-EMISSION DETECTOR WITH A Hf EMITTER IN THE WWER-1000 REACTOR CORE CONDITIONS	
<i>A.L. Ulybkin, V.V. Gann, A.O. Pudov, A.V. Rybka, K.V. Kovtun, V.E. Kutny, P.E. Kuznietsov</i>	27
HAFNIUM IS A PROMISING ABSORBING MATERIAL FOR REACTOR CONTROL RODS	
<i>O.V. Yefimov, T.V. Potanina, M.M. Pylypenko</i>	28
APPLICATION SMALL MODULAR REACTORS TECHNOLOGIES AS PART OF FUTURE ENERGY SYSTEMS	
<i>O.V. Yefimov, T.V. Potanina, I.D. Sydorkin</i>	30
ПРОЦЕСИ ФОРМУВАННЯ ЛИТИХ СТРУКТУР У ТРУБНОЇ ЗАГОТОВЦІ ЗІ СПЛАВУ Zr1Nb	
<i>В.С. Вахрушева, Н.В. Грузін</i>	33
ОСОБЛИВОСТІ ПРОЯВУ СТРУКТУРНОЇ ПАМ'ЯТІ В ПРОЦЕСІ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ДВІЙНИКУВАННЯ СПЛАВУ Zr-2.5%Nb	
<i>Д.Г. Малихін, В.М. Грицина, К.В. Ковтун</i>	35
МОДЕЛЮВАННЯ ЯВИЩА РАДІАЦІЙНОГО РОСТУ ЦИРКОНІЮ	
<i>О.Г. Троценко, П.М. Остапчук</i>	36
МІКРОСТРУКТУРА ПОВЕРХНІ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ ЗА ЕЛЕКТРОЕРОЗІЙНОГО РІЗАННЯ	
<i>О.М. Великодний, І.В. Колодій, І.П. Кісляк, С.В. Худяков, І.М. Тихоновська</i> ...	38
ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДОСКОНАЛИХ ЛЕГОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІЧНИХ КРЕМНІЄВИХ МАТЕРІАЛІВ n- ТА p-ТИПУ	
<i>М.О. Азарєнков, М.М. Пилипенко, В.Є. Семененко</i>	40

ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВЕЛИКИХ ПРОФІЛЬОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІВ МОЛІБДЕНУ, ОТРИМАНИХ АДИТИВНОЮ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ	
<i>В.О. Шаповалов, А.М. Негрійко, Ю.О. Никитенко, В.В. Якуша, Ж.В. Потьомкіна, О.М. Гніздило, Є.В. Мірошніченко.....</i>	42
ОСОБЛИВОСТІ ОРІЄНТУВАННЯ ЗАРОДКОВИХ КРИСТАЛІВ ПРИ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОМУ ВИРОЩУВАННІ ПРОФІЛЬОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІВ МОЛІБДЕНУ	
<i>В.В. Якуша, Ю.О. Никитенко, В. О. Шаповалов, О.М. Гніздило, Є.В. Мірошніченко, Ю.А. Хохлова.....</i>	43
STRUCTURAL AND DENSITY CHANGES OF AMORPHOUS FILMS OF ALUMINA AT ELECTRON-BEAM ANNEALING	
<i>A.G. Vagmut.....</i>	44
ВПЛИВ ХІМІЧНОГО І ФАЗОВОГО СКЛАДУ НА ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА НА ПОКАЗНИКИ НАДПЛАСТИЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ 1450, 1460, 01420T і АМr6	
<i>А.В. Пойда, В.П. Пойда.....</i>	45
ЧАСТИННІ ТОЧНІ РОЗВ'ЯЗКИ МОДЕЛІ МІХЕЛЬСОНА ФАЗОВИХ ПЕРЕХОДІВ ПЕРШОГО РОДУ В ЧИСТИХ МАТЕРІАЛАХ	
<i>А.Р. Шимановський, В.Ф. Клепиков.....</i>	46
PHYSICAL AND TECHNOLOGICAL ASPECTS OF THE METHOD OF NEUTRON TRANSMUTATIONAL DOPING OF SEMICONDUCTORS AND PROSPECTS OF ITS APPLICATION IN UKRAINE	
<i>S. Karpus, D. Zakharchuk, L. Panasyuk.....</i>	47
ANOMALY IN THE WIEDEMANN-FRANZ LAW CAUSED BY ELECTRON-HOLE CONVERSION OF CHARGE CARRIERS	
<i>N.A. Azarenkov, V.A. Frolov, E.V. Karaseva, V.I. Sokolenko, M.A. Tikhonovsky...</i>	48
INFLUENCE OF ULTRASONIC EXPOSURE ON PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE ALLOY $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$	
<i>E.V. Karaseva, V.I. Sokolenko, A.V. Mats, E.S. Savchuk, M.A. Tikhonovsky, V.A. Frolov.....</i>	49
НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНІ УЛЬТРАЗВУКОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ CoCrFeMnNiV_x	
<i>В.С. Клочко, А.В. Корнієць, В.І. Соколенко, І.В. Колодій, І.Ф. Кісляк, О.О. Кондратов, Ю.С. Липовська, М.А. Тихоновський, Т.М. Тихоновська...</i>	50
THE EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF $\text{Co}_{25-x}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}\text{C}_x$ HIGH-ENTROPY ALLOYS	
<i>A.V. Levenets, V.S. Okovit, M.A. Tikhonovsky, O.S. Solopikhina, Ju.S. Lypovska.....</i>	52
ВПЛИВ МОРФОЛОГІЇ ВКЛЮЧЕНЬ НІТРИДУ ТИТАНУ НА ДЕФЕКТОУТВОРЕННЯ В АУСТЕНИТНІЙ СТАЛІ ТЕПЛООБМІННИКІВ	
<i>Є.О. Крайнюк.....</i>	54

ВИКОРИСТАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО СОРБЕНТУ НА ОСНОВІ ЦЕОЛІТІВ ДЛЯ МУЛЬТИСОРБЦІЇ В УМОВАХ КОМПЛЕКСНОГО ЗАБРУДНЕННЯ ВОДНОГО РОЗЧИНУ СУМІШЬЮ РАДІОНУКЛІДІВ (Cs, Sr та Co)	
<i>В.В. Левенець, О.Ю. Лонін</i>	55
ЗАХИСНІ ВЛАСТИВОСТІ Ti-Cr-N-ПОКРИТТІВ, ОСАДЖЕНИХ З ФІЛЬТРОВАНОЇ ВАКУУМНО-ДУГОВОЇ ПЛАЗМИ	
<i>Ю. Задніпровський, В. Білоус, Е. Решетняк, В. Голтвяниця, О. Купрін</i>	56
THERMOMECHANICAL EFFECTS AT ATOMIC CLUSTER FALLING ONTO THE COATING SURFACE	
<i>A.I. Kalinichenko, V.E. Strel'nitskij</i>	57
OPTIMIZATION OF CVD SYNTHESIS PROCESSES OF DIAMOND COATINGS FOR HARDENING THE SURFACE OF CUTTING TOOLS	
<i>K.I. Koshevoy, E.N. Reshetnyak, V.E. Strel'nitskij, A.O. Lyamtseva, A.O. Chumak, S.A. Klymenko, O.O. Bochechka, O.I. Chernienko</i>	58
EFFECT OF NITROGEN DOPING ON THE CHARACTERISTICS OF VACUUM-ARC DLC COATINGS	
<i>V. Vasyliiev, A. Luchaninov, E. Reshetnyak, V. Strel'nitskij, Yu. Volkov, Yu. Nasieka, V. Temchenko, V. Lozinskii</i>	59
HIGH-VOLTAGE PULSE GENERATOR FOR ION-PLASMA TECHNOLOGIES	
<i>A.A. Luchaninov, V.E. Strel'nitskij, V.A. Ushakov</i>	60
ЗАПАЛЮВАННЯ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО РОЗРЯДУ В ТЕХНОЛОГІЧНИХ ДЖЕРЕЛАХ ПЛАЗМИ	
<i>Ю.О. Сисоєв, Ю.В. Широкий</i>	61
ВИМІРЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ПОВЕРХНІ ВИРОБІВ ПРИ ОТРИМАННІ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ ПОКРИТТІВ ПИРОМЕТРИЧНИМ МЕТОДОМ	
<i>Ю.О. Сисоєв, Ю.В. Широкий</i>	63
ЕРОЗІЯ ТА МОДИФІКАЦІЯ ВОЛЬФРАМОВИХ ПОВЕРХОНЬ ПІД ДІЄЮ ПОСЛІДОВНИХ СТАЦІОНАРНИХ ТА ІМПУЛЬСНИХ ПОТУЖНИХ ПЛАЗМОВИХ ПОТОКІВ	
<i>В.О. Махлай, І.Є. Гаркуша, Ю.Є. Волкова, С.С. Геращенко, Ю.В. Петров, Д.В. Єлісєєв, П.Б. Шевчук, Ю.В. Сіромолот, С.В. Малихін, С.В. Суровицький, Т. Морган</i>	64

HIGH PURITY METALS: PURIFICATION METHODS AND APPLICATIONS

M.M. Pylypenko

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

E-mail: pylypenko1957@gmail.com

High purity of the metals is required in the fields of electronics, nuclear energy, aerospace and basic research. The stringent and ever-increasing purity materials' requirements have brought in a variety of improved and refined methods to deal with the demands.

High levels of impurity and gases in steels and alloys significantly reduce their mechanical, corrosion and radiation properties and, therefore, limit their use in operating and designing reactors. Use of high-purity metals as initial components of new structural materials will provide desired properties in the resulting products.

Any material is considered to be pure, if its physical properties determined by the atomic-crystalline structure and intrinsic defect, but not by the dissolved or substitutional impurities.

For achieving high purification of metals, methods at different stages of refining various chemical and physico-chemical methods are used. Usually refining process is completed by physical methods such as distillation in vacuum, melting in high vacuum, zone recrystallization, electrotransport (solid state electro-migration) and various combinations thereof. These methods are mainly physical processes: evaporation and condensation, crystallization, diffusion and electro-migration, etc. The advantages of these methods over the others are the ability to yield high purity material and the final product is obtained in a compact form, including single crystals with a perfect crystal structure.

Techniques of metal refining and purification rely on the differences in physico-chemical properties of the base metal and the impurities. In order to reach the desired high purity, a sequence of purification steps is required. These steps fundamentally apply in the form of chemical, electrochemical and physical methods. The refining process is usually completed by physical methods.

Various highly efficient physical methods have been developed based on the nature of an impurity or groups of impurities during the refining of metals by National Science Center “Kharkiv Institute of Physics and Technology” (NSC KIPT). Description of physical methods of refining as applied to various metals and their features is included in this report along with the application of these methods and results of research on the purification of some chemical-activity, refractory and fusible metals.

The electron beam melting method is quite effective for the production of pure refractory and chemically active metals like Ta, Nb, Zr, V, Hf, etc. and their alloys. The zone melting (ZM) method in vacuum with electron beam heating and the ZM in an electric field for high melting point metals like Zr, Hf, Ti, V, Nb, Ta, and other metals are very much useful for increase its purity. Some reactive refractory metals were subjected to refining by electrotransport. Refinement of fusible metals (Ga, Cd, Zn, Te, Pb, In etc.) to the high purity level have been realized by distillation and method including heating with filtration in combination with distillation through getter filter.

Complex refining based on the use of complementary physical-chemical, physical methods have achieved the highest degrees of purification and obtaining metals in its purest form.

РАФІНУВАННЯ МЕТАЛІВ ІV ГРУПИ (ТИТАН, ЦИРКОНІЙ, ГАФНІЙ) МЕТОДОМ ЗОННОЇ ПЛАВКИ З ЕЛЕКТРОПЕРЕНОСЕННЯМ

О.Є. Кожевніков, М.М. Пилипенко
Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: kozhevnikov@kipt.kharkov.ua

Метод зонної електро-променевої плавки з електроперенесенням (ЗПЕП) використовують для рафінування тугоплавких металів, отримання високочистих зразків і наступного дослідження фізичних та механічних властивостей. При проведенні плавки в глибокому вакуумі очищення металу проходить при одночасному проходженні процесів випаровування легколетючих металевих та газоутворюючих домішок, зміщення металевих домішок в кінцеву частину зливку при зонній плавці, міграції домішкових іонів під дією прикладеного електричного поля до кінцевих частин зливка (к аноду або катоду).

Раніше в літературних матеріалах відзначалось, що при електроперенесенні в β -фазі цирконію та гафнію зміщення іонів кисню, азоту та вуглецю відбувалося у напрямку до аноду (знак ефективного заряду іонів $Z^* < 0$). У випадку рафінування титану при електроперенесенні в β -фазі спостерігалось зміщення іонів кисню та азоту до аноду ($Z^* < 0$), а іонів вуглецю до катоду ($Z^* > 0$).

У представленій роботі перед виконанням експериментів були проведені розрахунки параметрів процесу ЗПЕП для домішок впровадження в цирконії, гафнії та титані.

Використання методу зонної плавки з електроперенесенням для металів ІV групи дозволило отримати високочисті зразки Zr, Hf та Ti. Було значно зменшено вміст металевих домішок. В експериментах підключення електричного поля здійснювалося як по ходу зонної плавки, так і проти ходу. Після плавки проводилося термоциклювання в області температури поліморфного α - β -перетворення металів з метою отримання монокристалічних зерен більшого розміру.

Було одержано зразки цирконію з чистотою 99,91 мас.%. Концентрація домішок впровадження була значно знижена (кисню в 3,3; азоту – 3; вуглецю – 2 рази).

Рафіновані зразки гафнію були із вмістом основного металу 99,85 мас. %. Концентрація кисню була зменшена з 0,03 до 0,011 мас. %, азоту – з 0,003 до $5 \cdot 10^{-5}$ мас. %, вуглецю – з 0,04 до 0,0018 мас. %.

Зразки титану було отримано з чистотою 99,95 мас. %. Концентрація кисню була зменшена з 0,033 до 0,015 мас. %, азоту – з 0,009 до $4 \cdot 10^{-4}$ мас. %, вуглецю – з 0,01 до 0,003 мас. %.

Зі зразками цирконію, гафнію та титану було проведено металографічні дослідження та вимірювання мікротвердості.

Література

1. О.Е. Кожевніков, П.Н. Вьюгов, Н.Н. Пилипенко. Рафинирование гафния методом зонной плавки в электрическом поле // *БАИТ*. - 2015, № 2, с. 89-94.
2. О.Е. Kozhevnikov, М.М. Pylypenko, Yu.S. Stadnik, R.V. Azhazha. Zone refining of zirconium in an electric field // *БАИТ*. - 2020, № 1 (125), с. 27-34.
3. О.Е. Kozhevnikov, М.М. Pylypenko, V.M.Pelych, et al. The refining of titanium by method of zone recrystallization in an electric field // *БАИТ*. 2022, № 1 (137), с. 6-12.

ОСОБЛИВОСТІ ОЧИЩЕННЯ ТЕТРАХЛОРИДУ ГАФНІЮ ВІД ЦИРКОНІЮ

*Т.Б. Янко, Р.Б. Даценко
UNDERSLAB, Бургас, Болгарія
E-mail: titanlab3@ukr.net*

Високий переріз захоплення теплових нейтронів гафнієм робить його стратегічним матеріалом для систем керування реакторами покоління ВВЕР-1000 та перспективних SMR. Оскільки у природних концентратів типу циркона вміст цирконію складає близько 67%, а вміст гафнію становить 2%, ключовим технологічним викликом є видалення цирконію до рівня ≤ 50 ppm [1, 2].

Головним вузьким місцем ланцюга є очищення газофазного HfCl_4 , з якого надалі синтезують будь-які сполуки або метал.

Понад 70 % світового Hf випускається на китайських підприємствах, що застосовують спрощену дво- або триступеневу схему (GB/T 5233-2020):

1. Хлорування циркон-гафнієвого концентрату у киплячому шарі $900\ldots 950^\circ\text{C}$ з утворенням суміші хлоридів $\text{ZrCl}_4\text{--HfCl}_4$.

2. Фракційна сублімація або екстрактивна дистиляція у розплаві KCl--NaCl знижує вміст цирконію до $\approx 0,3\ldots 1,5$ мас. %.

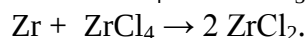
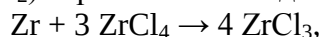
3. Магнієтермічне відновлення (Kroll) отриманого хлоридного розчину при $800\ldots 850^\circ\text{C}$ із вакуумною дистиляцією MgCl_2 та гранулюванням.

Отриманий метал містить $3000\ldots 15000$ ppm цирконію, придатний для жароміцних сплавів і каталізу, але неприйнятний для атомної енергетики [3].

Для забезпечення низького вмісту цирконію в тетрахлориді гафнію запропонована наступна схема очищення тетрахлориду гафнію:

- екстракційне розділення за допомогою ТВР;
- аніонно-обмінна реакція за допомогою цеолітів;
- газофазна сублімація;
- фільтраційно-адсорбційне доочищення через пористий цирконієвий фільтр.

Екстракційне розділення, сублімація та екстракція за допомогою цеолітів дозволяють отримати гафній високої чистоти, проте є проблема залишкового цирконію [4]. Застосування цирконієвого фільтру дає можливість переведення тетрахлориду цирконію в форму нижчих хлоридів (ZrCl_3 , ZrCl_2) через часткове відновлення за реакціями:



Утворення таких субхлоридів цирконію дозволяє якісно відокремити залишковий цирконій від гафнію за рахунок значного зниження парціального тиску. Низький тиск пари субхлоридів $\text{ZrCl}_2\text{--ZrCl}_3$ ($\leq 0,01$ торр при 450°C) сприяє їх конденсації на фільтрі без втрат гафнію [5]. А залишковий ZrCl_4 селективно адсорбується та повертається у схему хлорування концентрату. Очікуваний вміст цирконію в тетрахлориді гафнію за розробленої схемою складає менше 50 ppm.

Висновки

Запропонована інтегрована схема «екстракція $\rightarrow$ іонообмін $\rightarrow$ сублімація $\rightarrow$ цирконієвий фільтр» мінімізує використання фтор- та хлор-органіки, забезпечує замкнений цикл ZrCl_4 та чистоту HfCl_4 , необхідну для реакторних матеріалів. Пористий Zr -фільтр об'єднує функції доочищення та регенерації, подовжуючи ресурс реагентів і зменшуючи кількість відходів. Запропонований пористий цирконієвий фільтр демонструє

високу селективність, стабільність у агресивному середовищі та придатний для масштабування у виробництві реакторних матеріалів високої чистоти.

Література

1. A.P. Mukhachev, D.O. Yelatontsev, O.A. Kharytonova, & V.G. Shevchenko. Technological basis of the process of zirconium and hafnium separation // *Problems of Atomic Science and Technology*, 2023, N 5(147), p. 103-109. <https://doi.org/10.46813/2023-147-103>
2. Nuclear Fuel Complex. *Nuclear grade reactor material*. 2025, June 4. Retrieved from <https://www.nfc.gov.in/nuclear-grade-reactor-material.html>
3. X. Liu, L. Wang, and S. Chen. Research progress in preparation of hafnium metal // *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, N 42(2), p. 158–165. DOI:10.3969/j.issn.0258-7076.2013.02.022
4. Z.H. Ismail, S. Rizk, E.M. Abu Elgoud, and H.F. Aly. Separation of hafnium from zircon leach solution using anion-exchange resin and production of high-purity zirconia for nuclear applications // *Hydrometallurgy*, 2024, N 231, p. 106411. <https://doi.org/10.1016/j.hydromet.2024.106411>
5. B.W. Lamm and D.J. Mitchell. Chemical Vapor Deposition of Zirconium Compounds: A Review // *Coatings*, 2023, N 13(2), p. 266. <https://doi.org/10.3390/coatings13020266>

ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСІВ ГЛИБОКОГО ОЧИЩЕННЯ ПРИ ВАКУУМНІЙ ДИСТИЛЯЦІЇ БЕРИЛІЮ

В.Д. Вірич, О.В. Кисіль, К.В. Ковтун, А.Д. Солопихін
Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: vladimirvirich777@gmail.com

Специфіка берилію як об'єкта очищення полягає в його високій хімічній активності за високих температур. Висока активність берилію негативно позначається на ефективності його очищення всіма наявними методами (електроперенесення, вакуумний переплав, зонна плавка, вакуумна дистиляція та ін.). До теперішнього часу вважали, що для досягнення високого ступеня очищення необхідно використовувати поєднання декількох методів рафінування, наприклад, вакуумну дистиляцію з подальшою зонною плавкою за умови використання вихідного матеріалу, отриманого електропереносом [1]. У результаті останніх робіт [2, 3], у яких проведено дослідження з вивчення процесів рафінування берилію, було виявлено деякі закономірності, які дають змогу отримувати берилій чистотою понад 99,999 мас.%, використовуючи тільки вакуумну дистиляцію. Для досягнення такої чистоти потрібне проведення трьох циклів перегонки вихідного берилію чистотою 99,9 мас.%.

Удосконалення процесу вакуумної дистиляції берилію з метою зменшення кількості циклів можна забезпечити, якщо врахувати істотну відмінність вмісту домішок у верхній і нижній частинах конденсату після первинної дистиляції. Оскільки верхня частина конденсату збагачена легко-летючими домішками, а нижня – важко-летючими, їх не слід змішувати при проведенні повторних дистиляцій, а проводити роздільну перегонку їхніх частин. Ці частини, зібрані після кількох циклів первинних дистиляцій, надалі піддаються роздільній повторній дистиляції. Найбільш оптимальна швидкість випаровування для верхньої частини – це 0.3...0.32 г/(см²·год), а для нижньої частини – 0.17...0.2 г/(см²·год). За цих швидкостей для домінуючих домішок реалізуються найвищі коефіцієнти розділення. При цьому, у разі повторної дистиляції верхньої частини дистиляту випаровується ~90% завантаження, а в разі повторної дистиляції нижньої частини ~70 % завантаженого в тигель матеріалу. Первинні дистиляції, при цьому, проводять за швидкості випаровування 0.25...0.3 г/(см²·год), коли сумарний коефіцієнт поділу за всіма домішками найвищий. При проведенні первинної та вторинної дистиляції в діапазоні найоптимальніших швидкостей випаровування металу для кожного циклу, або при проведенні роздільної повторної дистиляції берилію, кількість циклів перегонки, необхідних для одержання берилію чистотою 99,999 мас.%, знижується з трьох до двох.

Література

1. Г.Ф. Тихинский, Г.П. Ковтун, В.М. Ажажа. Получение сверхчистых редких металлов // М.: «Металлургия», 1986.
2. Н.С. Пугачёв, И.В. Шпагин, А.Д. Солопихин, В.Д. Вирич, О.В. Кисель, К.В. Ковтун. О влиянии тугоплавких металлов (Nb, Mo) на эффективность очистки бериллия вакуумной дистиляцией // Сборник докладов 9-го Международного симпозиума «Высокочистые металлические и полупроводниковые материалы», Харьков, 2003, с. 10-14.
3. В.М. Ажажа, В.Д. Вирич, К.В. Ковтун, Н.С. Пугачев, И.В. Шпагин. Изучение методом лазерной масс-спектрометрии процесса очистки бериллия при вакуумной дистиляции. // Вісник Харківського університету, №674 серія фізична «Ядра, частинки, поля», вип. 3 /25/, 2004, с. 35-41.

ОТРИМАННЯ БОРУ ВИСОКОГО СТУПЕНЯ ЧИСТОТИ

А.П. Мухачев¹, Д.О. Єлатонцев¹, О.А. Харитонов², М.І. Гречанюк³

*¹Інститут геотехнічної механіки ім. М.С. Полякова НАН України,
Дніпро, Україна;*

²Інститут Масарика, Брно, Чехія;

*³Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,
Київ, Україна*

E-mail: map45@ukr.net

Бор є одним з критично важливих елементів, що визначають сталий розвиток ядерної енергетики, металургії, виробництва напівпровідників і оптичних матеріалів, а також постійних магнітів. Бор існує в двох модифікаціях: в аморфному і кристалічному стані. Аморфний бор містить до 6% домішок, кристалічний бор містить 99,99% основної речовини. Застосування карбіду бору як нейтрон-поглинаючого матеріалу в системі управління захисту ядерних реакторів дозволяє забезпечити їх надійну експлуатацію протягом тривалого часу.

Бор високого ступеня частоти отримують шляхом розкладання диборану при високій температурі з подальшою зоною плавкою за методом Чохральського. Відомо відновлення галогенідів бору воднем при температурі понад 1520 °С. Метод електролізу трифториду бору в розплаві при температурі 600 °С дає чистий продукт у вигляді порошку. Промисловий метод відновлення оксиду бору магнієм дозволяє отримати аморфний бор, який є вихідним продуктом для отримання кристалічного бору методом електронно-променевого переплаву.

