

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ НАУКОВИЙ ЦЕНТР  
«ХАРКІВСЬКИЙ ФІЗИКО-ТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»  
АТ НАЕК «ЕНЕРГОАТОМ», УКРАЇНА

# XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

*ТЕЗИ ДОПОВІДЕЙ*

23-25 вересня 2024 р.,  
Харків, Україна



**NATIONAL ACADEMY OF SCIENCE OF UKRAINE  
NATIONAL SCIENTIFIC CENTER  
“KHARKIV INSTITUTE OF PHYSICS & TECHNOLOGY”  
SE «NNEGC «ENERGOATOM», UKRAINE**

**ABSTRACTS OF REPORTS**

**XXI INTERNATIONAL CONFERENCE ON  
PHYSICS OF RADIATION PHENOMENA  
AND RADIATION MATERIAL SCIENCE  
(23-25 September, 2024, Kharkiv, Ukraine)**



# XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

(23-25 вересня 2024 р., Харків, Україна)

**ОРГАНІЗАТОРИ КОНФЕРЕНЦІЇ**  
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ НАУКОВИЙ ЦЕНТР  
«ХАРКІВСЬКИЙ ФІЗИКО-ТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»  
АТ НАЕК «ЕНЕРГОАТОМ», УКРАЇНА

## МІЖНАРОДНИЙ КОНСУЛЬТАТИВНИЙ КОМІТЕТ

Микола АЗАРЄНКОВ	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	ГОЛОВА
Хольм АЛЬТЕНБАХ	Університет ім. Отто фон Геріке, Німеччина	СПІВГОЛОВА
Олег ГОДУН	АТ НАЕК «Енергоатом», Україна	СПІВГОЛОВА
Броніслава ГОРР	КІТ, Німеччина	
Олександр БАКАЙ	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	
Леонід БУЛАВІН	КНУ, Україна	
Юрій ЗАБУЛОНОВ	ІГНС НАН, Україна	
В'ячеслав КЛЕПШКОВ	ІЕФРТ НАН, Україна	
Мануель А. ПУШОН	Інститут ім. Пауля Шеррера, Швейцарія	
Марта СЕРРАНО	СІЕМАТ, Іспанія	
Василь СЛІСЕНКО	ІЯД НАН, Україна	
Володимир СТОРІЖКО	ІПФ НАН, Україна	

## ПРОГРАМНИЙ КОМІТЕТ

Микола АЗАРЄНКОВ	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	ГОЛОВА
Сергій КАРПОВ	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	ВЧЕНИЙ СЕКРЕТАР
Віталій БІЛОУС	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	
Дмитро БРЕСЛАВСЬКИЙ	НТУ «ХП», Україна	
Ганна ГОМОНАЙ	ІЕФ НАН, Україна	
Сергій КОТРЕЧКО	ІМФ НАН, Україна	
Володимир КРАСНОРУЦЬКИЙ	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	
Володимир ЛИТВИНЕНКО	ІЕРТ НАН, Україна	
Сергій ЛИТОВЧЕНКО	ХНУ ім. В.Н. Каразіна, Україна	
Сергій САЄНКО	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	
Віктор ФЕДІРКО	ФМІ НАН, Україна	
Сергій ФОМІН	ННЦ ХФТІ НАН, Україна	
Едуард ЧАЛИЙ	АТ НАЕК «Енергоатом», Україна	

## ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

Микола АЗАРЄНКОВ	ГОЛОВА
Галина ТОЛСТОЛУЦЬКА	ЗАСТУПНИК ГОЛОВИ
Сергій КАРПОВ	ВЧЕНИЙ СЕКРЕТАР
Олександр ВОЛОБУЄВ	
Валерій МИХАЙЛОВ	
Олександр БРОВІН	

**XXI INTERNATIONAL CONFERENCE ON PHYSICS OF RADIATION  
PHENOMENA AND RADIATION MATERIAL SCIENCE**

(23-25 September, 2024, Kharkiv, Ukraine)

**ORGANIZERS OF CONFERENCE**

NATIONAL ACADEMY OF SCIENCE OF UKRAINE  
NATIONAL SCIENCE CENTER  
“KHARKOV INSTITUTE OF PHYSICS AND TECHNOLOGY”  
SE «NNEGC «ENERGOATOM», UKRAINE

**INTERNATIONAL ADVISORY COMMITTEE**

Mykola AZARENKOV	NSC KIPT NAS, Ukraine	CHAIRMAN
Holm ALTENBACH	Otto von Guericke University, Germany	CO-CHAIRMAN
Oleg Godun	SE «NNEGC «Energoatom», Ukraine	CO-CHAIRMAN
Bronislava GORR	Karlsruhe Institute of Technology, Germany	
Olexandr BAKAI	NSC KIPT NAS, Ukraine	
Leonid BULAVIN	KNU, Ukraine	
Yurii ZABULONOV