Метод кристалізації аморфного бору вивчався рядом авторів [1, 2]. Було визначено, що при температурах ≤ 800 °С утворюється аморфний бор, в інтервалі 800...1150 °С – α -ромбоєдричний бор, між 1100 і 1500 °С має місце утворення різних нестехіометричних боридів, найчастіше спостерігається ріст кристалів бору тетрагональної форми. Вище 1500 °С утворюється бор β -ромбоєдричної модифікації.

Потреба в кристалічному борі високого ступеня чистоти виникла при розробці нових поглинаючих сплавів для захисту від нейтронного випромінювання. Метод зонного плавлення дозволяє отримати кристалічний бор із вмістом домішок 10^{-7} %, але він є малопродуктивним і енерговитратним.

Для отримання кристалічного бору β -модифікації з аморфного порошку було досліджено метод електронно-променевого переплаву на установці УЕ-177Р [3], що забезпечує видалення легколетких домішок з аморфного бору. В ході досліджень була визначена оптимальна початкова потужність променя при тиску не більше $7 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст. Очищення супроводжувалося зниженням тиску до $8 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. Плавлення бору відбувалося в два етапи: на першому видалялися домішки, на другому відбувалося безпосереднє плавлення речовини. Час процесу становив 20 хвилин. Вихід кристалічного бору досягав 94%, чистота продукту – 99,99%.

Вимоги до чистоти бору повинні відповідати чистоті ядерно-чистого цирконію і гафнію. Отримання кристалічного бору відкриває шлях до виробництва надпровідних сплавів, а також карбіду бору методом СВС.

Література

1. J. Zhou, P. Bai. A review on the methods of preparation of elemental boron // *Asia-Pacific Journal of Chemical Engineering*, 2015, 10(3), 325-338.
2. G. Bilgiç, M. Şahin, H. Kaplan. A system design for large scale production of elemental boron by electrochemical deposition // *Journal of The Electrochemical Society*, 2020, 167(16), 162513.
3. A. Mukhachev, D. Yelatontsev, O. Kharytonova, N. Grechanyuk. Production of Neutron-Absorbing Zirconium-Boron Alloy by Self-Propagating High-Temperature Synthesis and Its Refining via Electron Beam Melting // *Alloys*, 2024, 3(3), 232-245.

ОТРИМАННЯ КАДМІЮ ДЕТЕКТОРНОЇ ЧИСТОТИ КОМПЛЕКСНИМ МЕТОДОМ ДИСТИЛЯЦІЇ

О.П. Щербань¹, Д.О. Солоніхін^{1,2}, О.І. Кондрик¹

¹Національний науковий центр

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

²Харківський національний автомобільно-дорожній університет,

Харків, Україна

E-mail: shcherban@kipt.kharkov.ua

Високочистий кадмій (> 99,999 мас. %) застосовується як складовий компонент для синтезу та вирощування напівпровідникових та сцинтиляційних монокристалів, які мають різноманітне застосування. Наприклад, сполуки CdTe і $\text{Cd}_x\text{Zn}_{1-x}\text{Te}$ ($x = 0,1 \dots 0,4$) – для детекторів іонізуючого випромінювання; тверді розчини $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ($x = 0,2 \dots 0,3$) – для виготовлення тепловізорів; сцинтиляційні детектори CdWO_4 , CdMoO_4 – для реєстрації подвійних β розпадів ізотопів ^{106}Cd , ^{116}Cd , ^{100}Mo для вивчення властивостей нейтрино.

Для підготовки шихти для отримання сполук і вирощування високочистих монокристалів потрібні вихідні елементи чистотою > 99,999 мас.%, у яких вміст основних електрично активних домішок має бути на рівні $< 1 \cdot 10^{-5}$ мас.% [1].

Метою даної роботи є дослідження з отримання кадмію детекторної чистоти комплексним процесом дистиляційної очистки із застосуванням окисного рафінування, як одного з прийомів додаткового очищення при дистиляційному рафінуванні кадмію.

У процесі рафінування кадмію при його розплавленні в інертній атмосфері або вакуумі, в результаті хімічних реакцій залишкового кисню навколишньої атмосфери, на поверхні розплаву утворюється оксидна плівка. Для корисного використання ефекту утворення і наявності оксидної плівки на поверхні розплавленого кадмію нами запропонований такий прийом, як фільтрація рідкого металу для видалення оксидів. Такий прийом умовно можна віднести до способу окисного рафінування металу.

У роботі виконано термодинамічний аналіз реакцій окислення домішок при розплавленні кадмію у атмосфері аргону та дистиляції у вакуумі. Можливість утворення і видалення домішок металів з кадмію у вигляді їх окислів оцінювали по величині міцності окисних сполук. Величина міцності окисної сполуки характеризується значенням кисневого потенціалу або абсолютною величиною зміни (зниження) вільної енергії Гіббса $[\Delta G_{\text{MeO}}]$.

Для реалізації запропонованого нами підходу використовували спеціальний дистиляційний пристрій [2]. Процес очищення проводили у два етапи. На першому етапі вихідний метал розплавляли і фільтрували в атмосфері інертного газу аргону технічної чистоти. На другому етапі проводили видалення легколетких і важколетких домішок шляхом перегонки кадмію у вакуумі на підігрітий конденсатор. Отриманий дистилят також піддавався розплавленню і фільтрації з формуванням мірних злитків.

Таке застосування комплексного методу значно підвищує ефективність очистки, продуктивність процесу та вихід придатного продукту. Дослідження показали, що ефективність очистки комплексного процесу складає майже два порядки величини (з вихідних 99,98 мас. % до 99,9995 мас. %). Чистота такого кадмію відповідає чистоті металу для одержання якісних детекторних і сцинтиляційних матеріалів.

Література

1. S.H. Song, J. Wang, and M. Isshiki // *J. Crystal Growth*, 236, No. 1-3: 165 (2002). [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(01\)02395-8](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(01)02395-8)
2. A.P. Shcherban, et al. // Production of high purity granular metals: cadmium, zinc, lead // *TKEA*. № 1-2, p. 55 (2017). https://old.tkea.com.ua/tkea/2017/12_2017/pdf/09.pdf

ОТРИМАННЯ ВИСОКОЧИСТИХ ЕЛЕМЕНТІВ І З'ЄДНАНЬ ПРИ ПОВЕРХНЕВОМУ РОЗРЯДІ В КАМЕРІ МАГНІТОПЛАЗМОВОГО СЕПАРАТОРА

В.В. Катречко, В.Б. Юферов, Д.В. Вінников, О.М. Озеров, В.І. Ткачов,

С.О. Петренко, Б.О. Бровкін

Національний науковий центр

«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна

E-mail: katrechko1609@gmail.com

Розглянуто особливості масопереносу матеріалу електродів плазмового джерела при імпульсному поверхневому розряді. Плазмове джерело встановлене в торцевому фланці вакуумної камери ($P = 2 \times 10^{-5}$ Торр) магнітоплазмового сепаратора і являє собою коаксіальний інжектор з центральним електродом – стрижнем з титану (Ti), зовнішнім електродом – трубкою з цирконію (Zr) і розміщеного між ними діелектрику з двоокису цирконія (ZrO_2). На відстані 70 мм від плазмового джерела були встановлені мішені для збору електроерозійного та плазмового осаду, виконані з титану та нержавіючої сталі. На кожен тип мішені було проведено серію коротких імпульсів (400 розрядів до 20 мкс, $C = 0,4$ мкФ, $U = 12 \dots 16$ кВ, $B = 0.25$ Т).

Контрольна мішень, розміщена навпроти джерела, була обстежена методами СЕМ та спектральної еліпсометрії: виявлено, що понад 90 % осажденного покриття це матеріал катода (Ti), тоді як внесок домішок газу та анодних елементів залишається лише на рівні фонові чутливості приладу. Високу селективність підтверджують опубліковані дані про коефіцієнт саморозпилення $Ti \sim (2,6 \dots 2,8) \times 10^{-2}$ атома/іон та стабільне перенаправлення катодного потоку до приймальних пластин у розрядах подібного типу, де відзначається досягнення плазмової густини порядку 10^{14} см^{-3} [1].

Отримані результати свідчать, що поверхневий розряд може бути ефективним не тільки як джерело щільної метал-плазми, а й забезпечує «чисте» напилення за рахунок кінетично обумовленого перенесення саме катодної речовини та мінімального забруднення від стінок вакуумної камери. Таким чином, комбінований метод поверхневого розряду з обертанням плазми в схрещених полях відкриває шлях до створення компактних установок для отримання високочистих елементів, ізотопів та сполук, затребуваних у мікро- та нанoeлектроніці, отримання високочистих порошків і тонких покриттів для матеріалознавчих завдань, а також при переробці ядерних матеріалів.

Література

1. Yu.V. Kovtun, E.I. Skibenko, A.I. Skibenko, A.S. Kuprin, A.N. Ozerov, E.V. Syus'ko, V.B. Yuferov. IN THE REFLEX DISCHARGE ALONG THE MAGNETIC FIELD MIRROR CONFIGURATION // ISSN 1562-6016. PAST. 2016. №1(101), p. 92-98

EVAPORATION REFINING AS A METHOD FOR FINDING DIFFUSION COEFFICIENT OF IMPURITY

A.I. Kravchenko, A.I. Zhukov

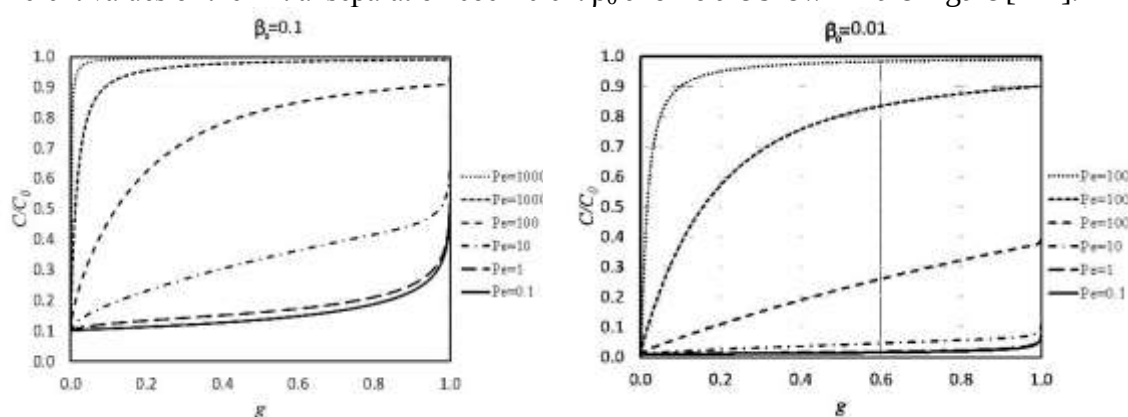
National Science Center “Kharkiv Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine

E-mail: krwchnko@gmail.com

In calculations of sublimation and distillation refining, the diffusion coefficient of the impurity (D) in the evaporated substance is included in the Peclet number

$$Pe = Xv/D,$$

where v is evaporation surface velocity and X is the material size factor [1]. The graphs of the dependence of the relative average purity of the condensate C/C_0 on the degree of distillation g for different values of the initial separation coefficient β_0 and Pe are shown in the Figure [1–4].



Dependence of C/C_0 vs g at different β_0 and Pe in the process of evaporative refining with a flat constant evaporation surface

There is a fundamental possibility of calculating the coefficient D based on the results of evaporative or crystallization refining at a given temperature T and impurity concentration C_0 . Two experiments are enough to find D : measurement of C/C_0 at $g \approx 0$ (to find the value of β_0) and measurement of C/C_0 at some large value of g (for example, at $g = 0.8$). With the established values of β_0 and C/C_0 , the corresponding value of Pe can be calculated (using the specified method for calculating refining [1]; an auxiliary method for calculating Pe for given values of β_0 , g and C/C_0 can be created). Then $D = vX/Pe$ - for given values of T and C_0 .

References

1. A.I. Zhukov, A.I. Kravchenko. Calculation of sublimation with taking into account of diffusion of impurity // *Inorganic materials*, 2017, V. 53. N. 6. P. 648-653. doi: 10.1134/S0020168517060164.
2. A.I. Kravchenko, A.I. Zhukov. Temperature dependence of the Peclet diffusion number in the processes of sublimation of some simple substances // *Inorganic materials*, 2021. V. 57. N. 7. P. 753-759. DOI: 10.1134/S0020168521070104.
3. A.I. Zhukov, A.I. Kravchenko. Calculation of distribution of impurities in solidified condensate into account of Peclet number // *Problems of atomic science and technology*, 2024. N. 1. P. 25-28. <https://doi.org/10.46813/2024-149-025>
4. A.I. Kravchenko. On finding the diffusion coefficient of an impurity through the refining process // *Functional materials*, 2024. V. 31. N. 2. P. 290-292. <http://dx.doi.org/10.15407/fm31.02.290>

Key words: diffusion coefficient, distillation, sublimation, Peclet number.

PURE MAGNESIUM AND MAGNESIUM ALLOYS FOR ORTHOPEDIC APPLICATION: MECHANICAL PROPERTIES AND DEGRADATION PROCESSES IN VITRO AND IN VIVO

K.V. Kutniy¹, M.A. Tikhonovsky¹, K.N. Lytvynenko²

¹*National Science Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology", Kharkiv, Ukraine;*

²*Dr. Jan Biziel's University Hospital No.2, Bydgoszcz, Poland*

E-mail:kkutniy@gmail.com, tikhonovsky@kipt.kharkov.ua, doc.lytvynenko@gmail.com

For today, the creation of new generation of implants is a very important task. However, the development of treatment technology with the use of implants, which should function in the body for a long or limited period, caused an acute problem of creating materials with wide range of requirements on chemical, mechanical and biological characteristics [1]. In recent years, interest in magnesium-based alloys as a promising biodegradable implant material has increased. In this regard the data on the mechanical properties and dissolution (corrosion) rate of magnesium alloys in vitro and in vivo it becomes very topical [1–3].

The purpose of this study is to discuss the features of corrosion behavior and compares the corrosion rate and mechanical properties of magnesium with different purity and various magnesium alloys in simulated body fluids (SBF) solutions (in vitro) and directly in the body (in vivo).

Biodegradable magnesium alloys exhibit great potential for use as temporary structures in orthopedic applications. Such degradable implants require no secondary surgery for their removal. In addition, their comparable mechanical properties with the human bone, together with excellent biocompatibility, make them a suitable candidate for fracture treatments. Thus, the elastic modulus of magnesium and its alloys (41...45 GPa) is much closer to the elastic modulus of human bone (3...20 GPa) than that of traditional orthopedic metal materials such as stainless steel (189...205 GPa) and titanium materials (110...117 GPa), which significantly reduces the stress shielding of implants [3]. However, some problems have not yet been fully resolved. To withstand various biomechanical loads, materials for orthopedic implants must have a high yield point, tensile and compressive strength, as well as sufficiently high ductility to prevent implant failure under impact loads. At the same time, rapid degradation (dissolution) of a number of magnesium-based alloys under physiological conditions leads to the loss of mechanical support necessary for complete tissue healing, and also leads to the accumulation of hydrogen bubbles at the implant-tissue interface. Currently, many methods are used to improve the mechanical properties of magnesium alloys, as well as to regulate the rate of their dissolution, including targeted addition of alloying elements and various types of thermomechanical processing, including severe plastic deformation. Plastic deformation (extrusion, forging, rolling, equal-channel angular extrusion) in combination with optimal heat treatment increases the ductility of magnesium alloys due to the activation of new slip systems, thereby improving the mechanical properties of magnesium alloys. The report presents data on the most promising magnesium alloys for orthopedic implants and methods for their production.

As for the degradation processes, various types of simulated body fluids were used to study the biodegradation of Mg alloys in vitro. Unfortunately, there is no clear agreement on which chemical composition of the solution is the optimal medium for simulating in vivo conditions. In experiments, it has often been observed that the corrosion rate of Mg alloys significantly varies depending on the type of simulated body fluid. In addition, even the type of buffer used can play a crucial role in determining the corrosion rate. This makes it difficult to directly compare various data in the literature. The corrosion of magnesium alloys in simulating biological solutions is a complex process. Some of the parameters to be considered include temperature, pH, buffer type, surrounding gas atmosphere, a high number of inorganic ions, amino acids,

proteins, cells, hydrodynamic conditions. Many studies have been carried out with the aim of exploring the influence of one of these parameters, but determination of the mechanisms is complicated by the fact that these parameters are not independent of each other. Moreover, many of the factors influencing Mg alloy corrosion may have multiple operative mechanisms. For example, proteins can both adsorb on the surface and/or complex metal cations. Depending on the system at hand, one of the operative mechanisms can be more dominant than the other.

The situation becomes even more complex when considering in vivo corrosion. At present, a limited amount of data is available on the in vivo behavior of Mg alloys, and especially systematic and direct comparisons of in vitro and in vivo degradation. It should be noted that in all types of in vitro tests, the corrosion rate is higher than biocorrosion in the body [4]. At the same time, biocorrosion rate significantly depends on the composition of the corrosive environment. This indicates that the corrosive environment and the mechanism of biocorrosion during in vitro tests do not fully correspond to the processes occurring in the body.

Summarizing the analysis of the results available in the literature, it can be concluded that there is no clear agreement regarding which chemical composition of the solution is the optimal environment for simulating in vivo conditions. Data from laboratory studies of in vitro corrosion of magnesium alloys, firstly, significantly vary depending on the composition of the selected corrosive environment and, secondly, can overestimate the measured corrosion rate several times in comparison with experiment in the body (in vivo). The purity of the material has a great effect on corrosion, namely, the higher the purity of magnesium, the lower its corrosion rate. Thus ultra-pure magnesium has the lowest corrosion rate of $0.19 \text{ mg}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{day}^{-1}$ in Nor's solution and $0.119 \text{ mg}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{day}^{-1}$ in 3.5% NaCl. The greatest corrosion resistance of magnesium alloys with rare earth elements in vitro and in vivo are 1.812 and $0.267 \text{ mg}\cdot\text{cm}^{-2}\cdot\text{day}^{-1}$, respectively. At the same time, for all types of magnesium alloys, the in vivo corrosion rate is 1-6 times lower compared with in vitro corrosion rate in SBF solutions.

References

1. M. Hussain et al. Advances in biodegradable materials: Degradation mechanisms, mechanical properties, and biocompatibility for orthopedic applications // *Heliyon*. 2024. V. 10. Issue 12. e32713 (<https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e32713>)
2. K.V. Kutniy et al. Influence of grain size on mechanical and corrosion properties of magnesium alloy for medical implants // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 2009. V. 40. No. 4. p. 242 – 246 (DOI:10.1002/mawe.200900434)
3. Fei Xing et al. Recent progress in Mg-based alloys as a novel bioabsorbable biomaterials for orthopedic applications // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2022. V. 10, issue 6, p. 1428-1456 (<https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.02.013>)
4. A. Atrens et al. Viewpoint - Understanding Mg corrosion in the body for biodegradable medical implants // *Scripta Materialia*. 2018. V. 154. p. 92-100 (<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.05.021>)

НАПІВПРОВІДНИКОВІ ДЕТЕКТОРИ РЕНТГЕНІВСЬКОГО ТА ГАММА-ВИПРОМІНЮВАННЯ НА ОСНОВІ ВИСОКОЧИСТИХ КОМПОНЕНТІВ

Д.О. Солоніхін^{1,2}, О.І. Кондрик¹, О.П. Щербань¹

¹Національний науковий центр

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

²Харківський національний автомобільно-дорожній університет, Харків, Україна

E-mail: solopikhin_d@kipt.kharkov.ua

Напівпровідникові детектори рентгенівського та гамма-випромінювання на основі високочистих компонентів (~99,999 мас.%) використовуються в різних галузях науки та техніки, зокрема, в ядерній медицині (для виявлення та вимірювання радіофармацевтичних препаратів), в медичній діагностиці (для отримання більш точних томографічних знімків), в астрономії (для вивчення рентгенівського випромінювання від космічних об'єктів), в ядерній фізиці (для дозиметрії та спектроскопії іонізуючих випромінювань, вивчення властивостей радіоактивних ізотопів), в атомній енергетиці (для контролю ізотопного складу паливних елементів та герметичності паливних елементів, контролю за ядерними відходами, дозиметрії та моніторингу ядерних електростанцій та ін.). Найбільш поширеними серед неохолоджуваних напівпровідникових детекторів, що мають унікальні властивості та низку переваг, є детектори на основі CdTe з дозованим додаванням Zn, Mn, Mg, Se для додаткового покращення властивостей, а саме CdZnTe (CZT), CdZnTeSe, CdMnTe, CdMnTeSe, CdTeSe, CdSe, CdMgTe.

Виробництво детекторів є складним технологічним завданням, що складається з ряду окремих складних процесів, кожен з яких має значний вплив на якість детекторів (ефективність реєстрації, роздільна здатність тощо), яка в свою чергу знаходиться в прямій залежності від якості самого матеріалу (чистота первинних компонентів та синтезованого матеріалу, дефектність структури кристалу) та технології виготовлення детектора (порізка злитка, шліфування кристалу, нанесення контактів).

Отримання надчистих компонент є найвідповідальнішим етапом у виробництві детекторів. У ННЦ ХФТІ НАНУ розроблено низку методик комплексного рафінування у вакуумі, що включає етапи прогріву і фільтрації – для видалення легколетких домішок, оксидів домішкових металів та шлаків, дистиляції – для видалення важколетких домішок, у тому числі дистиляції через гетерний фільтр – для додаткового видалення газових домішок. Використання такого способу рафінування має ряд переваг: високий вихід придатного продукту (до 95%) та мінімальні безповоротні втрати (до 1%), та дозволяє отримувати первинні компоненти необхідної якості для подальшого виробництва кристалів. Не менш важливими етапами у виробництві є синтез шихти з високочистих складових компонентів, що дозволяє досягти максимальної однорідності розподілу компонентів твердого розчину ростової сировини, та безпосереднє вирощування кристалу твердого розчину з отриманої шихти. Традиційно напівпровідникові гамма-детектори на основі CdTe виготовляють з кристалів, що вирощуються методом рухомого нагрівача – Traveling Heater Method (THM) або методом Бріджмена – Bridgman Method (BM) та їх різними модифікаціями. Основною перевагою THM є досить однорідна концентрація дозованих компонент (Zn, Mn, Mg, Se) вздовж напрямку зростання, але мала швидкість вирощування в порівнянні з BM, який у горизонтальній конфігурації має різні переваги завдяки своїй осьовій симетрії, перпендикулярній полю сили тяжіння.

Отримані кристали за такою технологією мають високий питомий опір ρ ($10^{10} \dots 10^{11}$ Ом·см) при низьких струмах витоку, високою електронною рухливістю μ_e (1100...1200 см²/(В·с)), прийнятний час життя нерівноважних електронів τ_e і дірок τ_p ($\sim 10^{-6}$ с).

СУЧАСНІ НАПІВПРОВІДНИКОВІ GaAs-МАТЕРІАЛИ

О.А Даценко

Національний науковий центр

«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна

E-mail: datsenko@kipt.kharkov.ua

GaAs використовується в бездротовому зв'язку, оптоелектроніці, сонячних батареях, для створення мікрохвильових інтегральних схем, монолітних інтегральних мікросхем, дискретних надвисокочастотних транзисторів, світлодіодів, лазерних діодів, фотоприймачів та детекторів ядерних випромінювань. Основні переваги GaAs: висока рухливість електронів, низький питомий опір, широка заборонена зона, низький рівень шуму, термічна стабільність. Висока рухливість електронів забезпечує більш швидку роботу пристроїв і високі частотні можливості. Ця властивість має вирішальне значення у системах, що вимагають високошвидкісної обробки сигналів, таких як системи бездротового зв'язку. Низький питомий опір GaAs також забезпечує ефективне транспортування заряду та дозволяє пристроям працювати на більш високих швидкостях. Широка заборонена зона GaAs дозволяє створювати високопродуктивні оптоелектронні пристрої: LED, лазерні діоди та фотодетектори, уможливує використання GaAs в оптичному зв'язку, в технологіях відображення, а також забезпечує випромінювання та детектування світла у широкому діапазоні довжин хвиль, що призводить до підвищення ефективності пристроїв. Низькі шумові характеристики GaAs роблять його придатним для застосування в галузі телекомунікації та радіочастотних систем. GaAs має відмінну термічну стабільність, що дозволяє приладам на його основі витримувати високі робочі температури без значного погіршення характеристик.

Найбільш перспективне застосування напівпровідникового GaAs для електронних приладів вимагає використання монокристалічних матеріалів високої чистоти. Синтез і очищення об'ємного полікристалічного напівпровідникового матеріалу є першим кроком до виготовлення електронного пристрою. Потім цей полікристалічний матеріал використовується як сировина для формування монокристалічного матеріалу, який обробляється до напівпровідникових пластин. Під час синтезу галій та миш'як високої чистоти, хімічно поєднуються з утворенням полікристалічного GaAs. Потім синтезований матеріал розплавляється і повторно вирощується з використанням строго контрольованого процесу з утворенням монокристалічних злитків, які можуть бути перероблені на пластини. При виробництві монокристалів GaAs використовуються кілька методів вирощування: метод Чохральського з рідинною герметизацією розплаву шаром борного ангідриду (LEC), метод горизонтальної спрямованої кристалізації у варіантах за Бріджменом (HB) або метод кристалізації в градієнті температури, що рухається (HGF), метод вертикальної спрямованої кристалізації у двох варіантах VB та VGF. Властивості монокристалів, вирощених цими методами, відрізняються, що дозволяє вибрати процес, який дасть змогу виготовити пластини, що максимально відповідають технічним потребам. VGF дозволяє отримати матеріал, який добре підходить для пристроїв з високою щільністю струму (HBT, світлодіоди, лазери і т. д.), у той час як LEC найкраще підходить для пристроїв з великою площею, де щільність струму не така висока (MESFET, pHEMT і т. д.). VGF метод вирощування є одним із найбільш поширених методів при виробництві пластин GaAs він дозволяє отримувати кристали з низькою густиною дислокацій. Метод Бріджмена є надійним методом отримання монокристалічних злитків, але не забезпечує однорідних властивостей усього вирощеного кристалу.

ПЕРСПЕКТИВИ ОДЕРЖАННЯ ДЕТЕКТОРІВ НАСТУПНОГО ПОКОЛІННЯ НА ОСНОВІ ВИСОКОЧИСТИХ КОМПОНЕНТІВ Cd(Zn, Mn, Mg, Se)Te

О.І. Кондрік¹, Д.О. Солоніхін^{1,2}

¹Національний науковий центр

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

²Харківський національний автомобільно-дорожній університет, Харків, Україна

E-mail: kondrik@kipt.kharkov.ua

Складені напівпровідники на основі CdTe вже довгий час розглядаються як перспективні кандидати для неохолоджуваних детекторів рентгенівського та гамма- випромінювання. Вони можуть використовуватися в системах радіаційного контролю та моніторингу радіаційних матеріалів, в ядерній енергетиці та ядерній фізиці, в системах візуалізації, в ядерній медицині та ін. Найбільш широке застосування набули детекторні матеріали $Cd_{1-x}Zn_xTe$ ($0 < x < 0.15$) завдяки їх необхідним для детекторів властивостям: великий атомний номер та висока ефективність фотоелектричного поглинання в діапазоні енергій 30...700 кеВ; широка заборонена зона і високий питомий опір ρ ($\sim 10^{10}$ Ом·см) з низькими струмами витоку ($\sim 10^{-10}$ А) і шумами в детекторі; прийнятна величина добутку електронної рухливості μ_e на час життя нерівноважних електронів τ_e ($\sim 10^{-3}$ см²/В) та дірок τ_h (10^{-4} см²/В). Недоліком цих матеріалів є утворення у процесі кристалізації зерен і двійників, на межах яких спостерігається велика концентрація включень та преципітатів телуру. Крім того, коефіцієнт сегрегації Zn у CdZnTe (CZT) більший за одиницю і дорівнює 1,3. Це все унеможливило одержання однорідних монокристалів, більших ніж 5...8 см². З метою уникнення таких негативних явищ в матрицю CdTe крім Zn добавляють Mg, Mn, Se. Однак поки що не вдалося одержати напівпровідник, який задовольняв би всім вимогам, що пред'являються до детекторного матеріалу. В зв'язку з цим виникає необхідність виконати порівняльний аналіз результатів, досягнутих у технологіях вирощування, з властивостями ідеально однорідних детекторних матеріалів, тобто з характеристиками, визначеними шляхом моделювання. Такому аналізу присвячена дана доповідь, що дає можливість висвітлити перспективні напрямки подальших робіт, в результаті яких можна одержати матеріали більш високої детекторної якості. В основі модельних досліджень покладено чисельне вирішення рівняння електронейтральності та визначення ρ матеріалів. μ_e визначалась з урахуванням різних механізмів розсіювання в тау-наближенні, а τ_e , τ_h та ефективність збору зарядів η детектора – в рамках моделі Шоклі-Ріда-Хола. Були проаналізовані модельні результати для електрофізичних та детекторних властивостей $Cd_{1-x}Zn_xTe$, і встановлено, що найбільш оптимальним для детекторів є матеріал $Cd_{0.9}Zn_{0.1}Te$, це підтверджується численними експериментальними результатами. В результаті аналізу величин ρ і η для CZT, CdMgTe, CdMnTe встановлено, що необхідний для функціонування детекторів високоомний стан і стабільність їх властивостей помітно залежить від вмісту та положення рівнів енергії глибоких донорів і визначені їх оптимальні величини. Встановлено, що при опроміненні нейтронами і протонами високих енергій детектори CZT, виготовлені з високочистих компонентів, мають вищу радіаційну стійкість у порівнянні з детекторами з менш чистою основою. Вивчено вплив добавок селену на властивості $CdTe_{1-y}Se_y$ і $CdZnTe_{1-y}Se_y$ і визначені максимальні величини ρ і η , які можна досягти при вмісті селену в межах $0,01 < y < 0,07$. Висловлено обґрунтоване припущення відносно причини кращого розрізнення основних піків у зареєстрованих амплітудних спектрах детекторів на основі $Cd_{0.9}Zn_{0.1}Te$ порівняно з детекторами на базі інших матеріалів. З'ясовано, що при розробці нових детекторів для роботи в агресивному радіаційному середовищі слід брати за основу CdZnTeSe і CdMnTeSe. Зроблено висновок, що матеріали CdMgTe мають порівняно меншу детекторну якість через малу радіаційну стійкість детекторів на їх основі та недостатньо високу чистоту вихідного магнію.

ZIRCONIUM SPONGE FOR FUEL CLADDINGS

M.M. Pylypenko

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

E-mail: pylypenko1957@gmail.com

The basic material for the cores of pressurized water reactors are zirconium-based alloys, which have an optimal combination of nuclear, corrosion, mechanical, thermal and other physicochemical characteristics. New Zr-based alloys are continuously developed and then are recommended to be candidates for the advanced nuclear power plant. The development of advanced fuel claddings is a persistent issue in the nuclear power are and many investigators have been developing new alloy compositions or exploring new processes for improving performances of Zr-based alloys. To improve the performance properties of zirconium alloys, it is necessary to optimize the alloying elements content, and also use zirconium sponge as the alloys base, since such alloys meet safety criteria under loss-of-coolant accident (LOCA) situations.

In general, the nuclear-grade zirconium production route involves ore cracking, Hf separation, calcination, pure chlorination and reduction to the pure metal. The Kroll process is commonly used on industrial scale for the production of metals from the corresponding metal chlorides. Ductile zirconium is produced by the reduction of pure gaseous zirconium tetrachloride with molten magnesium in an inert atmosphere. After the reduction, the obtained metal mass containing residual magnesium chloride and unreacted magnesium is further purified by distillation.

The technology of magnesium-thermal production of spongy zirconium on laboratory installations has been studied. The processes of obtaining zirconium sponge at the stages of reduction of zirconium tetrachloride and high-temperature vacuum distillation (sublimation) of the reaction mass were researched. To implement the process of obtaining zirconium sponge were developed laboratory installations. Zirconium sponge samples were obtained from domestic raw materials and studied properties and impurities contents.

The refining processes of the magnesium-thermal zirconium sponge has been studied by electron beam melting (EBM) method.

The change in the content of impurities during the refining of the zirconium sponge was investigated using the EBM method.

The refining processes are actively occurring during EBM. Evaporation of metallic impurities is determined by the melting temperature of zirconium. Therefore impurities whose melting temperature is lower melting temperature of zirconium (Al, Ti, Cr, Mn, Fe, Ni, Cu, Ca, etc) during EBM removed. The behavior of metallic impurities and interstitial impurities during electron beam melting in vacuum were investigated. Research has shown that the content of impurities, except for gaseous ones, in the obtained sponge and the quality of metal zirconium slightly differ from the sponge zirconium of other manufacturers. EBM in vacuum allow to effectively reduce the content of impurities in zirconium sponge and to obtain nuclear-purity zirconium.

The research results can be used for the development of industrial magnesium-thermal technology for the obtaining of zirconium sponge for the production of nuclear-grade zirconium and equipment for its production.

The use of sponge zirconium as the base of the alloys provides safety criteria under LOCA conditions.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ВЗАЄМОДІЇ ВИСОКОЧИСТОГО ПАЛАДІЮ З ГАЗОПОДІБНИМ ВОДНЕМ

О.М. Любименко, О.А. Штепа
Донецький національний технічний університет,
Дрогобич, Львівська область, Україна
E-mail: e.n.lyubimenko@gmail.com, oleksandr.shtepa@donntu.edu.ua

Для забезпечення безпеки енергетичних установок, що використовують та зберігають водень, необхідно детально вивчити взаємодію водню з чистими матеріалами, зокрема з паладієм. Взаємодія водню з паладієм в α -області системи Pd-H викликає водневі концентраційні напруження та зміни в його кристалічній структурі, що пов'язано зі здатністю водню проникати в октаедричні порожнини решітки, що може призвести до поломок обладнання та зміни форми виробів навіть при невеликих концентраціях водню в матеріалі. Дослідження взаємодії паладію з воднем є важливими для розробки нових матеріалів для зберігання водню.

Метою цього дослідження є експериментальний аналіз зміни форми кантилеверу зі сплаву α -PdH_n під час його поступового та повторного насичення воднем.

Робота спрямована на проведення експериментів та вивчення поведінки матеріалів у різних умовах, що допоможе у вирішенні проблем зі зберіганням та отриманням водню. У рамках експериментальної частини дослідження було проаналізовано вплив зміни вмісту водню (де n – концентрація водню в паладії) на однакову величину при насиченні сплаву α -PdH_n з різною швидкістю.

Для проведення вимірювань у гідроґенно-вакуумну установку [1] було встановлено кантилевер з високочистого паладію (99,99%). Один з його кінців закріпили в тримачі так, щоб верхня поверхня була покрита мідною плівкою, яка є водневонепроникною і не впливає на деформацію зразка. Насичення воднем відбувалося при сталому температурному режимі за поступового підвищення тиску з різною швидкістю. Зміни форми кантилеверу відслідковували в реальному часі, а деформацію фіксували за допомогою катетометра. У результаті проведення таких експериментів отримали сплави з різним вмістом водню α -PdH_n, α -PdH_{2n} та α -PdH_{3n}. У результаті таких досліджень встановлено, що вигин кантилеверу зі сплаву α -PdH_n повністю зворотній і відбувається у два етапи: перший етап – це досягнення максимального вигину та утворення плато, цей етап дуже короткий. Другий етап більш тривалий – це повернення кантилеверу в початковий стан. Треба відзначити, що величина максимального вигину для кантилеверу для такого сплаву перевищує, вигин який може витримати чистий паладій, а це свідчить про отримання сплаву з підвищеними пластичними характеристиками [2, 3].

Експериментально встановлено, що зі зростанням кількості циклів насичення воднем при однаковій зміні концентрації, час досягнення максимуму вигину зростає та форма кривих деформації, тривалість досягнення стаціонарного стану та динаміка зворотного процесу залежать від швидкості подачі водню в камеру, тобто визначаються кінетикою насичення та проникнення водню в паладій.

Література

1. О.М. Любименко // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, 45(2), 2023, <https://doi.org/10.15407/mfint.45.02.0263>.
2. Е.Р. Feldman, О.М. Lyubimenko // *Journal Acta Mechanica*. (2023). DOI 10.1007/s00707-022-03471-5.
3. О.М. Lyubimenko, К.В. Gumennyk, Е.Р. Feldman // *J. of Applied Physics*, 127, № 24: 245104 (2020). <https://doi.org/10.1063/5.0011826>.

ДОСЛІДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ ЯДЕРНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ

Л.С. Глазунов, В.В. Левенець, О.Ю. Лонін, О.П. Омельник, А.О. Щур

Національний науковий центр

«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна

E-mail: vvlevenets@ukr.net

ННЦ ХФТІ виникло в теперішньому вигляді в 1993 році, після Указу президента України про формування першого в країні національного наукового центру. Але і після цього інституту використовували і розвивали тематику, яка була характерна для їх існування.

Так з'явився в інституті твердого тіла, який розробляв і досліджував матеріали ядерної енергетики відділ аналітичних досліджень, екології та радіаційних технологій.

Це стосується і двох установок, які були використані в відділі для дослідження матеріалів, створених в інституті: рентгенівська ЕЛЕАН та аналітичний ядерно-фізичний комплекс (АЯФК) СОКІЛ, заснований на прискорювачі.

При розробці технології виробництва матеріалів з підвищеними вимогами до чистоти і складу на перших стадіях використовується рентгенофлуоресцентний аналіз: установка ЕЛЕАН. Джерелом збудження служить рентгенівська трубка з енергією в 60 кеВ. В ній використовується вторинний випромінювач, при цьому відбувається зменшення фону від рентгенівської трубки, внаслідок використання оптики із взаємно перпендикулярним розташуванням: анод рентгенівської трубки – вторинний випромінювач – зразок – рентгенівський детектор. Детектор знаходиться в площині, відмінній від аноду трубки, вторинного випромінювача і зразка,

Використання такої оптики дозволяє отримати такі метрологічні характеристики: діапазон елементів, що аналізується від Al до U (у залежності від серії збудження); межа визначення – до 10^{-5} мас.%; час вимірювання (для більшості задач) – 15...20 хв; кількість зразків – 15 штук; вигляд зразків – тверде тіло, порошки, рідина.

Використання АЯФК СОКІЛ, для дослідження розроблених в інституті матеріалів ядерної енергетики, ставить ННЦ ХФТІ в ранг світових лідерів. АЯФК СОКІЛ засновано на малогабаритному прискорювачі з енергією іонів до 2 МеВ. Метрологічні характеристики подібні до ЕЛЕАН, та діапазон елементів значно ширший, в залежності від елементів (ізоотопів) можливо з'ясовувати профіль розподілу ізоотопів. На АЯФК СОКІЛ можливо проведення і інших досліджень [1].

Література

1. S.G. Karpus, V.V. Kuzmenko, V.V. Levenets, O.Yu. Lonin, A.P. Omelnik, A.O. Shchur, V.I. Sukhostavets. Modernization of the analytical nuclear-physical complex sokil // *Problems of Atomic Science and Technology*. - 2023. - №2(144). – P. 134-139.

МЕТОДИКА МАС-СПЕКТРОМЕТРИЧНОГО ПОШАРОВОГО АНАЛІЗУ ТОНКИХ ПЛІВОК БЕРИЛІЮ, ОТРИМАНИХ ВИПАРОМ ТА ІОННО-ПЛАЗМОВИМ МАГНЕТРОННИМ РОЗПОРОШЕННЯМ

*А.А. Васильєв, В.Д. Вірич, О.В. Кисіль, К.В. Ковтун, О.В. Косінов,
С.О. Соколов, А.Д. Солоніхін
Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: vladimirvirich777@gmail.com*

У цей час чітко визначилися галузі науки і техніки, прогрес у яких неможливий без використання гелій-неонових лазерів. Це перш за все, інерційні навігаційні системи об'єктів, що рухаються, лазерна медична терапія, наукові дослідження, проведення яких вимагає наявності монохроматичного випромінювання з високим ступенем тимчасової та просторової когерентності. Основним елементом, що визначає надійність та довговічність таких приладів, є катоди. При розробці довговічних холодних катодів гелій-неонових лазерних гіроскопів інерційних систем навігації першорядним завданням є вибір матеріалу емісійного шару на катоді, який забезпечить високі емісійні та захисні властивості, та подовжений термін застосування [1,2]. Цим вимогам якнайкраще відповідає оксид берилію, шар якого формується на поверхні тонких плівок з високочистого берилію [3].

Для отримання інформації про склад покриттів необхідні методи, що дозволяють проводити їх пошаровий аналіз. Одним з таких методів є метод мас-спектрометрії вторинних іонів (МСВІ) [4]. Застосування пошарового аналізу вторинної іонної емісії необхідне як для з'ясування фізико-хімічних механізмів росту плівок, так і в якості інструменту для аналізу складу плівок з метою оптимізації технології їх нанесення. Для проведення пошарового аналізу покриттів використовували промисловий мас-спектрометр вторинних іонів МС-7201М. На цьому приладі реалізовано схему, коли первинний пучок іонів, інжектований іонним джерелом, бомбардує аналізуємий зразок під кутом 45^0 до площини зразка. Однак проведені дослідження показали, що при похилому розташуванні пучка на поверхні мішені утворюється кратер еліпсоподібної форми з осями $\sim 1.5...2.5$ мм, більш витягнутий у протилежний від напрямку падіння іонів бік, що призводить до одночасного вибивання атомів з різних шарів покриття. Отже, у формуванні сигналу вторинних іонів бере участь не тільки нижній шар, а й досить протяжні бічні стінки, що призводить до неможливості отримання достовірної інформації про склад шарів. Тому для подолання ефекту кратера було реалізовано схему, за якої зразок встановлювали перпендикулярно осі падіння пучка первинних іонів. На додаток до цього, пучок механічно обмежувався діафрагмою (діаметр 1мм), виготовленою з фольги Au товщиною 50 мкм.

Література

1. А.П. Дерюгина, Э.П. Пролейко. Метод создания катодов для лазерных гироскопов // *Наукоемкие технологии*. 2002. Т. 3. №5. С. 6-18.
2. А.П. Коржавый. Материалы с высокой устойчивостью к распылению на основе легких металлов для холодных катодов // *Наукоемкие технологии*. 2001. Т. 2. №4. С. 29-32.
3. J. Roth, et al. Sputtering of Be and BeO by light ions // *J. Nucl. Mater.* 1979. V. 85/86. P. 1077-1079.
4. В.Т. Черепин, М.А. Васильев. Вторичная ионно-ионная эмиссия металлов и сплавов // *Киев. Наук. думк*, 1975. – 240 с.

THE EFFECTIVENESS OF ARGON ION SPUTTERING ON AN OXIDIZED BERYLLIUM SURFACE USING RBS

**A.I. Pikalov, K.V. Kovtun, S.O. Sokolov, Yu.V. Kovtun, O.S. Kuprin,
S.O. Karpov, G.D. Tolstolutska, B.S. Sungurov**
*National Science Center “Kharkiv Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine*
E-mail: sokolovkipt@gmail.com

Beryllium plays a significant role in the development of next-generation fusion reactors. Its primary advantage in the blanket is its ability to enhance neutron breeding through the (${}^9\text{Be} + n \rightarrow 2\,{}^4\text{He} + 2n$) reaction [1]. However, several challenges are associated with its use, including beryllium's chemical reactivity presents concerns in water-cooled designs: an exothermic reaction occurs between beryllium and steam, leading to hydrogen release and the formation of beryllium oxide. Furthermore, oxidation of beryllium at temperatures above 700°C becomes an uncontrollable process. Beryllium oxide (BeO) alters the surface properties and complicates coating and welding. It also affects material interfaces in high-temperature and vacuum conditions. Therefore, the BeO oxide layer must be removed in a controlled manner to avoid damaging the underlying metal. Ion sputtering is an effective method of precision cleaning material surfaces [2]. The use of a Hall ion source provides a uniform ion beam with controlled energy and enables non-contact surface treatment, minimizing contamination.

This study aims to evaluate the efficiency of removing oxides from beryllium surfaces as a function of Ar^+ ion energy and characterize the residual surface composition using Rutherford Backscattering Spectrometry (RBS) analysis.

The beryllium sample was obtained from powder material and subsequently hot rolled to achieve a final thickness of 1 mm. A Hall ion source was used to generate an argon ion beam with energies of 0.5, 1.0, and 1.9 keV. To ensure comparability, the ion flux and exposure time were kept constant across all experiments.

The impurity content and oxide layer were monitored using a 1.8 MeV focused helium beam (Van de Graaff accelerator) and a detection angle of 170°.

Ion beams elemental maps confirmed the presence of Be oxides distributed on the surface. RBS spectra showed that the intensity of the oxygen peak decreased significantly with increasing Ar^+ ion energy, indicating the efficient removal of the oxide layer. Nearly complete oxide removal was achieved at ion energies above 1.0 keV. The sputtering yield of beryllium oxide increased nonlinearly with argon ion energy.

Using the Hall ion source to generate an Ar ion beam is an effective way to remove oxide layers from Be surfaces in a controlled process. The optimal ion energy for effective oxide removal is in the range of 1.0...1.9 keV. RBS analysis is a powerful diagnostic tool for quantitatively assessing sputtering efficiency, which is relevant for surface preparation in fusion and vacuum technology applications.

References

1. T. Wang, P. Liu, S. Wang, S. Wang, X. Yi, W. Han, Q. Zhan, F. Wan. A review on irradiated beryllium and beryllium alloy for fusion reactor application: Microstructure evolution, properties changes, and fabrication // *Fusion Engineering and Design*, 2025, Vol. 211, 114780.
2. V.S. Smentkowski. Trends in sputtering // *Progress in Surface Science*, 2000, Vol.64, Iss. 1–2, p. 1-58.

CHANGES IN THE SURFACE STRUCTURE OF TUNGSTEN SAMPLES 99.5 AND 99.7% PURITY IRRADIATED BY 0.12 OR 4 MeV HELIUM IONS

*E.M. Prokhorenko¹, V.V. Lytvynenko¹, O.V. Manuilenko², I.N. Onishchenko², K.V. Pavlii²,
B.V. Zajtsev², V.A. Soshenko³, V.I. Butenko², T.G. Prokhorenko³*

¹Institute of Electrophysics and Radiation Technologies NASU, Kharkiv, Ukraine;

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

³Kharkiv National Automobile and Highway University, Kharkiv, Ukraine

E-mail: prokhorenko@gmail.com

Tungsten samples with a purity of 99.5 and 99.7% were studied. Tungsten with such purity is used to create the first wall and some other parts of a thermonuclear reactor [1]. Changes in the tungsten surface structure were studied. The surface structure was damaged as a result of the helium ions beam exposure.

Helium ions linac was used for irradiation [2–4]. The accelerator operated either in the acceleration mode (helium ion energy 4 MeV) or in the injection mode (helium ion energy 0.12 MeV). The helium ion beam had the following characteristics: pulse current 700 μA , average current 0.7 μA , pulse length 500 μs , repetition frequency 2...5 imp/s, a particle flux of $3 \cdot 10^{19} \text{ ion} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{m}^{-2}$, current density $(0.15 \dots 0.44) \cdot 10^{13} \text{ part} / \text{cm}^2$, ion beam diameter of up to 0.8 cm. The total fluence is up to 10^{22} m^{-2} . The experiment was performed in «cold» mode (380 K).

All surface structure changes occurred due to radiation exposure. «Craters» and «swellings» were found on the samples surface. These damages were formed as a result of sputtering from the samples surface. The surface structure differs insignificantly for cases with different tungsten purity. Significant differences appear for different helium ions energies. A greater number of these «pits» and «peaks» appear on the surface at ions energy of 0.12 MeV.

Also, a significant amount of tungsten «fuzz» appears. The «fuzz» is formed due to the helium ions diffusion to the surface from the sample depth. In this case, tungsten molecules are also squeezed out. It was found that the «fuzz» threads height depends on the helium ions energy. The «fuzz» threads number is greater at ions energies of 4 MeV.

Also, in this case, the «fluff» threads are thicker and taller. It was found that, as a result of irradiation with helium ions, a small cracks network is formed on the surface.

However, these cracks are fewer and not as deep as in the case of combined exposure to helium ions and plasma [5]. We observe slight differences in the sputtering of tungsten from the surface for samples with a purity of 99.5 and 99.7%. We also have small differences for other radiation damage. However, the damage is less for tungsten with a purity of 99.7%. Therefore, even small increases in impurities change the characteristics of radiation resistance of tungsten.

References

1. G. Pintsuk, G. Aiello, et al. Materials for in-vessel components // *Fusion Engineering and Design*. 2022, v. 174, p. 112994.
2. I.M. Onishchenko, O.V. Manuilenko, et al. Experimental research and work development on the helium ions linac *PAST*. 2021, № 6, p. 197-200.
3. S.N. Dubniuk, R.A. Anokhin, et al. Radiation complex on the basis of helium ions linac // *PAST*. 2018, № 4 p. 46-51.
4. A.F. Dyachenko, R.A. Anokhin, et al. The bunch formation and transport system to the target of the helium ions LINAC // *PAST*. 2018, № 4 p. 52-55.
5. O.V. Manuilenko, E.M. Prokhorenko, et al. Comparison of structural disruptions on the tungsten surfaces which induced by irradiation of helium ions beams with energies 0.12 MeV and 4 MeV // *PAST*. 2024, № 3, p. 117-123.

THE BURN-UP PROCESS OF THE COMPTON-EMISSION DETECTOR WITH A Hf EMITTER IN THE WWER-1000 REACTOR CORE CONDITIONS

**A.L. Ulybkin^{1,2}, V.V. Gann¹, A.O. Pudov¹, A.V. Rybka¹,
K.V. Kovtun¹, V.E. Kutny¹, P.E. Kuznietsov²**

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

²*V.N. Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, Ukraine*

E-mail: a.ulybkin@gmail.com

In WWER reactors, neutron flux is monitored using Rh self-powered neutron detectors (SPNDs), which are positioned along the height of the fuel assemblies (FA). Each of the 64 FAs contains 7 such SPNDs. Pressurized water reactors (PWRs) are the most widely used reactor type globally, including a large share of small modular reactors (SMR). In most PWRs, the neutron spectrum is relatively hard due to the compact arrangement of the fuel elements. This characteristic makes power regulation more challenging and emphasizes the need for precise in-core control. With evolving reactor designs and operational demands, real-time monitoring of core parameters under increasingly stringent conditions is becoming essential (current conditions in terms of flux of n and temperature of Rh SPNDs is $\sim 10^{12} \dots 10^{14} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ and $\approx 320 \text{ }^{\circ}\text{C}$ respectively). Although Rh SPNDs perform well under steady-state conditions, their activation-based design results in a delayed response. This limitation underscores the need for real-time neutron flux monitoring in more demanding scenarios, where Hf emerges as a promising material.

This study investigates the application of Hf as an emitter material in Compton-type SPNDs. The key difference between β -emission and Compton SPNDs lies in the mechanism that initiates electron emission – in β -emission SPNDs, electrons are released following β -decay, in contrast, Compton SPNDs generate electrons through (γ, e) reactions.

The Hf-based SPND is proposed for use under more demanding operational conditions, particularly where β -emissive (Rh) detectors may lack operability due to their inherent signal inertia caused by the radioactive decay of ^{104}Rh . The primary goal of implementing Hf SPNDs is to expand the reactor’s monitoring and control capabilities under the transient or high-demand conditions, where the delayed response of β -emissive SPNDs may hinder timely data acquisition. Additionally, Hf is highly effective at absorbing neutrons in the epithermal energy range, which makes it particularly well-suited for use in reactors with harder neutron spectra (majority of PWRs and SMRs).

In this study, the MCNPX program was used to simulate the behavior of Hf as an emitter material over 4 fuel cycles within the core of the WWER-1000. The model included 7 SPNDs positioned along the core height, corresponding to the locations of standard Rh SPNDs. For each of the SPNDs, the simulation yielded comprehensive datasets, including nuclide compositions, (n, γ) reaction rates for key isotopes, specific neutron losses, n and γ flux distributions, and the resulting emissive current generated by the Hf emitter.

The results indicated that the neutron absorption capacity and flux behavior of the Hf emitters remained consistent throughout the reactor core height. Neutron losses gradually decreased over time, reflecting stable absorption characteristics and minimal flux distortion. Throughout the 4-year operational period, the modeled Hf detectors exhibited reliable performance with no significant degradation in their properties.

HAFNIUM IS A PROMISING ABSORBING MATERIAL FOR REACTOR CONTROL RODS

O.V. Yefimov¹, T.V. Potanina¹, M.M. Pylypenko²

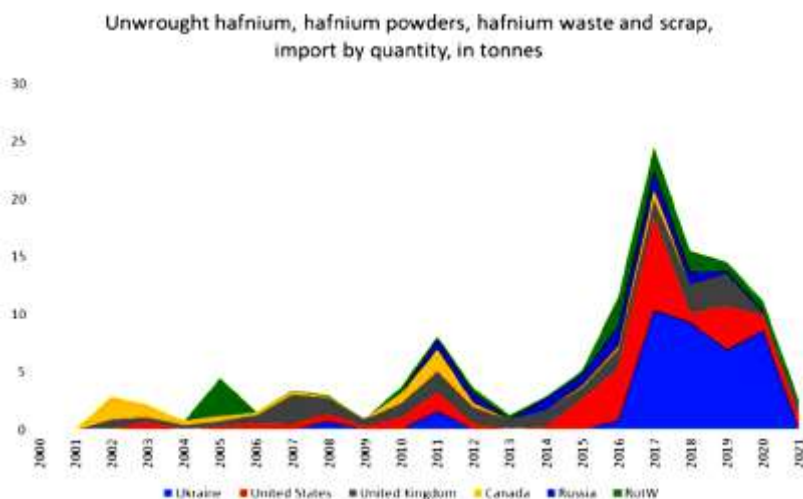
¹National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Kharkiv, Ukraine;

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

E-mail: AVEfimov@gmail.com, potaninatetiana@gmail.com

Metallic hafnium is one of the promising neutron-absorbing materials. Today, the service life of the cores of nuclear reactors (absorbing material) is up to two years in the automatic control mode and up to seven years in the emergency protection mode, which poses the task of using new materials to extend the service life of absorbing rods up to 30 years, in particular, the development of methods for obtaining and refining hafnium [1–4], which has unique physical and mechanical properties. Hafnium has a high melting point (2503 K), high strength properties (hafnium iodide at room temperature is), good plasticity (full elongation at 773 K is 36%, at 1173/1273 K – approximately 70%), very high corrosion resistance in solutions of caustic soda, caustic potash and ammonia, complete absence of corrosion in the presence of sodium peroxide. It is characterised by an extensive neutron capture cross section (105 barns) [1, 2].

The subsoil of Ukraine contains significant industrial concentrations of zirconium and hafnium: 15 deposits and many promising ore occurrences - among them, for example, the placer Vovchanske and Krasnokutske, where it is impossible to establish mining due to active hostilities, and the most significant potential is carried by the Azov megablock of the Ukrainian Shield (currently the territory is almost entirely occupied by the aggressor country). That is, Ukraine is one of the promising global suppliers of zirconium and hafnium. And the liberation of the territories is also strategically important for the restoration, modernisation and development of domestic nuclear energy. For "unprocessed hafnium, hafnium powders, waste and scrap hafnium", Ukraine was the leading supplier to the European Union with 31% of EU imports (Figure). The leading global suppliers are the United States, Great Britain, and Canada with 22, 22, and 7% of the contribution, respectively.



Average hafnium imports into the EU at the processing stage
or the period 2000-2021 [5]

Ukrainian researchers have already developed new pellet designs for WWER-1000 reactors, where the absorber is combined in the upper part of the rods with boron carbide B_4C and the lower part with hafnium. Hafnium in such pellets can be an absorber and a structural material in the lower part of the pellet shell [1].

Comparative observations on the efficiency of absorbers of different compositions during long-term operation (under experimental research conditions for 28.000...30.000 h [1]) indicate the greater prospects of pellets based on hafnium in comparison with absorbing materials based on boron or dysprosium titanate.

When using hafnium in pellets without a protective shell (increased diameter) with a hafnium tip length of 1 m, the efficiency of the rod compared to standard ones is not lost, and, taking into account the fact that it is possible to increase the period of safe and effective operation of such absorbing elements, it also indicates an additional advantage of hafnium.

Given all these advantages, the problem of obtaining high-purity hafnium from zircon, particularly improving the hafnium refining process, is relevant.

Many countries with developed nuclear energy and their atomic fuel complexes (CEZUS (France), Wah Chang (USA), NFC (India)) are directing their efforts to improve technologies for obtaining hafnium forms and purifying them from impurities for use in absorbing elements of active zones [4]. This is also due to the reduction in supplies of hafnium metal to the world market. For example, in India, a pilot hafnium production plant uses a solution of zirconium scrub raffinate, a by-product of NFC in Hyderabad, to develop the NIOBHAT 10 alloy, consisting of niobium and hafnium, and to obtain phase-pure hafnium chloride [6]. [7] summarises the material properties of various potential absorbers in Generation IV reactors, such as rare-earth oxides and hafnium-based materials.

Analysis of the existing hafnium production technology, generalization of the results of experimental and industrial tests that Ukrainian scientists and researchers have already conducted before the full-scale invasion, identification of shortcomings taking into account economic, environmental, safety requirements, as well as product quality - are necessary strategic directions for increasing the level of production of nuclear-grade hafnium in Ukraine already in today's conditions and the future in the post-war modernization of the Ukrainian nuclear power industry.

References

1. М.М. Пилипенко. Гафній: отримання, рафінування, властивості // *Харків: ФОП Панов А.М.*, 2020. 236 с.
2. O. Yefimov, M. Pylypenko, T. Potanina Materials and decision support systems in the nuclear power industry // *LAMBERT Academic Publishing*, 2025. 135 p.
3. T.V. Potanina, O.V. Yefimov, M.M. Pylypenko. Estimation of the dependence parameters of nuclear structural materials hardness on the content of gas impurities: an interval approach // *PAST*. 2021. 5 (135), pp. 77-83.
4. C.E. Coleman. The Metallurgy of Zirconium. Volume 1 / International Atomic Energy Agency, Vienna, 2022. 466 p.
5. SCREEN 2: Solution for CRITICAL Raw Materials – a European Expert Network, Horizon 2020 Programme. Hafnium. 23 p.
https://screen.eu/wp-content/uploads/2024/01/SCREEN2_factsheets_HAFNIUM-update2.pdf
6. Srinivasa Kumar P.P., Rajesh Kumar S., Arbind Kumar Establishment of Carbo-Chlorination Facility and the Preparation of High Pure Hafnium Chloride for Space Grade Application // *Nano Hybrids and Composites*. 2017. Vol. 17, pp. 55-61.
7. Gosset D. 15 – Absorber materials for Generation IV reactors // *Structural Materials for Generation IV Nuclear Reactors*, 2017, pp. 533-567.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100906-2.00015-X>

APPLICATION SMALL MODULAR REACTORS TECHNOLOGIES AS PART OF FUTURE ENERGY SYSTEMS

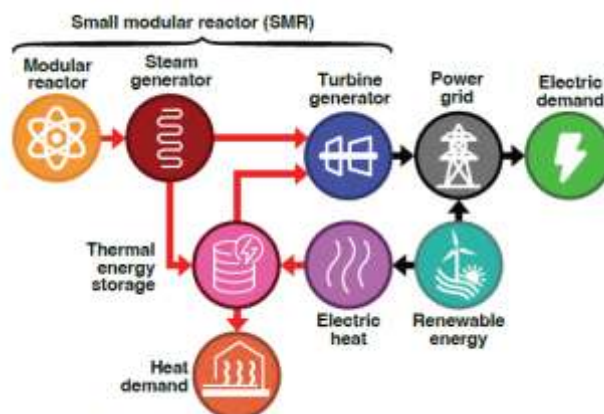
O.V. Yefimov, T.V. Potanina, I.D. Sydorkin

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

E-mail: AVEfimov@gmail.com, potaninatetiana@gmail.com

Small modular reactors (SMRs) are modern nuclear reactors with a capacity of up to 300 MW (electric) per unit, which is approximately one-third of the capacity of traditional nuclear reactors. SMRs can produce a large amount of low-carbon electricity and have the following characteristics. Physically, they occupy a much smaller area than conventional nuclear power units, assemble systems and components at the factory and transport them as a single unit to the installation site. These characteristics make SMRs a promising solution for producing clean energy with lower construction and operating costs than traditional large nuclear reactors [1].

SMRs could be a key element of low-carbon energy technology, designed to support the stability of the electric grid, especially as the share of renewable energy sources increases and electricity demand grows. Their compact size and flexibility make SMRs ideal replacements for fossil fuel-fired plants, helping to maintain high-skilled jobs in regions impacted by the closure of these traditional energy facilities [2].



Overview of an SMR integrated into a sustainable energy system [1]

In July 2025, a significant event took place for the nuclear energy industry of Ukraine. As part of the URC-2025 conference, JSC NNEGC Energoatom and Holtec International signed a document that envisages the construction of a plant to produce small modular reactors (SMRs) and spent nuclear fuel containers using Holtec technology.

Some of the distinguishing features and compelling advantages of the SMR-300 plant [3]:

Compact land area;

Threat-resistant Containment Enclosure Structure (CES) is considered ideal for protecting the Containment from environmental hazards such as a crashing aircraft, high winds, tornado and hurricanes as well as human acts of terror;

The plant does not need operator intervention in the wake of any accident;

The SMR-300 can be deployed in the water-rich or arid region of any country without restriction;

The used fuel is packaged in leak-tight canisters, called MPCs, and is loaded in below-the-ground storage cavities (called HI-STORM UMAX) from which it can be readily recovered and moved to a permanent repository or a processing facility;

The SMR-300 plant does not require an Exclusion Zone;

In addition to generating electricity, the SMR-300 can support local industry's process steam needs;

Holtec's energy storage technology called the Green Boiler may be used to store the SMR plant's surplus power and use it when needed to produce electricity or steam;

Black Start and Island mode capable;

SMR-300 is sized to provide distributed power generation and steam supply to the local region thus eliminating the need for wheeling power over long-distance over high-tension wires that are vulnerable to weather and other forms of disruption;

High-capacity factor through very short refueling outages;

The nuclear fuel burned in the SMR-300 reactor is the most commonly used type in the world;

The steam from SMR-300 (which is a PWR) is uncontaminated and therefore can be used in electric power generation as well as process applications such as making hydrogen fuel;

Holtec's latest solar energy capture system called HI-THERM HCSP can be employed around the perimeter of the nuclear plant to produce synergized power from combined nuclear and solar.

Small modular reactors can expand the possibilities for nuclear energy, including developing hydrogen technologies and district heating networks. In addition to electricity generation, opportunities for nuclear energy may expand as other technologies progress, including hydrogen production technologies and the expansion of district heating networks. Small modular reactors have different sizes, configurations, and output energy temperatures, providing access to other industries where large light water reactors cannot be used due to their physical size and lower temperature requirements. Using these markets can allow nuclear energy to realise its full potential in the energy transition.

Westinghouse has been working to improve the pressurised water reactor's (PWR) design for nearly two decades. This work resulted from the AP1000 [4-6] – a simplified and more economical PWR. The project began to develop in the late 1980s along with the development of the "Utility Requirements Document for Advanced Light Water Reactors" (URD). URD, developed under the Electric Power Research Institute (EPRI) leadership, reflected American energy companies' political and design requirements for the next generation of nuclear power plants in the United States. These requirements were also approved by the US Nuclear Regulatory Commission (NRC). The corresponding body of design requirements and expectations in Europe became the European Utility Requirements Program (EUR). URD covers evolutionary and passive light water reactors. These two classifications have different requirements. Expectations are much higher for passive designs. Indeed, more is expected from designs that existing models do not limit. For example, passive designs are expected to achieve and maintain safe shutdown for 72 h after initiating an event that meets the basic design requirements, without operator action. The corresponding expectation for an "evolutionary" plant is 30 min before the operator must take action to protect the core. As noted in the URD, a passive reactor is also "simpler, smaller and significantly improved...".

SMRs can promote nuclear integration into industrial processes by cogenerating both electricity and high-temperature heat.

Due to their smaller core size, SMRs have lower power output, a reduced nuclear fuel inventory, which lessens the need for extensive on-site radiation shielding and reduces accident consequences.

Simplification is one of the main requirements of the URD and an essential characteristic of the AP1000. The AP1000 is based on a traditional configuration with two loop circuits and two steam generators, with improvements in several details. The AP1000 has a nominal core power of 3400 MW(t) and nominally 1117 MW(e), depending on site conditions. The core contains 157 fuel assemblies, like Doel 4 and Tihange 13. The AP1000 has passive core emergency cooling and containment cooling systems. In the AP1000, active systems required only to mitigate the consequences of accidents by the basic design requirements have been replaced by simpler passive systems that operate due to gravity, compressed gases, or natural circulation instead of pumps. The AP1000 also does not require Class 1E electrical power sources for safety. Class 1E batteries provide power during the unlikely scenario requiring passive emergency system activation. The AP1000 is a PWR design that offers energy companies a clear and practical alternative for new capacities. It was designed to be competitive with coal and gas plants and will become even more competitive as measures are taken to reduce greenhouse gas emissions. With decades of operating experience, the AP1000 combines proven technologies into a new combination to consolidate the advantages of nuclear power plants, reducing their costs and complexity. It is important to note that among all the benefits of the AP1000, it is also demonstrably a safer plant and a modern design that has already

been certified in the USA. The AP1000 is designed by ALARA principles to maintain employee radiation exposure at levels that can be achieved through reasonable measures. Features such as an integrated reactor vessel head package for faster disassembly reduce the time required to perform work and thus reduce the impact on workers. Focus on radiation protection, establishing distance from radiation sources, using low-cobalt alloys, and using remote tools or controls are among the approaches that minimise radiation exposure throughout the plant. This area has benefited significantly from operating plant experience.

As the European Union works to decarbonise its energy systems, Ukraine's adoption of advanced, safer nuclear technologies can help the country maintain an essential role in the region's energy market, meeting international environmental standards.

On May 4, 2023, Westinghouse officially announced the AP300 SMR, a scaled-down version of the AP1000 reactor [7].

It is clear that, despite the inherent advantages of the new reactor types, there are some uncertainties regarding the technical and economic competitiveness of SMRs. The paper [1] presents some fundamental cost analysis of SMRs, considering their expected learning curves to estimate the cost of future deployment. It provides insight into their economic competitiveness and potential role as a revolutionary solution in the energy transition.

Thus, nuclear energy remains integral to the global energy system, providing low-carbon electricity generation, energy security and economic efficiency. Analysis of modern reactor plant technologies shows that traditional water-cooled reactors (PWR and BWR), heavy water reactors (PHWR) and promising small modular reactors (SMRs) have their advantages and areas of application. SMRs are of particular interest due to their compactness, flexibility in use, reduced construction, and operating costs, which make them attractive for the future development of nuclear energy. At the same time, their implementation requires the solution of technical, economic, and regulatory issues, especially in the context of the Ukrainian energy system. Considering the world leaders' experience in nuclear energy, and further implementation of innovative solutions will allow Ukraine to adapt its energy policy to the challenges of the 21st century, to ensure the stability of the energy sector and minimise environmental impact.

References

1. J.K. Noland, M.N. Hjelmeland, Ch. Hartmann, L.B. Tjemberg, M. Korpas. Overview of Small Modular Reactors and Their Role in the Energy Transition / *IEEE Transactions on Energy Conversion*, 2025. <https://doi.org/10.1109/TEC.2025.3529616>
2. Sv. Spassov.. The Role of Small Modular Reactors in the Energy Transition to Decarbonization / *Социально-икономически анализи*, 16(2), Bulgaria, pp. 196-203. <https://doi.org/10.54664/KOBC3916>.
3. Holtec Technical Bulletin HTB-085 Rev 5; November 2024 . Holtec International Product Information Bulletin DS-08
4. Westinghouse Electric Company. Westinghouse AP1000 Design Control Document Rev. 19 - Tier 2 Chapter 4 – Reactor – Section 4.1 Summary Description, 2011.
5. Westinghouse Electric Company. Westinghouse AP1000 Design Control Document Rev. 19 - Tier 2 Chapter 4 – Reactor – Section 4.2 Fuel System Design, 2011.
6. Westinghouse Electric Company. Westinghouse AP1000 Design Control Document Rev. 19 - Tier 2 Chapter 4 – Reactor – Section 4.3 Nuclear Design, 2011.
7. SunY., Kurosaki K. Technical Overview of Recent Developments in Small Modular Reactors in the United States, arXiv:2504.02599v1 [physics.soc-ph], 2025, 42 p. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2504.02599>

ПРОЦЕСИ ФОРМУВАННЯ ЛИТИХ СТРУКТУР У ТРУБНОЇ ЗАГОТОВЦІ ЗІ СПЛАВУ Zr1Nb

В.С. Вахрушева, Н.В. Грузін

Український державний університет науки і технологій

Навчально-науковий інститут «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», Дніпро, Україна

E-mail: vs062@ukr.net

Представлені матеріали є частиною комплексної роботи по виготовленню в Україні труб-оболонки теплоізолюючих елементів.

Основою будь-якого технологічного процесу виготовлення труб є використання якісної трубної заготовки. Тому у роботі розглянуто процеси виготовлення трубної заготовки і встановлення раціональних способів лиття злитків.

Україна має значні досягнення в галузі електронно-променевих технологій, у тому числі виготовлення злитків, так званих, крапельним електронно-променевим переплавом (ЕПП) кальцієрмічного цирконію та використанням електромагнітного перемішування. Ця технологія дозволяє виготовляти злитки діаметром 170...300 мм.

Світовий досвід виробництва злитків із цирконію та його сплавів, в основному, базується на застосуванні дугової вакуумної плавки з витратним електродом у мідному водоохолоджуваному тиглі та подальшим подвійним вакуумно-дуговим переплавом. До теперішнього часу традиційний спосіб отримання трубної заготовки з цирконієвих сплавів включає подвійний вакуумно-дуговий переплав (ВДП), отримання великогабаритного злитка (діаметром 350...650 мм), кування. Зазначену схему використовують більшість країн, що мають ядерний цикл. В принципі, метал ВДП має високу якість, але не позбавлений ряду недоліків, зокрема, не завжди при першому переплаві вдається виключити появу пористості в злитках. Відносно малі швидкості охолодження в процесі кристалізації формують у злитках ВДП структуру стовпчастих кристалів з грубопластинчастою внутрішньозеренною будовою та локальними проявами грубої α -фази по межах зерен вихідної β -фази, що істотно ускладнює їх подальшу пластичну деформацію.

Сплав цирконію з ніобієм, що виплавляється в Україні, відрізняється специфічною технологією його отримання (процес кальцієрмічного відновлення, електронно-променевий переплав(ЕПП), а, отже, має відмінності за хімічним складом, однорідністю в розподілі легуючих елементів, структурою. У роботі виконано оцінку впливу цих факторів на деформований метал у процесі трубного переділу, а також розглянуто дію нових запропонованих технологічних схем виробництва на якісні показники труб-оболонки.

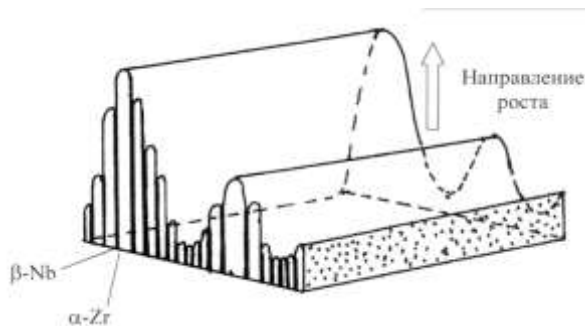
Відомо, що в дуже чистому цирконії перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ відбувається дифузійним шляхом з утворенням рівновісних зерен α -фази. Різноманітність структур пояснюється не тільки умовами виплавки, але і конкретними механізмами, що реалізуються при розпаді твердого розчину (β -фази). Вважається, що цирконій, отриманий промисловими методами (в тому числі і за кальцієрмічною технологією), містить значну кількість домішок впровадження (кисень, вуглець, азот), які контролюють $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення в структурному відношенні, а в сплавах Zr-Nb цей вплив посилюється. Домішки, зокрема кисень, зміщують лінії на діаграмах $\beta \rightarrow \alpha$. Таким чином, у сплаві Zr1Nb у процесі охолодження формується голчаста (рейкова, пластинчаста) структура, причому серії пластин утворюють групи або пакети, в яких перетворення відбувається за одним із варіантів орієнтаційного співвідношення $\beta \rightarrow \alpha$ переходу. Перші пластини цирконію, що утворюються, мають низьку концентрацію ніобію, як це впливає з діаграми рівноваги для сплаву з 1% ніобію. Тому на фронті $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення в α -фазі концентрація ніобію буде підвищуватися, оскільки деяка частина його атомів буде відводитися за механізмом дрейфу від фронту перетворення в тангенціальному напрямку, як

це відбувається з вуглецем при бейнітному (або перлітному) перетворенні. В результаті цього процесу концентрація ніобію на бічній поверхні α пластини підвищується до утворення β Nb фази, і її зародок росте в напрямку максимальної концентрації ніобію, тобто вздовж α -Zr-пластин. Кінцева структура після такого багаторазово повторюваного процесу складається з чергуються широких α -Zr пластин і вузьких β -Nb прошарків між ними (див. рис. 1а). Ніобієві прошарки не є суцільними, а утворюють систему стрічок в одній площині між двома α -Zr пластинами у вигляді розгалуженого плоского дендриту, що підтверджують проведені нами електронікроскопічні дослідження. Морфологія β -ніобієвих прошарків дуже різноманітна: від суцільних пластин товщиною в кілька часток мікрона (0,01...0,1 мкм) і довжиною в кілька десятків і навіть сотень мікрон, до вузьких стрічок (рядок) або стрижнів (рядок точок).

У роботі запропоновані схеми зародження та росту пластин α -Zr та β -Nb фази у вигляді куполоподібної конфігурації рис. а, б. Утворення періодичної структури в пакеті починається з утворення куполоподібної форми перетину фронту перетворення, причому у вершині купола знаходяться провідні торці потовщених пластин, що ростуть за зсувним механізмом, а на його схилах і в поглибленні – більш тонкі.



а



б

Періодичність розподілу ширини пластини пластин α -Zr у пакеті (а) та просторова конфігурація фронту перетворення при утворенні періодичної структури у пакеті (б)

У злитках, отриманих ЕПП, найбільш цікавим є явище періодичності в міжпластинкових (міжпластинних) відстанях в межах одного пакету. Дослідження показали, що не завжди міжпластинкові відстані в пакетах регулярні та одноманітні. Зустрічаються пакети, в яких широкі і вузькі пластини розташовані в безпосередній близькості одна до одної, причому, в їх розташуванні чітко проявляється певна періодичність. западин і виступів з узгодженим чергуванням у місцях взаємодії двох пакетів з різними габітусами пластин.

Виходячи із запропонованої схеми зростання (структурування), можна вважати, що зони з вузькими пластинами мають вищу питому концентрацію ніобію, ніж зони з широкими пластинами. Таким чином, під час $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення відбувається утворення неоднорідності розподілу ніобію в пакетах. Вплив розмірів пакетів α -фази та їх період мають визначальний вплив на процеси перекристалізації при гарячій деформації.

ОСОБЛИВОСТІ ПРОЯВУ СТРУКТУРНОЇ ПАМ'ЯТІ В ПРОЦЕСІ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ДВІЙНИКУВАННЯ СПЛАВУ Zr-2.5%Nb

Д.Г. Малихін, В.М. Грицина, К.В. Ковтун
Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: dmitr.malykhin@gmail.com

Дослідження структурних закономірностей деформації, які націлені на створення відповідальних конструкцій технічних пристроїв та агрегатів, є фундаментальним науковим завданням. Особливу роль це відіграє щодо конструкційних матеріалів атомної енергетики. До таких матеріалів відносяться, зокрема, метали титанової підгрупи: титан, цирконій, гафній – і їх сплави.

Тут щодо металів такого класу аналізуються особливості поведінки двійникових механізмів деформації, які можна об'єднати єдиною назвою – «структурна пам'ять». Аналіз проводиться на прикладі досліджень сплаву Zr-2.5%Nb.

Одна з особливостей процесу двійникування при деформації сплаву пов'язана з наявністю залишкових зсувних напруг уздовж площини вихідних пластин, що є слідством попередніх деформацій і неспроможності досягти ідеального відпалу металів у α -стані. Тож, незалежно від напрямку початкової прокатки пластин, чи вона поздовжня чи поперечна, мікродеформаційні зрушення геометрично спрямовано на релаксацію залишкових напруг з частковим поверненням текстури. Структурний процес може повністю змінитися після завершення релаксації.

Навіть у відсутності залишкових напруг структура границь зерен, що залишена попередньою деформацією, дає напрямок процесу подальшого двійникування.

Друга особливість має місце за наявністю домішок впровадження, що, як слідство, пов'язано з придушенням деформаційних механізмів ковзання і, тим самим, в активізації майже вдвічі механізмів двійникування. Ця особливість проявляється як інерційність у мікродвійникуванні: кожен одиничний акт двійникування (зерна) завершується створенням зворотних напруг, і при продовженні деформування двійниковий сценарій змінюється у зворотний бік. Зокрема, це призводить до осциляції параметрів текстури.

Третя особливість полягає в тому, що навіть в умовах приповерхневої локалізації домішок конкретний сценарій деформаційного двійникування транслюється крізь пластин – частково або повністю, у залежності від напрямку прокатки та деформаційної передісторії вихідних зразків.

МОДЕЛЮВАННЯ ЯВИЩА РАДІАЦІЙНОГО РОСТУ ЦИРКОНІЮ

О.Г. Троценко, П.М. Остапчук

Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна

E-mail: oleg-trotsenko@ukr.net

Явище радіаційного росту (РР) – це радіаційно-індукована деформація (РІД) без зовнішнього навантаження та без помітної зміни об'єму матеріала (на відміну від розпухання). Воно притаманне ГЦУ-металам, зокрема, цирконію – конструкційному матеріалу оболонок твелів.

Основна теоретична концепція пояснення більшості явищ РІД пов'язана з припущенням про те, що різні стоки для точкових дефектів (ТД), вакансій та міжвузельних атомів, поглинають їх по-різному [1, 2]. У теорії з'являється так званий фактор переваги « B » до поглинання ТД стоком даного типу. Якщо $B > 0$, сток поглинає більше міжвузельних атомів, якщо $B < 0$ – більше вакансій. В результаті різні стоки еволюціонують по-різному, вихідна оптимальна мікроструктура матеріалу змінюється, матеріал деформується. А це, як правило, не припустимо. Власне цирконій в процесі РР розширюється вздовж $\langle a \rangle$ -напрямку та скорочується вздовж $\langle c \rangle$ -осі. Таку поведінку пов'язують з еволюцією так званих $\langle a \rangle$ -, $\langle c \rangle$ -петель.

При нейтронному опроміненні першими в цирконії формуються призматичні $\langle a \rangle$ -петлі. Причому має місце експериментальний факт співіснування вакансійних та міжвузельних петель. Формування базисних $\langle c \rangle$ -петель спостерігалось після досягнення деякої дози (2–3 дпа). І вони вакансійні. Саме ця рання стадія нас інтересує на першому етапі дослідження. Щодо фізичного пояснення цього факту, то на тепер розглядається два варіанти: пружна взаємодія ТД з дислокаціями цирконія та дифузійна анізотропія ТД між його площинами.

Згідно [3] відносна деформація ε_a вздовж $\langle a \rangle$ -осі дається формулою:

$$\varepsilon_a = 1/2 \omega Q_i^a \approx 1/2 \omega (C_{1v} - C_{1i}), \quad (1)$$

де Q_i^a – повне число власних міжвузельних атомів (ВМА) в $\langle a \rangle$ -петлях на одиницю об'єму; ω – атомний об'єм; $C_{1v,i}$ – число вакансій (v) та ВМА (i) на одиницю об'єму кристалу. Тут не враховується поглинання ТД первинними дислокаціями та границями зерен. Розглядається «великий» відпалений монокристал цирконію. Відносна деформація ε_c вздовж $\langle c \rangle$ -осі має вигляд [3]:

$$\varepsilon_c = -\omega C_{1v} V_v^{rel}. \quad (2)$$

Оскільки на ранній стадії опромінення вакансійних петель в базисній площині ще немає, припускається, що деформація ε_c відбувається за рахунок релаксації вакансій. Релаксаційний об'єм взято згідно [3] $V_v^{rel} = 0.43$. Розрахунки еволюції з часом концентрацій ТД $C_{1v,i}$, а також їх кластерів $C_{jv,i}$ проводилися методом кластерної динаміки[3]:

$$\frac{dC_j}{dt} = G_j + \sum_k w(k, j) C_k - \sum_k w(j, k) C_j - L_j, \quad (3)$$

де C_j – концентрація кластерів типу j , G_j – швидкість їх виробництва, L_j – швидкість їх втрат на інших стоках, $w(k, j)$ – швидкість переходу кластерів C_k типу k у кластери типу j

за рахунок поглинання ТД. Вона містить величину $Z_{j,v,i}$, яку називають ефективністю поглинання ТД (v,i) стоком типу j . У нашому випадку кластером (петлею) типу j . Саме вона відображає фізичний механізм, що «закладається» у теоретичні розрахунки процесу поглинання ТД. Знаючи $Z_{j,v,i}$, можна згідно рівняння (3) порахувати динаміку з дозою опромінення густини як ТД, так і їх кластерів. Користуючись даними значень матеріальних констант із робіт [3, 4] на рис.1 показано зміну концентрації ТД під опроміненням до дози 10^{-3} дпа.

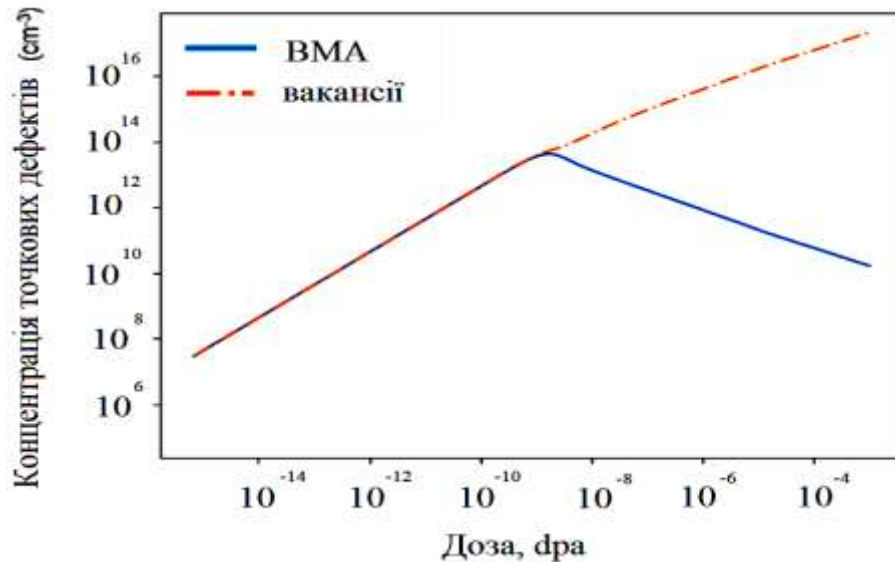


Рис. 1. Зміна концентрації точкових дефектів під час опромінення

Видно, що на початку опромінення ТД накопичуються однаково, а при дозі $\sim 10^{-9}$ дпа вакансії в основному продовжують накопичуватися, а міжвузля за рахунок значно більшого коефіцієнту дифузії починають утворювати кластери або зародки дислокаційних петель. Розподіл по їх розмірам при дозі 10^{-3} дпа приведено на рис. 2.

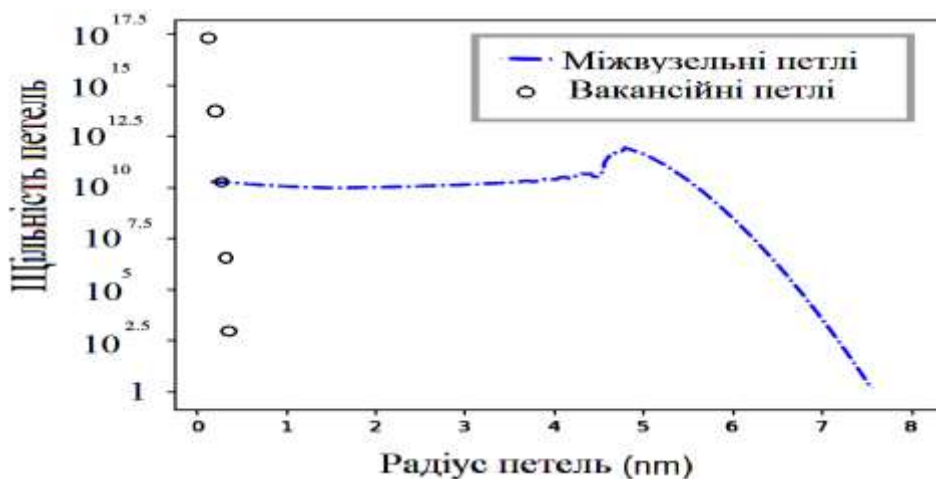


Рис. 2. Розподіл розмірів вакансійних та міжвузельних призматичних петель, при дозі 10^{-3} дпа

Література

1. M.R. Hayns // *J. Nucl. Mater.* 1975. V.56. P. 267.
2. L.K. Mansur // *J. Nucl. Mater.* 1994. V.216. P. 97.
3. F. Christien, A. Barbu // *Journal of Nuclear Materials.* 2009. V.39. P.153 -161.
4. F. Christien, A. Barbu // *Journal of Nuclear Materials.* 2005. V.346. P. 272–281.

МІКРОСТРУКТУРА ПОВЕРХНІ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ ЗА ЕЛЕКТРОЕРОЗІЙНОГО РІЗАННЯ

О.М. Великодний, І.В. Колодій, І.П. Кісляк, С.В. Худяков, І.М. Тихоновська

Національний науковий центр

«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна

E-mail: igorkislyaks@gmail.com

Дослідження і використання металевих матеріалів потребує певних методів виготовлення (вирізання) зразків з них. В низці випадків особливу увагу слід приділяти стану поверхні цих зразків, зокрема при вирізання зразків з тугоплавких і достатньо твердих монокристалів, таких як вольфрам, що перспективні для різного застосування [1, 2]. Серед інших методів виготовлення таких зразків широке розповсюдження має метод електроерозійного різання. Саме цей спосіб було застосовано в даній роботі для виготовлення експериментальних зразків з монокристалу вольфраму.

Вихідним матеріалом для вирізання зразків був плоский монокристалічний зливочок вольфраму, виготовлений в ІЕЗ ім. Є.О Патона з використанням плазово-дугової плавки за адитивною технологією [1, 2]. Для вирізання зразків застосовувалися електроерозійні верстати ВР-95d (Польща), що використовує латунний дріт діаметром $d=0.25\text{мм}$, та ЕРН43В (КНР) з молібденовим дротом $d=0.18\text{мм}$. Попереднє рентгенівське дослідження показало, що монокристал має досить досконалу структуру (напівширина кривої гойдання $\text{FWHM} = 0,74^\circ$) і чистоту за металевими домішками не менш 95ваг.% (основні домішки: Hf, Re, Ta). Мікротвердість вимірювалася на приборі ПМТ-3 за навантаження 200Г. Дослідження мікроструктури поверхні після різання здійснювалося методами металографії та скануючої електронної мікроскопії (СЕМ).

Вивчення поверхні зразків після вирізання виявило структуру, за будовою схожу на бруківку, окремі блоки якої мають форму, близьку до квадратної, з середнім розміром сторони порядку 200мкм. Оптичні та СЕМ-зображення поверхні надані на рис. 1 та 2 відповідно.

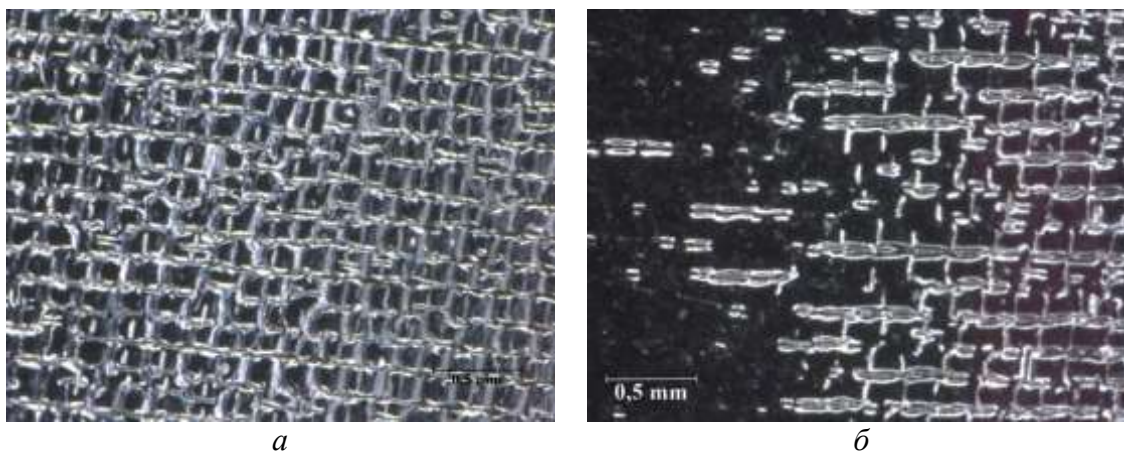


Рис. 1. Загальний вигляд поверхні після різання перпендикулярно осі монокристалу на верстаті ВР-95d (а); вигляд поверхні після часткової електрополіровки (на лівому краю зразка знято більше металу) (б).

Площина шліфу паралельна кристалографічній площині (200)

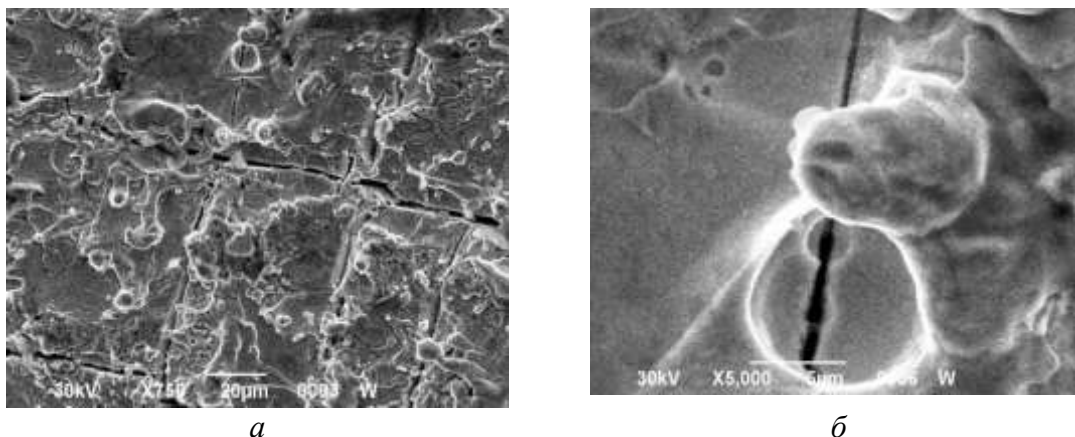


Рис. 2. СЕМ-зображення поверхні монокристалу вольфраму після різання на верстаті BP-95d: а, б – різні збільшення

Як показало вивчення поверхні методом СЕМ (рис.2), сітка, що спостерігається на металографічних знімках (рис.1а), сформована системою тріщин, що перетинаються майже під прямим кутом і формують фрагменти-блоки. Вимірювання мікротвердості H_μ показало, що після механічної поліровки монокристал має $H_\mu=(450\pm17)$ кГ/мм². Після часткової електрополіровки (правий край рис. 1,б) всередині блоків $H_\mu=(408\pm21)$ кГ/мм², а після повної електрополіровки (лівий край рис. 1,б) H_μ зменшується до $3(66\pm17)$ кГ/мм².

Зауважимо, що після часткової електрополіровки форма відтисків вказує на те, що навколо границі блоків, тобто поблизу тріщин, швидкість зняття металу при поліровці суттєво більша, ніж всередині блоків.

Для порівняння вирізання було проведено також з допомогою верстата EFH43B (КНР), який забезпечував на порядок вищу швидкість різання. Отримана поверхня була рівномірною, без вираженої структури.

Пояснення особливостей мікроструктури поверхні монокристалу вольфраму (рис. 1, 2) слід шукати принаймні у двох факторах: це процес виготовлення монокристалу та процес його обробки - різання. Виготовлення масивних зливків супроводжується виникненням в них значних внутрішніх напружень, в даному випадку - розтягування. (Рентгенівське дослідження показало, що величина цих напружень складає 765 МПа). А електроерозійне різання супроводжується дуже високими температурами (за деякими даними – до 10000 °С [3]) і може супроводжуватись виникненням ударних термічних напружень. Такі фактори, вочевидь, зумовлюють релаксацію напружень шляхом розбиття поверхневого об'єму на дрібні фрагменти-блоки. На появу тріщин суттєво впливає режим різання та, можливо, натяг проволочки та її колювання. Зазначена вище відсутність фрагментації поверхні при різання на верстаті EFH43B, вочевидь, пов'язана з різницею технологічних параметрів. Більш детальне вивчення цього явища потребує проведення додаткових досліджень.

Автори дякують В.О. Шаповалову за наданий монокристал, О.М. Бовді за організацію растрових досліджень та М.А. Тихоновському за інтерес до роботи та обговорення результатів на всіх стадіях дослідження.

Література

1. В.О. Шаповалов та інші // *ПАИТ* 2020. №1(125), 60-63.
2. V.O. Shapovalov et al. // *PAST* 2022, №1 (137), 40-45.
3. S. N. Grigoriev et al. // *Technologies* 2020, 8(3), 49.

ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДОСКОНАЛИХ ЛЕГОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІЧНИХ КРЕМНІЄВИХ МАТЕРІАЛІВ n- ТА p-ТИПУ

М.О. Азарєнков¹, М.М. Пилипенко¹, В.Є. Семененко²

¹Національний науковий центр

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

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

E-mail: vladimiregorovic232@gmail.com

Серед різних нетрадиційних методів створення енергії найбільш перспективним є перетворення сонячного опромінювання в електричну енергію за допомогою напівпровідникових матеріалів.

Оптимальними матеріалами для перетворення сонячного випромінювання в електричну є напівпровідники $A^{III}B^V$ з забороненою зоною $E_g = 1,3...1,5$ еВ. Широко використовуються непрямозонні напівпровідники на базі кремнію, у якого $E_g = 1,1...1,2$ еВ. Кремній займає велику об'ємну частку у сонячній енергетиці, завдяки широкій поширеності та можливості розширення забороненої зони в процесі легування акцепторними та донорними домішками. Ця проблема в наш час не вирішена – досконало не ясна картина структурної термічної стабільності таких матеріалів, ефективності енергозйому, тощо.

В даній роботі вивчені структурні та термоелектричні властивості структурно-стабільних легованих кристалів кремнію, виготовлених методом спрямованої кристалізації, яка дає можливість отримувати матеріали з керованим розподілом фазових складових, розміром, тощо.

Вибір легуючих акцепторних та донорних домішок обумовлено аналізом рівняння Фермі-Дірака, зміни положення забороненої зони у процесі легування кремнію. Згідно літературних даних акцепторні домішки підгрупи IIIA (B, Al, Ga) та VA (P, As, Sb) мають менший переріз захвату носіїв струму, ніж домішки важких та благородних металів (Fe, Ni, W), які використовуються для створення широкозонних напівпровідників (InP, GaAs) легованих Cr, Fe, Al.

Відомо, що від типу домішок, їх концентрацій, змінюється число носіїв заряду. Легуючі домішки створюють в кристалах кремнію одиничні енергетичні рівні – донорні, які знаходяться у верхній частині забороненої зони, та акцепторні – нижній половині забороненої зони. Таке розташування рівней створює сприятливі умови для роботи сонячних батарей. Саме тому в широкому інтервалі температур домішки P і B – базові джерела носіїв заряду, що впливає на провідність кремнію.

Розглянуто енергетичний спектр та випромінювальні переходи.

Необхідність використання високочистих матричних напівпровідників на базі SoG-Si при створенні сонячних батарей обумовлено значним впливом малих концентрацій легуючих домішок на їх фізичні властивості. Питомий опір чистого кремнію становить 10^3 Ом см, при легуванні 10^{-3} %P – 0,06 Ом·см.

В роботі використовувались сплави, в яких вміст домішок бора в кремнії 0,3 ppm, фосфору – 0,2 ppm.

В легованих сплавах домішки утворюють тверді розчини втілення або заміщення, їх атоми мають валентні електрони на S і P орбітах.

З'ясовано, що при швидкостях спрямованої кристалізації сплавів R понад 100 мм/год спостерігається зростання концентрації вакансій $10^{10}...10^{14}$ см⁻³, утворюються дислокації та комплекси типу дефектів Френкеля і їх скупчення. За даними ПЕМ утворюються мікродефекти за рахунок захоплення напівпровідником домішкових атомів.

Шляхом підбору швидкості спрямованої кристалізації R , градієнта температур на межі рідина - тверде тіло виготовлені досконалі монокристалічні леговані сплави з напрямком росту $\langle 111 \rangle$. З'ясовані механізми виходу крайових та гвинтових дислокацій монокристала. Встановлено, що в кристалах зі щільністю дислокацій $\rho_d \sim 10^2 \text{ см}^{-2}$ значно збільшується рухомість носіїв заряду.

Визначено, що у досконалих монокристалічних сплавах ліквідується можливість розсіювання та рекомбінації носіїв заряду.

Визначена рухомість носіїв заряду, згідно виміру постійної Холла та електрорухомості, яка для електронів більше рухомості дірок у 3...3,5 рази в діапазоні концентрації носіїв $9 \cdot 10^{15} \dots 1,2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$.

З'ясовано, що дія космічної радіації призводить до зменшення життя та дифузійного шляху носіїв заряду завдяки виникненню у фотоперетворювачах центрів рекомбінації електронів та дірок. Враховано, що частина життя носіїв заряду у чистому кремнії, опромінюваному протонами складає декілька мікросекунд, досконалих легованих монокристалах кремнію 9...10 с.

Зауважимо, що відсутність меж зерен – додаткових дефектних рівнів в забороненій зоні напівпровідника (центрів рекомбінації) обумовлюють збільшення часу життя неосновних носіїв заряду електронів, дірок.

Відзначено, що розмір одного зерна в легованому кремнії повинен бути більшим товщини сонячного елемента (100 мкм), що зменшує опір струму носіїв.

Визначено дифузійні довжини генеруємих світлом електронів кремнію р-типу, що більше, ніж дірок в матеріалах n-типу. Тому рекомендується в кремнієвих фотоперетворювачах космічного призначення використовувати матеріал бази з дірковою провідністю.

Таким чином, для зменшення витрат енергії ФП необхідне оптимальне легування, створення стабільної бездефектної контрольованої мікроструктури, що відбувається в умовах спрямованого твердіння. У таких матеріалах зменшується опір носіям струму, та значно збільшується довговічність роботи ФП.

Література

1. Н.В. Немчинова, В.Э. Клёц, А.И. Непомнящих. Кремний в XXI веке // *Фундаментальные исследования*. – 2021. – № 13. – С. 41–51.
2. В.Є. Семененко. Конструкційні та функціональні матеріали нетрадиційної енергетики та технології їх створення. *Moodl, ХНУ*, 2021. 160 с.
3. М.О. Azarenkov, V.E. Semenenko, N.G. Styervoyedov, M.M. Pylypenko. Structure and properties of refractory bimonocrystal microcomposites // *PAST*. – 2024. – №1. – P. 170-175.

ОПТИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВЕЛИКИХ ПРОФІЛЬОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІВ МОЛІБДЕНУ, ОТРИМАНИХ АДИТИВНОЮ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОЮ ТЕХНОЛОГІЄЮ

***В.О. Шаповалов¹, А.М. Негрійко², Ю.О. Никитенко¹, В.В. Якуша¹, Ж.В. Потьомкіна²,
О.М. Гніздило¹, Є.В. Мірошніченко¹***

***¹Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона
Національної академії наук України, Київ, Україна***

E-mail: niku80@gmail.com;

²Інститут фізики Національної академії наук України, Київ, Україна

E-mail: potemki@iop.kiev.ua

Сучасні силові лазерні системи висувають жорсткі вимоги до оптичних компонентів, зокрема дзеркал, відбивачів і теплопоглинаючих елементів, які повинні забезпечувати високу відбивну здатність, термостійкість та стабільність форми за умов інтенсивного теплового та механічного навантаження. Молібден вирізняється серед конструкційних матеріалів унікальним поєднанням високої температури плавлення, теплопровідності, низького коефіцієнта лінійного розширення та стійкості до лазерного руйнування, що робить його перспективним матеріалом для елементів оптики потужних лазерів. Оптимальні оптичні властивості спостерігаються у монокристалів молібдену з кристалографічною орієнтацією {110}, яка забезпечує максимальну відбивну здатність. Водночас традиційні методи вирощування монокристалів не дозволяють отримувати великогабаритні заготовки складної геометрії. Використання адитивної плазово-індукційної технології, яка поєднує принципи пошарової побудови та направленої кристалізації, вирішує проблему вирощування крупних профільованих монокристалів молібдену з контрольованою орієнтацією. Метою роботи є дослідження впливу кристалографічної орієнтації на оптичні властивості таких монокристалів з урахуванням перспектив їх застосування в оптичних елементах силових лазерних систем.

Матеріалом для дослідження слугував монокристал молібдену у вигляді пластини 20x170x160 мм. З кристалу, наприклад, з орієнтацією бокової грані [110], вирізали зразки, площини яких мали орієнтацію [110], [100], [111] та [112]. Окремо вирізали зразки з полікристалу для порівняння відбиваючої здатності. Орієнтацію кристалографічних площин зразків перевіряли за допомогою рентгенівського дифрактометра. Дифузне розсіювання лазерного світла з довжиною хвилі 633 нм різними площинами дає змогу порівняти якість дзеркальної поверхні, що досягається обробкою граней з різною орієнтацією. Видно, що оптична якість поверхні суттєво залежить від кристалографічної орієнтації – найменший кут дифузного розсіювання $2\Theta = 2^0$ отриманий для площини (110). Діаграми розсіювання площинами (111), (112), (100) мали кути відповідно 20 і 2^0 (для площини (111) діаграма розсіювання була асиметричною), 3,8 та $4,8^0$.

Таким чином, попередні результати досліджень свідчать, що найбільш доцільною для виготовлення дзеркальної поверхні елементів силової лазерної оптики є площина (110), що відповідає також даним літератури для невеликих монокристалів молібдену, отриманих методом електронно-променевої зонної плавки, де саме площина (110) вважається оптимальною.

Роботу виконано за підтримки Національного фонду досліджень України, Проєкт № 2023.04/0030.

ОСОБЛИВОСТІ ОРІЄНТУВАННЯ ЗАРОДКОВИХ КРИСТАЛІВ ПРИ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОМУ ВИРОЩУВАННІ ПРОФІЛЬОВАНИХ МОНОКРИСТАЛІВ МОЛІБДЕНУ

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

*Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона
Національної академії наук України, Київ, Україна
E-mail: niky80@gmail.com*

Серед доволі достатньої кількості тугоплавких металів у природі, найбільш залученими до масового промислового чи комерційного виробництва є четвірка металів – вольфрам, тантал, ніобій та молібден [1]. Завдячуючи своїм унікальним фізичним властивостям, дослідження, що пов'язані зі способами їх отримання або застосуванням, постійно актуальні. Ґрунтовний аналіз С.В. Funch, G. Proust [2] щодо технології 3D друку виробів з тугоплавких металів та сплавів показав, що у 2021-2022 роках спостерігався пік дослідницької активності за даною тематикою. Однак вже 2024 році кількість цих публікацій зменшилась майже удвічі, і головна причина цієї ситуації полягає у неналежній якості виробів з тугоплавких металів, отриманих 3D друком. Принципово не вирішеною для цієї технології є проблема утворення тріщин і пористості металу.

Використання плазмово-індукційної технології вирощування профільованих монокристалів молібдену за принципом адитивного друку, дозволяє отримувати орієнтовані монокристалічні зливки 160x170x20 мм без тріщин і грубої пористості [3].

Ключовим елементом даної технології є використання циліндричного зародкового кристалу, від бічної поверхні якого ініціюється пошарова побудова профільованого монокристалу. Традиційно для визначення орієнтації зародкового кристалу застосовують метод Лауе. Технологічно при подальшому розміщенні кристалу, зорієнтованого у такий спосіб, у плавильній установці, виникають певні незручності при суміщенні рентгенівського знімку з поверхнею кристалу, з якого вона отримана.

У роботі запропоновано для усунення зазначених недоліків, використовувати для визначення кристалографічної площини циліндричної поверхні зародкового кристалу рентгенівського дифрактометра, а його просторове розміщення у заданих кристалографічних напрямках при встановленні в ростовому устаткуванні, виконувати за характером тріщин, що утворюються на його поверхні під дією електроерозійного впливу.

Література

1. R. Morales-Estrella, R. Aune, O. Grindler, et al. The Powder Metallurgy Processing of Refractory Metals and Alloys // *JOM*. 55. 20-23 (2003).
2. C. Funch, G. Proust. Laser-based additive manufacturing of refractory metals and their alloys: A review // *Additive Manufacturing*. 94, No. 4:104464 (2024).
3. V. Shapovalov, V. Yakusha, Y. Nikitenko, et al. An Improvement of Liquid-Phase Methods for Growing of the Mo and W Single Crystals // *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 46, No. 10: 953-962 (2024).

Роботу виконано за підтримки Національного фонду досліджень України, Проект № 2023.04/0030.

STRUCTURAL AND DENSITY CHANGES OF AMORPHOUS FILMS OF ALUMINA AT ELECTRON-BEAM ANNEALING

A.G. Bagmut

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

E-mail: agbagmut@gmail.com

Amorphous films of alumina (Al_2O_3) are formed on substrates at room temperature in the process of pulsed laser sputtering of Al targets in an oxygen atmosphere. Irradiation of amorphous film with the electron beam initiates its crystallization. The amorphous alumina polymorphically passes into the crystalline one with cubic modification $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ (Figure). The density of the crystalline film exceeds the density of the amorphous film. The relative change of the density of the film substance after crystallization is $(10.4 \pm 1.7)\%$.

Based on the frame-by-frame analysis of the video, the dependence on time t of the number density of crystals N was obtained. At a fixed electron dose rate N increases linearly with time:

$$N = 5.13 \cdot 10^9 t + 2.50 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}. \quad (1)$$

The dependences on time of the average crystal diameter $\langle D \rangle$ correspond to the line equations:

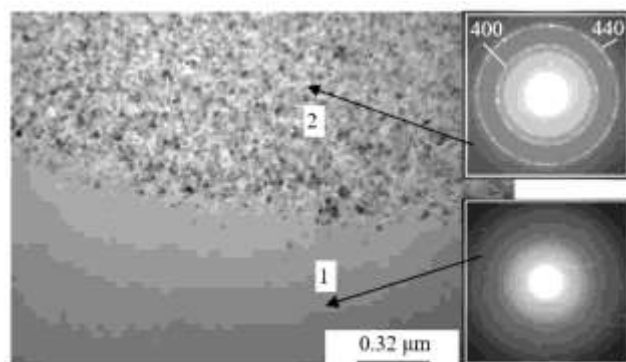
$$\langle D \rangle = 0.013t + 0.026 \text{ } \mu\text{m}. \quad (2)$$

According to (1) and (2) the nucleation rate $\alpha = 5.13 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ and average crystal growth rate $\langle v \rangle = 0.013 \text{ } \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$. The case $\alpha = \text{const}$ and $\langle v \rangle = \text{const}$ corresponds to the α -version of Kolmogorov's model [1].

The dependence on time of the fraction of the crystalline phase has an exponential character, described by the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov formula with a rate constant $k = 0.058 \text{ s}^{-2}$ and Avrami exponent $n = 2.01$:

$$x = 1 - \exp(-0.058t^{2.01}), \quad (3)$$

that corresponds to the case of the continuous nucleation, when the system keeps adding nuclei with the same rate over the entire transformation period.



Electron-beam crystallization of the amorphous Al_2O_3 film:

1 – amorphous phase. 2 – crystalline phase

References

1. A.N Kolmogorov // *Bull. of the Acad. of Sciences of the USSR, Mathematics Series*, 1, 355 (1937).

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО І ФАЗОВОГО СКЛАДУ НА ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ТА НА ПОКАЗНИКИ НАДПЛАСТИЧНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ 1450, 1460, 01420Т і АМг6

А.В. Пойда¹, В.П. Пойда²

*¹Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»,
Харків, Україна*

E-mail: avpoyda@ukr.net;

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

E-mail: vppoyda@ukr.net

Відомо що при створенні алюмінієвих сплавів, які належать до класу деформаційних, набір легуючих елементів підбирають таким, щоб він давав можливість забезпечити необхідний рівень показників їх пластичності та міцності. Здатність багатокомпонентних алюмінієвих сплавів проявити ефект структурної надпластичності у твердому чи в твердо-рідкому стані ставить особливі вимоги до їх хімічного і фазового складу і структурного стану.

Метою досліджень, результати яких представлені у доповіді, було встановлення впливу хімічного і фазового складу на особливості структурного стану та на показники надпластичності алюмінієвих сплавів 1450, 1460, 01420Т і АМг6.

У результаті проведення механічних випробувань зразків досліджених сплавів, виконаних у режимі повзучості при постійному діючому напруженні, металографічних, рентгенівських, рентгеноспектральних і фрактографічних досліджень а також внаслідок проведення аналізу діаграм стану відповідних систем було встановлено що зразки сплавів 1450 (2,64 - % Cu - 2,2 % Li - 0,12 % Zr) основа Al, % масові) і 1460 (Al - 2,64 %Cu - 2,2 %Li - 0,12 %Zr - 0,12%Sc, основа Al, % масові) проявили ефект структурної надпластичності у твердому стані, а зразки сплавів 01420Т (5,0 - 6,0% Mg, 1,9 - 2,3% Li, 0,09 - 0,15% Zr, 0,1 - 0,3% Si, $\leq 0,3\%$ Fe, 0,1% Ti, 0,3% Mn, 0,005% Na, основа Al, % масові) і АМг6 (5,8 - 6,8 %Mg, 0,5 - 0,8 %Mn, 0,02 - 0,10 %Ti, 0,0002 - 0,005 Be, 0,4 %Fe, 0,4 %Si, основа Al, % масові) – у твердо-рідкому стані через їх часткове плавлення.

Встановлено, що відносно видовження зразків сплаву 1460 до зруйнування δ більше ніж у зразків сплаву 1450. Ці сплави мають у своєму складі однакову кількість міді, магнію і цирконію, але сплав 1460 містить у своєму складі ще й скандій. Вірогідно саме наявність у цьому сплаві невеликої кількості цирконію та скандію забезпечує утворення в його мікроструктурі достатньої кількості дрібнодисперсних частинок Al_3Zr , Al_3Sc та $Al_3(Sc_xZr_{1-x})$, які сприяють формуванню ультрадрібного зерна в зразках у ході динамічної рекристалізації та здатні забезпечити термічну стабільність зернової структури зразків при їх надпластичній деформації, що здійснюється при високих гомологічних температурах, завдяки тому що вони є ефективною перешкодою для руху багатокутових границь зерен у ході їх міграції.

Основними легуючими елементами сплаву 01420Т є магній та літій. Сплав АМг6 також містить у своєму складі магній. Оскільки надпластична деформація зразків обох цих сплавів проходить при високих гомологічних температурах, то в цих умовах може відбуватися плавлення деякої кількості тих локальних ділянок зерен і міжзеренних границь, які складаються із твердого розчину на основі алюмінію, що містять підвищену концентрацію літію і магнію. Як відомо ці елементи знижують температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію, який є основною фазою обох сплавів. Встановлено, що в зразках сплавів 01420Т та АМг6 осередки в'язкої рідкої фази, які утворились у результаті часткового плавлення, зосереджені в окремих потрійних стижах зерен, а також на деяких міжзеренних границях. Їх в'язкий плин у ході надпластичної деформації зразків приводить до утворення волокнистих структур, які є своєрідним свідченням того, що сплави 01420Т та АМг6 проявили ефект надпластичності у твердо-рідкому стані.

ЧАСТИННІ ТОЧНІ РОЗВ'ЯЗКИ МОДЕЛІ МІХЕЛЬСОНА ФАЗОВИХ ПЕРЕХОДІВ ПЕРШОГО РОДУ В ЧИСТИХ МАТЕРІАЛАХ

А.Р. Шимановський¹, В.Ф. Клепиков^{1,2}

¹*Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна, Харків, Україна;*

²*Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України,*

Харків, Україна

E-mail: andrey.shimanovskii@gmail.com

Наявність домішок або дефектів часто призводить до розмиття фазових границь, появи метастабільних фаз або зниження температур фазових переходів. Натомість, у високочистих зразках вдається реєструвати нові типи фазових переходів, які неможливо спостерігати в технічних матеріалах. Наприклад, у статті [1] описано парамагнітно-діамагнітний перехід у високочистому металічному ітербію, який супроводжується fcc–hcp структурним перетворенням, де було вперше зареєстровано перехід першого порядку нехарактерний для ітербію з домішками.

Додатковий вимір розуміння фазових переходів забезпечує аналіз співмірно-неспівмірних фаз, де відбувається змінна фази або амплітуда модуляції впорядкування переходить. (наприклад [2]).

Цікавим є знаходження частинних точних виразів для фазових переходів першого роду. Для цього візьмемо термодинамічний потенціал Міхельсона:

$$F = F_0 + \int dx \left[\frac{1}{2} (\varphi'')^2 - \frac{g}{2} (\varphi \varphi')^2 - \frac{\gamma}{2} (\varphi')^2 + \frac{q}{2} \varphi^2 + \frac{p}{4} \varphi^4 + \frac{1}{6} \varphi^6 \right], \quad (1)$$

де g , γ – матеріальні параметри, а $q = q_0(T - T_c)/T_c$ і p залежить від інших умов (наприклад тиску).

Варіаційне рівняння для функціоналу (1) є наступне нелінійне диференціальне рівняння четвертого порядку:

$$\varphi^{(IV)} + g [\varphi^2 \varphi'' + \varphi \varphi'^2] + \gamma \varphi'' + q \varphi + p \varphi^3 + \varphi^5 = 0. \quad (2)$$

Якщо взяти параметр порядку як

$$\varphi(x) = a \cdot \text{cn}(bx, k), \quad (3)$$

то розподіл (3) з трьома параметрами, що варіюються, буде правильно відтворювати характерні, в тому числі нелінійні, властивості модульованих структур скалярного параметра порядку, а також за даного розподілу буде відбуватись фазовий перехід першого роду.

Фазовий перехід першого роду буде відбуватись за рахунок змінення параметру p . Розрахунки показали, що в залежності від початкового значення p буде реалізовуватись два різних типу розв'язків: у першому випадку - $0 \leq k^2 \leq 1$, у другому - $0 \leq k^2 \leq k_{max}^2 \leq \frac{1}{2}$.

Література

1. E. Bucher, P.H. Schmidt, A. Jayaraman, K. Andres, J.P. Maita, K. Nassau & P.D. Dernier. New first-order phase transition in high-purity ytterbium metal // *Phys. Rev. B*, (1970), 2(10), 3911–3917. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.2.3911>
2. K.T. Mashiyama and H. Mashiyama. Phase and amplitude modulation and incommensurate–commensurate transitions // *J. Phys. C: Solid State Physics*, (1986), 19(34), 6727–6738. <https://doi.org/10.1088/0022-3719/19/34/010>

PHYSICAL AND TECHNOLOGICAL ASPECTS OF THE METHOD OF NEUTRON TRANSMUTATIONAL DOPING OF SEMICONDUCTORS AND PROSPECTS OF ITS APPLICATION IN UKRAINE

*S. Karpus, D. Zakharchuk, L. Panasyuk
Lutsk National Technical University, Lutsk, Ukraine
E-mail: s.karpus@lntu.edu.ua*

Neutron transmutation doping (NTD) is a modern alternative to traditional doping methods such as thermal diffusion and ion implantation [1]. Traditional methods have limitations, including the problem of non-uniform dopant distribution along the ingot due to a high segregation coefficient. NTD overcomes these shortcomings by ensuring uniform dopant formation throughout the volume.

The physical basis of the method is the interaction of thermal neutrons with ^{30}Si [2] nuclei, which leads to the formation of an intermediate radioactive isotope ^{31}Si . This isotope then decays, transforming into a stable doping element - phosphorus (^{31}P). The probability of such an interaction is characterized by the reaction cross section, which is the largest for thermal neutrons. Modeling the kinetics of isotope accumulation shows that the phosphorus concentration increases linearly with the irradiation time, which allows for precise control of the doping level.

The NTL process includes five main stages: preparation, irradiation in the reactor, radiation "cooling", thermal annealing and output control. The method provides exceptional uniformity (heterogeneity less than 1...2%), high accuracy and reproducibility, as well as process purity, since it does not introduce foreign impurities.

In Ukraine, there are key prerequisites for the implementation of this technology: the presence of a research nuclear reactor WWR-M at the Institute of Nuclear Physics of the NAS of Ukraine with suitable neutron flux characteristics, the "Neutron Source" of the NSC KIPT of the NAS of Ukraine, and a powerful scientific and technical base in the field of radiation physics. The implementation of the project requires modernization of the infrastructure, the creation of a complete technological chain, and product certification. Successfully solving these tasks may allow Ukraine to occupy its own niche in the global market.

References

1. J. Millán et al. A Survey of Wide Bandgap Power Semiconductor Devices // *IEEE Transactions on Power Electronics*. 2014. 29(5). p. 2155–2163.
2. W. M. Stacey. Nuclear Reactor Physics. 2nd ed. Wiley-VCH. 2007.

ANOMALY IN THE WIEDEMANN-FRANZ LAW CAUSED BY ELECTRON-HOLE CONVERSION OF CHARGE CARRIERS

*N.A. Azarenkov, V.A. Frolov, E.V. Karaseva, V.I. Sokolenko, M.A. Tikhonovsky
National Science Center “Kharkiv Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine
E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

It is known that the ratio between the electron and phonon components of thermal conductivity of a metal, χ_e and χ_{ph} , depends on purity, perfection, etc. For "ideal" simple metals $\chi_e \gg \chi_{ph}$, from which it follows that their thermal conductivity is mainly due to electrons. This is confirmed by the fulfillment of the Wiedemann-Franz (WF) law with good accuracy:

$$\chi/\sigma T = \text{const} = L,$$

where σ is the electrical conductivity, L is the Lorentz constant. The theoretically obtained value for a degenerate electron gas $\chi/\sigma T = \pi^2/3(k_B/e)^2$ (k_B is the Boltzmann constant, e is the electron charge) is called the ideal Lorentz number L_0 . In the absence of impurities, the main mechanism of electron scattering is inelastic electron-electron scattering and L_0 should not depend on T .

When phonons are taken into account, the ratio $\chi/\sigma T$ becomes a function of T . Then we say that there is a deviation from the WF law associated with χ_{ph} . The fundamental reason for this is the presence of two competing processes - inelastic scattering of electrons by phonons and elastic scattering of electrons by impurities. These mechanisms change differently with T , which leads to the appearance of extrema in the $\chi(T)$ dependence and anomalies in $L(T)$.

We are not aware of any studies that have elucidated the difference in the role of electrons and holes in heat transfer. In most metals, the carrier ratio changes with T : either smoothly or in the form of electron-hole conversion transformations (EHCTs). In the latter case, one could try to detect this subtle effect by measuring the $L(T)$ dependence in the presence of EHCTs.

High-entropy alloy (HEA) $\text{Al}_{0.5}\text{CoCuCrNiFe}$ has a two-component electrical conductivity and demonstrates the EDCP of the “electron-hole” type and vice versa in a certain range of T . On the same sample of the alloy, the dependences of the absolute thermoelectric power $S(T)$ and electrical resistance $R(T)$ on T , as well as the qualitative dependence of the normalized thermal conductivity $\chi^N(T)$ were measured.

Two intervals of EDCP $\sim 250 \dots 145$ and $\sim 145 \dots 120$ K with different conversion directions were revealed: “electron-hole” on the upper one and “hole-electron” on the lower one. According to the sign of the ohmic anomaly (+), it was established that the effective mass of the hole is greater than the electron mass. An anomaly of the $\chi^N(T)$ dependence was observed, correlating with the thermoelectric characteristics, also having a minus sign. Linking this fact with the increase in the hole concentration throughout the anomaly, it can be stated that the holes in this alloy make a smaller contribution to the thermal conductivity.

The dependence $L(T) = \chi(T)/\sigma(T)T$ also demonstrates a “negative” anomaly. This is apparently due to a more effective decrease in the average relaxation time τ in the process of diffusion heat transfer by holes compared to the same value in holes charge transfer.

INFLUENCE OF ULTRASONIC EXPOSURE ON PHYSICAL AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF THE ALLOY



E.V. Karaseva, V.I. Sokolenko, A.V. Mats, E.S. Savchuk,

M.A. Tikhonovsky, V.A. Frolov

National Science Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology",

Kharkiv, Ukraine

E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua

Nonequiatomic high-entropy alloy $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ is a TWIP material characterized by high tensile strength and very good plasticity. But their disadvantage is a rather low yield strength. It is known that the term TWIP means "twin-induced plasticity", which means that plastic deformation in the material is carried out by twinning. TWIP steels are austenitic, that is, they have a face-centered cubic lattice (FCC) and low stacking fault energy, which activates twinning. Since the lower the stacking fault energy of the material, the less the tendency of split dislocations to transverse slip.

The creep of the high-entropy alloy $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ obtained by melting was investigated in the temperature range of 77//700 K. It was shown that the alloy has high strength and plastic characteristics and at the same time a fairly low yield strength: $\sigma_{0.2}=350$ MPa at 77 K, 170 MPa at 300 K and 110 MPa at 700 K.

High strength is due to strong strain hardening of this material. The degree of hardening is explained by a decrease in the free path length of dislocations during the nucleation and growth of mechanical twins, and twinning itself leads to an increase in plasticity.

One way to increase the yield strength can be ultrasonic treatment. It is known that an ultrasonic wave, passing through a material, interacts with defects of different types and causes changes in the structure, which depend on the ultrasound parameters, mainly on its power. By varying the parameters, it is possible to obtain a structure in the material that has the necessary properties.

The $\text{Fe}_{40}\text{Mn}_{40}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ alloy was subjected to ultrasound treatment in a mode that ensured the strengthening of the material, as shown in [1]. The method of measuring electrical resistance and microhardness was used to control the defective structure.

It was shown that ultrasonic treatment led to an increase in the yield strength by ~30% at 300 and 700 K while maintaining the ultimate strength and plasticity. It is known that high-frequency alternating action generates a large number of vacancies and also initiates the process of dislocation multiplication, which leads to an increase in the yield strength. However, the main deformation mechanism – twinning – does not change, which ensures the preservation of high strength and plasticity.

References

1. A.V. Matz, V.M. Netesov, V.I. Sokolenko Ultrasonic influence on nanostructure in Zr-2,5%Nb alloy // *Problems of atomic science and technology, Series: "Physics of radiation effect and radiation materials science"*. - 2011, v.74, №4, p.108 – 110.

НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНІ УЛЬТРАЗВУКОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ CoCrFeMnNiV_x

*В.С. Ключко, А.В. Корнієць, В.І. Соколенко, І.В. Колодій, І.Ф. Кісляк, О.О. Кондратов,
Ю.С. Липовська, М.А. Тихоновський, Т.М. Тихоновська*

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

Еквіатомний високоентропійний сплав (ВЕС) CoCrFeMnNi , відомий як сплав Кантора, є модельним матеріалом для матеріалознавства і має перспективи інженерного застосування [1]. Він характеризується високим рівнем механічних властивостей, у тому числі і при криогенних температурах. Однак на характеристики цього сплаву можна вплинути шляхом легування тугоплавкими металами, наприклад, ванадієм. Ця робота присвячена дослідженню ефекту впливу добавок ванадію на мікроструктуру, фазовий склад, пружні та низькотемпературні (77...300 К) акустичні властивості сплаву CoCrFeMnNi .

Зливки сплаву CoCrFeMnNiV_x ($x = 0; 0,25; 0,75; 0,85$) були отримані сплавленням компонентів (чистота $\sim 99,9\%$) на мідному водоохолоджуваному поду в дуговій печі в середовищі очищеного аргону з використанням вольфрамового електроду. Для покращення хімічної однорідності отримані зливки зазнали п'ятикратного переплавлення.

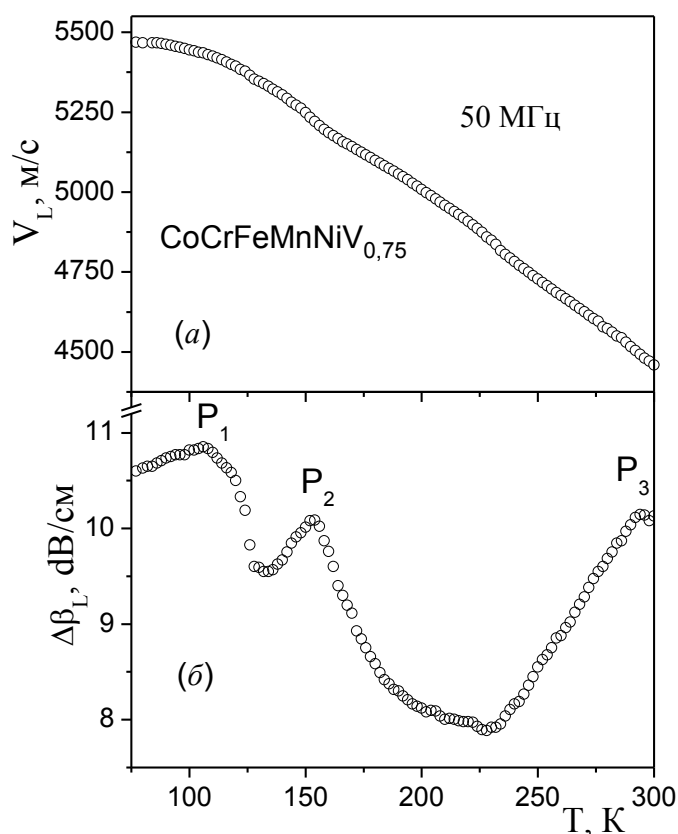
У результаті досліджень встановлено, що мікроструктура сплаву CoCrFeMnNi мала типовий дендритний характер, тоді як сплави з добавкою ванадію $x \geq 0,25$ мали зернисту структуру.

За даними рентгенівської дифракції сплави CoCrFeMnNiV_x ($x = 0; 0,25$) характеризувались однофазною ГЦК-структурою, тоді як сплави CoCrFeMnNiV_x ($x = 0,75; 0,85$) знаходилися у двофазному структурному стані і містили ГЦК фазу та ≈ 40 і 73 мас.% σ -фази для $x = 0,75$ і $x = 0,85$, відповідно. У зразку $\text{CoCrFeMnNiV}_{0,75}$ для ГЦК фази відзначалася наявність переважної орієнтації зерен кристалографічними площинами (200) паралельно площині шліфа, тобто перпендикулярно напрямку ультразвуку. Для σ -фази також виявлено слабо виражену текстуру, вплив якої не враховувався при аналізі результатів ультразвукових досліджень. Помірна текстура (111) мала місце також у сплаві з концентрацією ванадію $x=0,25$.

Ультразвукові дослідження в інтервалі температур 77...300 К виконувались імпульсним фазочутливим методом за схемою проходження. Збудження та детектування ультразвукових коливань здійснювалося широкосмуговими (± 2 МГц) п'єзоперетворювачами з ніобату літію з власною резонансною частотою 50 МГц. Вимірювання виконували в амплітудно-незалежній області внутрішнього тертя. Одночасно вимірювалася і швидкість (V_L), і зміна згасання ($\Delta\beta_L$) поздовжнього ультразвуку. Швидкість зсувних хвиль вимірювалась тільки при температурі 300 К.

В результаті ультразвукових досліджень зразків CoCrFeMnNiV_x виявлено характерні прогини на $V_L(T)$ і наявність максимумів на температурному спектрі акустичного згасання.

На рисунку на прикладі сплаву $\text{CoCrFeMnNiV}_{0,75}$ зображено температурні залежності швидкості і зміни згасання поздовжнього ультразвуку в зразках CoCrFeMnNiV_x , які характеризуються прогинами на $V_L(T)$, що обумовлені розвитком непружних явищ, та максимумами P_1 , P_2 і P_3 на залежності $\Delta\beta_L(T)$, в даному випадку, при температурах ~ 106 , 154, 294 К, відповідно. Визначені величини енергії активації виявлених процесів відповідають дислокаційному релаксаційному резонансу по типу Коїви-Хасігуті (P_3) і Бордоні (P_2), що мали місце в моноатомних матеріалах. Висловлено припущення, що



Температурна залежність швидкості розповсюдження (а)
та зміни згасання (б) поздовжнього ультразвуку частотою 50 МГц
у високоентропійному сплаві $\text{CoCrFeMnNiV}_{0,75}$

максимум акустичного згасання P_1 обумовлений переходом із парамагнітного стану в спінове скло [2].

Подібну картину демонструють зразки з іншим вмістом ванадію, відрізняючись величиною дисипативного ефекту і прояву непружних явищ.

У сплаві $\text{CoCrFeMnNiV}_{0,85}$ досліджено анізотропію акустичних характеристик в залежності від напрямку тепловідведення. Для сплаву з концентрацією ванадію 0,75 моль визначені пружні характеристики при температурі 300 К.

У сплавах CoCrFeMnNiV_x ($x = 0; 0,25; 0,85$) спостерігалось інтенсивне згасання зсувних хвиль, обумовлене як в'язкістю матеріалу, так і розсіюванням на структурних неоднорідностях, що співрозмірні з довжиною ультразвукової хвилі. Це унеможливило отримання величини швидкості зсувних хвиль для цих сплавів і, відповідно, всього спектру їх пружних характеристик.

Література

1. C. Wagner, A. Ferrari, J. Schreuer, J-P. Couziniéd, Yu. Ikeda, F. Körmann, G. Eggeler, E. P. George, G. Laplanche // *Acta Matter.* 227 (2022) 117693, doi:10.1016/j.actamat.2022.117693.
2. С.Л. Гинзбург. Необратимые явления в спиновых стеклах // Москва: «Наука», 1989.

THE EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF $\text{Co}_{25-x}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}\text{C}_x$ HIGH-ENTROPY ALLOYS

A.V. Levenets, V.S. Okovit, M.A. Tikhonovsky, O.S. Solopikhina, Ju.S. Lypovska
National Science Center “Kharkiv Institute of Physics and Technology”,
Kharkiv, Ukraine
E-mail: avlevenets@gmail.com

A new class of materials, so-called high entropy (HEA), is actively developed recently for use in various fields of technology [1]. In particular, the four-component CoCrFeNi HEA, which has high plasticity and impact strength at nitrogen and helium temperatures (see [1]), is promising for applications in cryogenics and space technology. The disadvantage of this alloy is the relatively low values of the yield point and tensile strength. In this work, an attempt was made to increase the strength characteristics of the CoCrFeNi HEA by alloying it with carbon and optimizing the conditions for its production.

Alloys $\text{Co}_{25-x}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}\text{C}_x$ with different carbon concentrations x ($x = 0, 1, 3$ at.%) were produced by argon-arc melting [2] and subjected to homogenizing annealing at 1100 °C for 5 hours and rolled into a strip 0.5 mm thick with intermediate annealing at 1050 °C /1h after reduction thickness by 50%. Dog bone-shaped samples for mechanical tensile tests at 300 K and 77 K were cut from the deformed strips in the direction of rolling. The samples were annealed at different temperatures for 1 hour in an argon atmosphere; the deformation rate during testing was 10^{-3} s^{-1} . The size of grains and carbide precipitates was studied using transmission electron microscopy.

The figures show the dependence of mechanical properties on the annealing temperature of the samples - the proportionality limit (Fig. 1), tensile strength (Fig. 2) and elongation (Fig. 3).

The results of measuring the mechanical properties show that alloying the CoCrFeNi HEA with carbon allows to significantly increase the strength characteristics, especially at the temperature of liquid nitrogen. Increasing the carbon concentration leads to an increase in the proportionality limit and the tensile strength. The elongation decreases but remains at a fairly high level (20%). Changing the annealing temperature has a complex effect on the mechanical properties. The mechanisms of this effect are discussed based on the data of microstructural studies.

References

1. A.V. Levenets, M.A. Tikhonovsky, V.N. Voyevodin et al. // *Problems of atomic science and technology*, 2021, #132, p.3 . <http://dx.doi.org/10.46813/2021-132-003>.
2. A.V. Levenets, H.V. Rusakova, L.S. Fomenko et al. // *Low Temperature Physics*, 2022, v.48, p.560. <http://dx.doi.org/10.1063/10.0011605>.

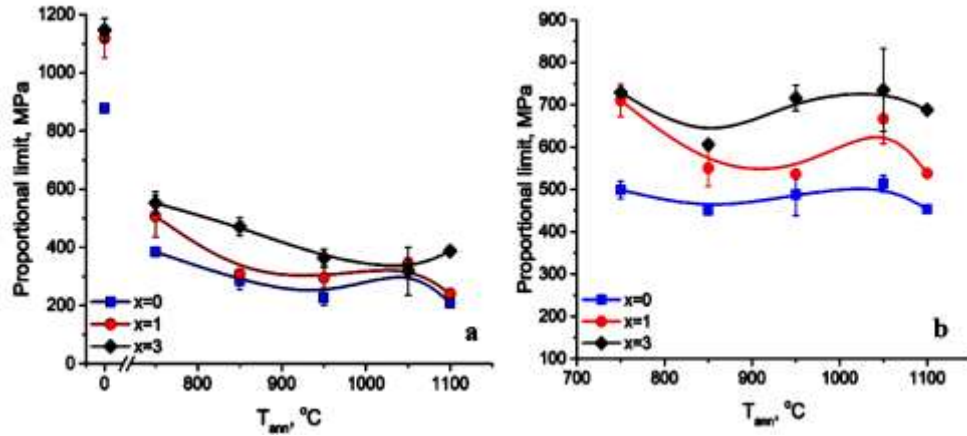


Fig. 1. Dependence of the proportionality limit of $\text{Co}_{25-x}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}\text{C}_x$ alloys on the annealing temperature T_{ann} (a – 300 K, b – 77 K)

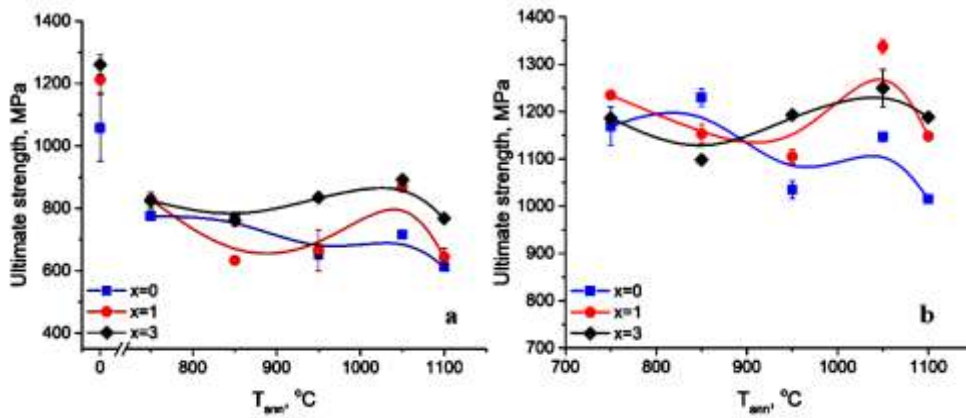


Fig. 2. Dependence of the tensile strength of $\text{Co}_{25-x}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}\text{C}_x$ alloys on the annealing temperature T_{ann} (a – 300 K, b – 77 K)

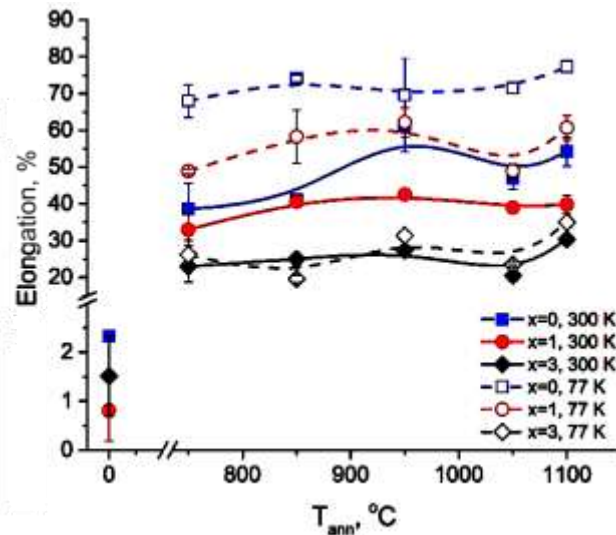


Fig. 3. Dependence of elongation of $\text{Co}_{25-x}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}\text{C}_x$ alloys on the annealing temperature T_{ann} (solid line – 300 K, dashed line – 77 K)

ВПЛИВ МОРФОЛОГІЇ ВКЛЮЧЕНЬ НІТРИДУ ТИТАНА НА ДЕФЕКТООУТВОРЕННЯ В АУСТЕНІТНІЙ СТАЛІ ТЕПЛООБМІННИКІВ

Є.О. Крайнюк

Національний науковий центр

«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна

E-mail: krainyuk@kipt.kharkov

Відомо, що неметалеві включення є одним з головних факторів, які знижують характеристики міцності сталі. Властивості сталі визначаються природою, формою, розміром та розподілом включень.

Дослідження впливу форми включень нітриду титану на довговічність низьковуглецевої сталі показали, що при однаковому розмірі включень кулеподібної та кубічної форми напруження в матриці сталі можуть перевищувати значення границі плинності. При збільшенні розміру включень кубічної форми збільшувалась вірогідність втомного руйнування, що підтверджується механічними випробуваннями на міцність від утомленості [1, 2].

У цій роботі, при розрахунках напружень (σ) за методом Ласло [3], за основу була взята модель кулеподібної форми нітриду титана:

$$\sigma = \frac{P}{1-d^3} \left(\frac{1}{2} \frac{R_{in}^3}{R_m^3} - d^3 \right), \text{ де } P = \frac{(\alpha_m - \alpha_{in}) \Delta T}{\frac{1}{2(1+\nu_m + (1-2\nu_m)d^3)} + \frac{1-2\nu_{in}}{E_m(1-d^3)} + \frac{1-2\nu_{in}}{E_{in}}},$$

E_{in} , E_m – модуль пружності включення та матриці сталі, R_{in} , R_m – радіус включення та матриці навколо включення, α_{in} , α_m – коефіцієнти лінійного термічного розширення, ν_{in} , ν_m – коефіцієнт Пуассона, T – температура, d^3 – коефіцієнт, який дорівнює 0,0005. При розрахунках використовували значення модуля пружності матриці за робочої температури $T=+320$ °C, а середній діаметр нітриду титана становив $5 \cdot 10^{-6}$ м при умовах когерентності включення й матриці.

Розрахунки показали, що при заданих умовах в матриці аустенітної сталі 08X18H10T навколо включення напруження можуть сягати близько 220 МПа, що відповідає рівню межі плинності аустенітної сталі. Отримане співвідношення модуля пружності для включення та матриці сталі (E_{in}/E_m)>1 свідчить про те, що напруження будуть зосереджуватися в межах самого включення. В роботі [1] показано, що при перевищенні величини модуля Юнга включення над модулем Юнга матриці, сила деформації матриці при циклічному навантаженні становиться більше, це призводить до концентрації напружень по краях включень та розвитку в них мікротріщин. У міру збільшення концентрації напружень включення TiN руйнуються раніше за сталь, а тріщини розповсюджуються в матрицю.

Таким чином, під час експлуатації теплообмінників включення TiN можуть бути джерелом локальних мікроруйнувань матриці сталі, а також призводити до порушення пасивуючого шару поверхні теплообмінних труб.

Література

1. Crystals 2023, 13, 1071. <https://doi.org/10.3390/cryst13071071>.
2. C. Gu, W.Q. Liu, J.H. Lian, Y.P. Bao. In-depth analysis of the fatigue mechanism induced by inclusions for high-strength bearing steels // *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 2021, 28, 826–834.
3. Г.И. Бельченко, С.И. Губенко. Неметаллические включения и качество стали // *Киев, «Техника»*. 1980. 168 с.

ВИКОРИСТАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО СОРБЕНТУ НА ОСНОВІ ЦЕОЛІТІВ ДЛЯ МУЛЬТИСОРБЦІЇ В УМОВАХ КОМПЛЕКСНОГО ЗАБРУДНЕННЯ ВОДНОГО РОЗЧИНУ СУМІШЬЮ РАДІОНУКЛІДІВ (Cs, Sr та Co)

В.В. Левенець, О.Ю. Лонін
Національний науковий центр
«Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна
E-mail: a_lonin@ukr.net

Важливою екологічною проблемою є проблема утилізації рідких радіоактивних відходів. Залежно від потужності та типу реактора АЕС за рік утворюється від 0,15 до 0,35 м³ рідких радіоактивних відходів на 1 МВт. В Україні діють 4 АЕС, які мають у своєму складі 15 енергоблоків. Усі діючі енергоблоки відносяться до типу ВВЕР. Внаслідок експлуатації існуючих енергоблоків в Україні накопичився великий обсяг рідких радіоактивних відходів.

Рідкі радіоактивні відходи становлять 85% загальної кількості радіоактивних відходів.

Однією з способів скорочення обсягів рідких радіоактивних відходів є використання сорбентів. Найчастіше для сорбції радіонуклідів із водних розчинів використовуються іонообмінні сорбенти.

Одним із ефективних способів використання сорбентів є очищення природними іонообмінними матеріалами, до яких можна віднести такі мінерали: бентоніт, вермікуліт та кліноптилоліт. При їх використанні необхідно враховувати, що природні сорбенти характеризуються вузьким спектром радіонуклідів, що сорбуються.

Одним із питань, важливих для застосування сорбентів в ядерній енергетиці, є вивчення сорбційних властивостей щодо суми радіонуклідів, які присутні в розчині. При цьому необхідно враховувати, що сорбційні властивості щодо різних радіонуклідів у одного сорбенту можуть значно змінюватись. Тому в ході досліджень було розглянуто сорбційну композицію, що включає природний цеоліт – кліноптилоліт і синтетичний цеоліт NaX.

При проведенні досліджень готувався розчин, що містить іони цезію, стронцію та кобальту.

На підставі проведених досліджень було визначено склад композиційного сорбенту на основі кліноптилоліту та синтетичного цеоліту NaX, з урахуванням можливості застосування сорбенту при використанні суміші ізотопів (цезій, стронцій та кобальт). Розроблено ядерно-фізичну методику якісного та кількісного аналізу зразків із забрудненням сумішшю ізотопів (цезій, стронцій та кобальт). Встановлено, що використання композиційного сорбенту значно розширює перелік ізотопів, які ефективно сорбують кліноптилоліт. Так, композиційний сорбент (клиноптилоліт – 50% цеоліт NaX – 50%) має наступні значення коефіцієнта сорбції K_s цезію – 80,00%, K_s стронцію – 70,30% та K_s кобальту – 78,58%. Значення коефіцієнта сорбції композиційного сорбенту для стронцію та кобальту вдвічі перевищують значення коефіцієнта сорбції кліноптилоліту для цих ізотопів (коефіцієнт сорбції K_s цезію – 80,51%, K_s стронцію – 34,30% та K_s кобальту – 48,10%). Тому використання композиційного сорбенту значно підвищить очищення рідких радіоактивних відходів та значно скоротить обсяг відходів, що підлягають захороненню.

ЗАХИСНІ ВЛАСТИВОСТІ Ti-Cr-N-ПОКРИТТІВ, ОСАДЖЕНИХ З ФІЛЬТРОВАНОЇ ВАКУУМНО-ДУГОВОЇ ПЛАЗМИ

Ю. Задніпровський¹, В. Білоус¹, Е. Решетняк¹, В. Голтвяниця², О. Купрін¹

¹Національний науковий центр

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

²Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, Україна

E-mail: yaz@kipt.kharkov.ua

Використання вакуумно-дугових покриттів на основі нітридів перехідних металів може значно зменшити знос поверхні деталей, тим самим підвищуючи надійність та термін служби енергетичного обладнання. Покриття мають забезпечувати ефективний захист робочої поверхні від комбінації руйнівних факторів. Проведено комплексні дослідження стійкості Ti-Cr-N-покриттів до кавітації, абразивного зношування та корозії. Наноструктурні покриття товщиною 10 мкм наносили на підкладки зі сталі 12X17 з фільтрованих потоків плазми з використанням Ti-Cr катодів із вмістом Cr 23 та 32 мас.% при тиску азоту в межах від 0,12 до 0,67 Па. Нанокристалічні (нк) або аморфно-нанокристалічні (а/нк) покриття на основі кубічного твердого розчину $(\text{Ti}_{1-x}\text{Cr}_x)\text{N}$ з вмістом хрому від $x=0,11$ до $x=0,25$, розміром областей когерентного розсіювання в межах 6...14 нм та різною текстурою аксіального типу були випробувані. Покриття мали високу твердість 31...46 ГПа, однак зміна складу катода та/або тиску азоту при осадженні впливали на вміст хрому в покриттях та структуру, що змінювало їх захисні властивості.

Найкращу стійкість до кавітаційного зношування показали нанокристалічні покриття з низьким вмістом Cr (11...13 ат.%) і твердістю 30...33 ГПа. Покриття у 2–3 рази зменшували середню швидкість кавітаційного зношування підкладки. Зменшення розміру кристалітів твердого розчину та формування текстури [110] сприяло підвищенню кавітаційної стійкості. Була виявлена кореляція між покращенням кавітаційної стійкості та зменшенням твердості покриттів. Покриття з високим вмістом Cr (18...24 ат.%) мали найкращу абразивну стійкість, причому аморфно-нанокристалічна структура покриття а/нк($\text{Ti}_{0,82}\text{Cr}_{0,18}$)N з високою твердістю (~ 46 ГПа) мала певні переваги, однак, вона показала найгірші результати під час кавітаційних та корозійних випробувань. Серед нанокристалічних покриттів найбільшу швидкість абразивного зношування показало покриття нк($\text{Ti}_{0,87}\text{Cr}_{0,13}$)N, що характеризувалося максимальним розміром кристалітів твердого розчину, текстурою [111] та твердістю 33 ГПа. Зміна текстури на [110] та збільшення вмісту хрому в покритті сприяли покращенню абразивної стійкості. Результати випробувань корозійної стійкості зразків у 3% водному розчині NaCl показали, що нанесення покриттів зсуває потенціал пітінгоутворення в ділянку позитивних значень завдяки пасивації. Покриття нк($\text{Ti}_{0,87}\text{Cr}_{0,13}$)N з текстурою [111] з найгіршою стійкістю до абразивного зношування виявилось найбільш корозійностійким. Вигляд кривої анодної поляризації для цього покриття відрізнявся від інших зразків і мав ділянку вторинної пасивації. Показано, що оптимізація параметрів осадження при синтезі покриттів з високим вмістом Cr (біля 25 ат.%) дозволяє значно покращувати абразивну або корозійну стійкість покриттів з аморфно-нанокристалічною та нанокристалічною структурою, відповідно. Що стосується комплексного захисту поверхні сталевих виробів від впливу кавітації, абразиву та корозії, найбільш доцільним є застосування нанокристалічних покриттів.

THERMOMECHANICAL EFFECTS AT ATOMIC CLUSTER FALLING ONTO THE COATING SURFACE

A.I. Kalinichenko, V.E. Strel'nitskij

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

E-mail: strelnitskij@kipt.kharkov.ua

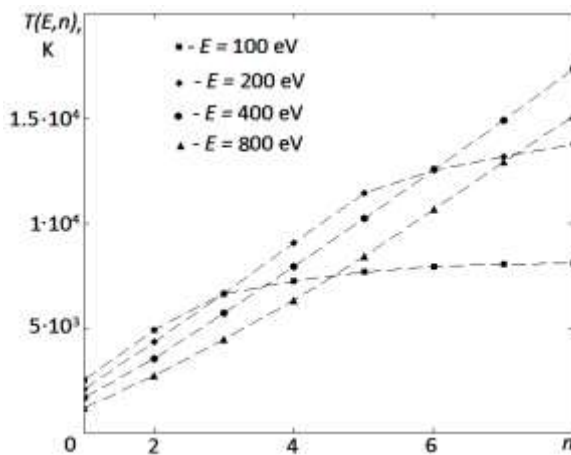
Atomic clusters, like macroparticles, are often present as unwanted impurities in plasma-ion deposition coatings. At the same time, the use of cluster beams is being discussed both for the deposition of films with a unique set of properties and for the erosion of substrates, depending on the kinetic energy of the cluster. As a result, the analysis of thermal and mechanical effects when the cluster falls on the surface of the coating is relevant.

In this report, the model of the nonlocal thermoelastic peak (NTP) of the ion bombarding the target surface, developed by us earlier, is generalized for the case of the polyatomic cluster. This allows us to consider all the variety of thermal, mechanical, and kinetic effects in the interaction of the falling cluster with target material within a single approach.

Possible scenarios of cluster interaction with the target surface were considered depending on the energy E and the number of atoms n in the cluster. If the condition

$$E > nE_f, \quad (1)$$

is not satisfied, where $E_f \sim 10$ eV is the surface energy of the target material, the cluster atoms cannot penetrate the target material and are located on its surface (so-called "soft landing" of the cluster). If condition (1) is satisfied, the cluster penetrates into the coating forming the NTP - the overheated and overpressurized nanometer-sized region. Taking into account that the cluster, when entering the coating material, disintegrates into atoms that fly with the same speed and direction as the original cluster, expressions were obtained for the geometric dimensions and volume of the NTP of the cluster implanted under the surface of the coating.



*Dependence of the temperature in the NTP
of the C_n cluster in carbon on the number
of atoms n in the cluster at different
cluster energies E*

Having understanding of the NTP volume of the cluster made it possible to determine the NTP temperature taking into account the temperature dependence of the heat capacity of solid. Figure shows the results of calculating the temperature in the NTP of C_n cluster in carbon coating. As can be seen from the figure, the temperature in the cluster exceeds the melting temperature of the target material even with relatively small numbers of atoms in the cluster. That requires consideration of nonlinear thermo mechanical effects (spattering, cratering, generation of powerful acoustic pulses).

OPTIMIZATION OF CVD SYNTHESIS PROCESSES OF DIAMOND COATINGS FOR HARDENING THE SURFACE OF CUTTING TOOLS

*K.I. Koshevoy¹, E.N. Reshetnyak¹, V.E. Strel'nitskij¹, A.O. Lyamtseva², A.O. Chumak²,
S.A. Klymenko², O.O. Bochechka², O.I. Chernienko²*

*¹National Science Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology",
Kharkiv, Ukraine;*

*²Bakul Institute for Superhard Materials NASciences Ukraine, Kyiv, Ukraine
E-mail: reshetnyak@kipt.kharkov.ua*

Cutting tools equipped with sintered inserts based on polycrystalline synthetic diamond are in great demand for processing new materials such as ceramics, carbon fiber, composite materials, and hard-to-machine non-ferrous metal alloys, which are widely used to manufacture parts for aviation, space, rocketry, military equipment, and other high-tech products. To improve the performance of the cutting inserts, NSC KIPT has developed processes for applying diamond CVD coatings to their surface that do not contain any impurities. The coatings were deposited from glow discharge plasma stabilized by a transverse magnetic field in a H_2/CH_4 gas mixture. The use of stationary and pulsed modes of operation of the discharge current source was compared.

The advantages of using the pulsed mode at the stage of heat treatment of cutting inserts in a glow discharge were revealed by gradually increasing the temperature of the insert and gas pressure to the operating parameters of deposition to prevent the influence of impurities from the components of the growth system on the process of coating synthesis. It has been found that the use of a pulsed mode of operation of the current source (pulse duration of 18 μs , period of 20 μs) allows heating the cutting inserts to an operating temperature of 1070...1150°C without the transition of the glow discharge to an arc discharge in one degassing cycle. Coatings with a thickness of 17...56 μm were deposited on the surface of the cutting inserts, consisting of diamond crystals with a distinct facet and an average size of 10...60 μm . With increasing thickness, the size of diamond crystallites in the coatings increased both in the stationary and pulsed synthesis modes.

The influence of the applied coatings on the performance properties of tools equipped with superhard composites based on synthetic diamond was studied during finishing impactless turning of technical ceramics MK90 and hard alloy VK8. After turning, a wear chamfer was observed on the back surface of the tool. Analysis of the images of the contact areas of the tools after the tests shows an identical wear pattern for all samples - uniform, homogeneous without chipping and crumbling. The coated tools retain their integrity outside the contact area, which indicates that the coatings are of sufficient strength and adhere to the surfaces of the cutting inserts. Average values of the wear chamfer width on the back surface of the coated inserts are in the range of 0.18...0.57 mm. It was found that the presence of a diamond coating on the cutting inserts increases the wear resistance of tools when grinding hard-to-machine materials by 1.5–1.7 times, which is a rather significant technological indicator for extending the service life of the cutters.

Both applied modes of coating deposition, stationary and pulsed, provided good results. It is shown that the improvement of tool performance is achieved by applying coatings with both coarse and fine crystalline morphology, however, excessive size of diamond grains can negatively affect the quality of the surface to be machined.

EFFECT OF NITROGEN DOPING ON THE CHARACTERISTICS OF VACUUM-ARC DLC COATINGS

V. Vasyliiev¹, A. Luchaninov¹, E. Reshetnyak¹, V. Strel'nitskij¹,
Yu. Volkov¹, Yu. Nasieka², V. Temchenko², V. Lozinskiy²

¹National Science Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology",
Kharkiv, Ukraine;

²V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics, NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine
E-mail: reshetnyak@kipt.kharkov.ua

Diamond-like carbon (DLC) films are used in many applications due to their attractive combination of properties, including chemical inertness, corrosion protection, biocompatibility, high hardness, and low wear rate. However, they still have some limitations, such as high internal stresses and low impact strength, which result in poor film adhesion. The synthesis of nitrogen-doped DLC offers a way to overcome these limitations. In this study, amorphous carbon (a-C) and nitrogen-doped amorphous carbon (a-C:N) coatings were deposited on 12X18H10T stainless steel substrates using the filtered vacuum cathodic arc technique. The effect of nitrogen addition to the structure of coatings synthesized at different N₂ pressures on their structural, mechanical, and electrophysical properties was investigated. The coatings were deposited on a modernized Bulat-6 unit equipped with an original rectilinear electromagnetic plasma filter with graphite cathode. The deposition was carried out at a self-consistent "floating" substrate potential of -50 V, as well as when a pulsed bias potential was applied (amplitude 250 V, frequency 12 kHz, pulse duration 6 μs). To stabilize the vacuum-arc discharge combustion, argon was supplied to the vacuum chamber. The partial pressure of argon P_{Ar} was in the range of $(1...4) \cdot 10^{-2}$ Pa. This synthesis methodology allows for obtaining nitrogen-doped carbon coatings with a thickness of 2...4 μm and a surface of high quality. Raman spectroscopy revealed that the coatings had a nanocomposite structure in the form of a diamond-like sp³ matrix with graphite sp² clusters of 1...2 nm in size. Depending on the deposition parameters, the volume fraction of diamond-like sp³-bound carbon in the coatings varies from 20 to 80%.

At the pulsed potential of the substrate, an increase in the partial pressure of nitrogen P_{N2} in the range of $(0...6) \cdot 10^{-2}$ Pa leads to a decrease in the hardness of the coatings from 31 to 16 GPa due to a decrease in the volume fraction of the sp³ phase and an increase in the lateral size of sp² clusters. At floating potential, the changes are more significant. In the absence of nitrogen, the coating has the maximum volume fraction of the sp³ phase and, accordingly, the highest hardness of 68 GPa. When nitrogen is added to a partial pressure of $2 \cdot 10^{-2}$ Pa, the hardness decreases sharply by a factor of 3.5, and with a further increase in nitrogen content, it remains virtually unchanged. Tests of samples using adhesion Rockwell tests show that nitrogen-doped carbon coatings with a hardness close to 20 GPa have the best adhesion and the lowest tendency to crack and spall under load, and the use of a pulse mode has advantages. The addition of argon to nitrogen during deposition ($P_{Ar} \leq 2 \cdot 10^{-2}$ Pa) has a slight effect on the hardness of the coatings, but improves the adhesion of the coatings to the substrate. Excess nitrogen in a gas mixture with argon ($P_{N2} > 4 \cdot 10^{-2}$ Pa) leads to a critical decrease in the volume fraction of diamond-like sp³-bound carbon, amorphization and graphitization of the coating structure, a decrease in their hardness, and a deterioration in adhesion. It was found that unalloyed DLC coatings have a jump conductivity with an activation energy close to 200 meV. The incorporation of N atoms leads to the appearance of an impurity type of conductivity with an activation energy close to 40 meV.

HIGH-VOLTAGE PULSE GENERATOR FOR ION-PLASMA TECHNOLOGIES

A.A. Luchaninov, V.E. Strel'nitskij, V.A. Ushakov
*National Science Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology",
Kharkiv, Ukraine*
E-mail: luchaninov@kipt.kharkov.ua

A generator of high-voltage (HV) pulses has been developed for use in technological processes of ion-plasma processing of products and deposition of vacuum-arc coatings by the method PIIID (plasma immersion ion implantation and deposition). Pulse amplitude 0...2.5 kV, duration 2...10 μ s, repetition rate up to 24 kHz. Switching of high-voltage pulses is carried out by four MOSFET transistors. The generator allows for surface cleaning in glow discharge plasma in argon, creating a transition layer of mixed elemental composition at the substrate/coating interface, and depositing coatings using the PIIID method from ion flows of regulated energy, which allows for control of the properties of coating layers. Positively charged ions acquire energy E_i , accelerating towards the substrate when pulses of negative polarity potential of adjustable amplitude are applied to it [1].

It is known that during the deposition of hard nitride coatings, the level of structural defects, internal stresses, texture (preferential orientation of crystallites), and hardness depend on E_i . In the case of diamond-like coatings (DLC), the phase composition, i.e. the percentage of sp^3/sp^2 carbon phases, which determines hardness, internal stresses, and density, depends on the ion energy too [2].

The generator is designed to operate in two pulse delivery modes: continuous one, with a fixed HV pulses duration and frequency of their repetition, and pulse delivery in packets with adjustable packet duration and pauses between them in the range of 0.1...30 s. During deposition in pulse delivery in packets mode, the ion energy E_i is determined by the pulse amplitude, and during the pause it is set by the "floating" substrate potential, or from an external source [3]. In this case, the properties of the layers deposited during the packet and the pause differ. In this way, the problem of depositing nanometer-thick layers over a large area in the process of deposition of DLC from a vacuum-arc plasma source with a magnetic particle filter can be solved. The fact is that the cross section of the plasma jet, which begins at the cathode spot (CS) and reaches the substrate, is compressed in a magnetic field, and the movement of the CS on the graphite cathode is slow. As a result, at any given moment, the coating is deposited on only a portion of the large substrate area. In the continuous pulse mode, a uniform thickness layer of DLC is deposited over a large area over a sufficiently long period of time, reaching several minutes. During this period, the layer thickness reaches hundreds of nanometers, or even microns, that is, it is impossible to form nanometer DLC layers over a large area using this method. If pulses are applied in packets, then by choosing small values for both the packet and pause duration, it is possible to form a multilayer coating of nanoscale thickness layers with different alternating properties as for nitride and DLC coatings.

References

1. A. Anders. Handbook of plasma immersion ion implantation and deposition // *New York: Wiley*. 2000, 736 p.
2. Darina Manova, Jürgen W. Gerlach and Stephan Mändl. Thin film deposition using energetic ions // *Materials*, 2010, v. 3, 4109-4141
3. W. Olbrich, G. Kampschulte. Super-imposed pulse bias voltage used in arc and sputter technology // *Surf. Coat. Technol*, 1993, v. 59, p. 274-280.

ЗАПАЛЮВАННЯ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО РОЗРЯДУ В ТЕХНОЛОГІЧНИХ ДЖЕРЕЛАХ ПЛАЗМИ

Ю.О. Сисоєв, Ю.В. Широкий
Національний аерокосмічний університет
«Харківський авіаційний інститут», Харків, Україна
E-mail: i.sysoiev@khai.edu

Плазмові потоки, які генеруються катодними плямами (КП) вакуумно-дугового розряду, знайшли широке практичне застосування для отримання вакуумно-дугових покриттів різного призначення, яким властиві високі експлуатаційні характеристики. Надійна робота технологічних джерел плазми, що створюють плазмові потоки, безпосередньо залежить від того, яким чином у кожному конкретному випадку в них вирішено проблему ініціювання вакуумної дуги.

Дотепер тією чи іншою мірою досліджено два основних різновиди систем запалювання (СЗ) вакуумної дуги – контактні і безконтактні. У результаті випробувань контактного методу доведено, що при ймовірності запалювання дуги не більш 60 % ресурс запалювальних пристроїв не перевищує декількох тисяч спрацьовувань через інтенсивну ерозію елементів вузла підпалювання, в основному внаслідок активного впливу з боку КП основного дугового розряду. Найефективнішою виявилася СЗ у вигляді конусоподібної спіралі, що не потребує окремого блока живлення, а виведення виниклого КП здійснюється магнітним полем, створеним струмом, що протікає по віткам спіралі. Такий спосіб збудження дуги у англомовній літературі отримав назву «Triggerless triggering of vacuum arcs».

Розроблено імпульсне джерело плазми зі складовим катодом, в якому запалювання дуги здійснюється на кожному матеріалі катода окремим підпалюючим пристроєм контактного типу, вмонтованому у катод. Застосування різних матеріалів у складовому катоді дозволяє отримувати багатокомпонентні покриття. Резервування у СЗ ініціувальних пристроїв суттєво підвищує ресурс його роботи. Практичні випробування розробленого джерела плазми у режим нанесення покриттів: амплітудне значення струму дуги – 420 А, тривалість імпульсів дуги на титані – 50 мкс, на молибдені – 45 мкс, на алюмінії – 665 мкс, при різних частотах проходження імпульсів показали, що отриманні багатокомпонентні покриття мають склад, близький до заданого, а само імпульсне джерело плазми характеризується надійною роботою.

Безсумнівною перевагою безконтактних СЗ є можливість використання пускового інжектора у вигляді окремої, уніфікованої «свічки» підпалювання. Виявлено, що ресурс пускових інжекторів при заповненні розрядного проміжку керамікою М-7 не перевищує 10^4 спрацьовувань, керамікою 22ХС – на рівні 10^5 спрацьовувань, а при застосуванні композиційних матеріалів перевищує 10^6 спрацьовувань при ймовірності збудження дуги близької до 100 % при енергії підпалювання 5 Дж, частоті робочих імпульсів 1 Гц і тривалості дуги 2 с. Високий ресурс пускових інжекторів з КМ пояснюється їх більшою стійкістю до руйнівної дії електричного розряду. Такі характеристики забезпечуються особливостями структури КМ, що являє собою діелектричну склоподібну матрицю, заповнену дрібнодисперсними струмопровідними частинками і напівпровідниковими компонентами. Надійність пускових пристроїв з КМ також підвищується внаслідок можливості їх роботи за відсутності металевої плівки в розрядному проміжку завдяки низькій напруги поверхневого пробоя (до 100...200 В/мм).

Результати досліджень по ініціюванню вакуумної дуги переходом тліючого розряду в дуговий (ПТД), в яких застосовувалась система електродів пеннінговського типу показали наступне. Використання джерела плазми з таким ініціюванням дуги є доцільним у

технологічних процесах, в яких застосовують реакційні гази, які утворюють на поверхні катода сполуки з його матеріалом. Створювані плівки є активними центрами, де відбувається формування КП. В іншому випадку через кілька сотень спрацювань ймовірність ПТД знижується до значень 10...50 %, що пояснюється очищенням поверхні катода від різних неоднорідностей.

Розширити технологічні можливості вдалося в джерелі плазми, де ПТД здійснюється в полокатодній системі з використанням діелектричних стимуляторів КП. Результати досліджень експериментального джерела плазми із запалюванням дуги ПТД із застосуванням діелектричних стимуляторів КП показують, що дуговий розряд у ньому досить стабільно запалюється в широкому діапазоні тисків (приблизно від 10^{-2} до 10 Па) імпульсами напруги порядку 2 кВ в присутності магнітного поля, напруженість якого становить $5,6 \cdot 10^4$ А/м, при енергії пускового імпульсу близько 2 Дж. Наявність діелектричних стимуляторів КП забезпечує працездатність пристрою у середовищі як реакційних, так і інертних газів.

Досягти максимальної надійності збудження вакуумної дуги у технологічному джерелі плазми можливо системою збудження комбінованого типу, в якій два перших ступені такі самі, як в штатних джерелах плазми установок «Булат-6», а робота третього ступеня запуску основана на ПТД в дуговий. Причому в режимі іонного очищення застосовується дві перших системи збудження, а на етапі осадження покриттів – друга і третя ступень.

Використані в відомих роботах рішення по захисту вікна введення лазерного випромінювання (ЛВ) від запилення при ініціюванні дуги променем лазера не є досконалими, тому що вони суттєво ускладнюють конструкцію СЗ і самого джерела плазми, що підвищує його вартість та істотно знижує надійність. Крім того, такі рішення по мінімізації запилення вікна введення все одно вимагають періодичного очищення вікна введення ЛВ або його заміни.

Було запропоновано метод вирішення проблеми запилення вікна введення ЛВ в імпульсних вакуумно-дугових джерелах плазми з лазерним підпалюванням дуги, який реалізується розробленим пристроєм. Метод полягає у періодичному введенні енергії розфокусованим променем лазера у шар конденсату, який формується на поверхні вікна введення ЛВ. Фокус такого очищувального променя лазера знаходиться поза вакуумною камерою, що гарантує відсутність несанкціонованого спрацювання джерела плазми, а оптична вісь перпендикулярна до поверхні вікна введення, що забезпечує кращі умови для видалення сформованої плівки конденсату. Періодичність очищення вікна введення ЛВ, яка визначає пропускну здатність вікна введення, розраховується блоком керування, до якого надходить інформація про тиск у вакуумній камері, матеріал катода, кількість необхідних спрацювань імпульсного джерела плазми (імпульсів вакуумно-дугового розряду) і кількість спрацювань імпульсного джерела плазми у поточному технологічному процесі.

Ініціювання вакуумної дуги в імпульсному джерелі плазми за допомогою запропонованого методу, який дозволяє видаляти шар конденсату на вікні введення ЛВ, характеризується стабільною ймовірністю збудження вакуумної дуги на рівні 95 % при частоті прямування імпульсів дуги 300 Гц незалежно від тривалості роботи джерела плазми.

ВИМІРЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ПОВЕРХНІ ВИРОБІВ ПРИ ОТРИМАННІ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ ПОКРИТТІВ ПІРОМЕТРИЧНИМ МЕТОДОМ

Ю.О. Сисоєв, Ю.В. Широкий
Національний аерокосмічний університет
«Харківський авіаційний інститут», Харків, Україна
E-mail: i.sysoiev@khai.edu

Контроль температури поверхні виробів при отриманні вакуумно-дугових покриттів на деталях машин та обробному інструменті у різних галузях промисловості є необхідним процесом, якій дозволяє забезпечити якість покриттів і їх працездатність. Найбільш перспективним методом вимірювання температури поверхні в вакуумно-дугових технологіях, де зазвичай здійснюється обертання виробів, є пірометричний метод. Однак в умовах, коли в процесі нанесення покриттів йде постійне запилення вхідного вікна оптичної системи пірометра, точність вимірювання з часом падає.

Для вирішення цієї проблеми була розроблена система вимірювання температури поверхні виробів у вакуумно-дугових процесах нанесення покриттів пірометричним методом, принцип дії якої забезпечує повну відсутність потрапляння продуктів ерозії катода на вікно виведення інфрачервоного випромінювання на вимірювальний датчик пірометра, яка реалізована на основі установки «Булат-6».

Безпосередньо до системи вимірювання температури відносяться елементи: пірометр типу OPTIRIS CTlaser LT серії CF2 optics 75:1, датчик якого приймає інфрачервоне випромінювання від виробу-зразка, на шляху якого розташовані екран, що відкривається за допомогою електромагніту з тягою, вхідне вікно і блок керування, на вхід якого поступає сигнал о величині температури виробу з пірометра.

Працює ця система вимірювання таким чином. Блок керування по алгоритму, закладеному до нього, забезпечує процес вимірювання температури виробів на різних етапах осадження на них покриттів, керуючи своїми вихідними сигналами роботою інших блоків установки. Перед вимірюванням температури виробів за допомогою системи збудження-гасіння вакуумної дуги вимикається блок живлення джерела плазми, що зупиняє формування плазмового потоку. Одночасно припиняється обертання розробленого планетарного механізму з тримачем підкладки, на якому закріпленні вироби, що забезпечує розташування виробу-зразку, температура поверхні котрого буде вимірюватись, саме в точці вимірювання (ТВ). Для забезпечення вимірювання температури виробів точно у ТВ застосовувався спеціально розрахований і виготовлений планетарний механізм, в якому сателіти обертаються цілу кількість обертів при одному повному оберті цього механізму. Після цього із затримкою декілька мілісекунд відкривається екран, проводиться вимірювання температури виробу-зразку, закривається екран і процес нанесення покриттів продовжується до наступного часу вимірювання температури.

За результатами, отриманими при вимірюванні температури виробів, блок керування видає відповідний управляючий сигнал на джерело напруги зміщення, яке збільшує або зменшує напругу, що подається на оброблювані вироби. Таким чином здійснюється моніторинг температури виробів в процесі отримання покриттів як в режимі іонного очищення, так і в режимі безпосереднього нанесення покриття, який дозволяє шляхом підвищення або зменшення напруги, що подається на вироби, підтримувати температури виробів на рівні, необхідному для отримання високоякісних покриттів.

ЕРОЗІЯ ТА МОДИФІКАЦІЯ ВОЛЬФРАМОВИХ ПОВЕРХОНЬ ПІД ДІЄЮ ПОСЛІДОВНИХ СТАЦІОНАРНИХ ТА ІМПУЛЬСНИХ ПОТУЖНИХ ПЛАЗМОВИХ ПОТОКІВ

*В.О. Махлай¹, І.Є. Гаркуша¹, Ю.Є. Волкова¹, С.С. Геращенко¹, Ю.В. Петров¹,
Д.В. Єлісєєв¹, П.Б. Шевчук¹, Ю.В. Сіромолот¹, С.В. Малихін²,
С.В. Суровицький², Т. Морган³*

¹Національний науковий центр

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

²Національний технічний університет

«Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна;

*³Голландський інститут фундаментальних енергетичних досліджень,
Ейтховен, Нідерланди*

E-mail: makhlay@kipt.kharkov.ua

Екстремальне послідовне термічне стаціонарне та імпульсне навантаження на компоненти, що піддаються впливу плазми (КПВП), в DEMO може спричинити значні пошкодження компонентів дивертора. Вольфрам був обраний в якості основного матеріалу для КПВП DEMO. Оцінка марок вольфраму вимагає ретельних випробувань в екстремальних умовах, пов'язаних з умовами з термоядерного реактора, включаючи потужні потоки тепла і частинок [1].

В експериментах використовували зразки чистого вольфраму, виробленого фірмою PLANSEE [2]. Стаціонарне попереднє навантаження зразків проводилося в установці Magnum-PSI. При флюенсі 10^{27} м^{-2} з варіюванням початкової температури (400; 500; 600; 700 K) було проведено послідовне експонування D–H–D у плазмі в Magnum-PSI. Енергія частинок становила 40 eV [2]. Імпульсне опромінення плазмою проводилося в квазістаціонарному плазмовому прискорювачі КСПП X-50 [3]. Теплові навантаження на поверхні перевищували поріг плавлення (густина енергії в потоці до $0,9 \text{ МДж/м}^2$, тривалість імпульсу 0,25 мс). Перед опромінювання поверхня підтримувалась при кімнатній температурі. Аналіз поверхні проводився за допомогою оптичного мікроскопу і скуючого електронного мікроскопа. Обговорюється розвиток морфології поверхні експонованих мішеней, а також розтріскування.

Рельєф поверхні, характерний для фізичного розпорошення, спостерігався після стаціонарного плазмового опромінення. Пухирі були виявлені після опромінення при температурі поверхні вище $T = 600 \text{ K}$ в Magnum-PSI. Попередньо опромінені зразки піддавалися впливу невеликої (до 10) кількості плазмових імпульсів КСПП X-50. Плавлення поверхні, утворення повторно затверділих шарів та розтріскування поверхні були виявлені після імпульсного опромінення водневї плазми з тепловими навантаженнями вище порогу плавлення вольфраму. Реєструвалися мережі великих (розмір осередків до 0,4 мм) та міжкристалітних (розмір осередків до 40 $\mu\text{м}$) тріщин. Ширина тріщин досягала до 1 $\mu\text{м}$. Також спостерігалися пори, що утворилися в результаті руйнування пухирів. Модифікація поверхні і розвиток тріщин призвели до збільшення шорсткості опромінених поверхонь майже в 5 разів.

References

1. J.H. You et al. // *Fusion Engineering and Design*, 174, 112988 (2022)
2. J. K. Elenbaas // *Master Thesis* (2024)
3. V.A. Makhlay et al. // *Phys. Scripta*, 196, 124043 (2021).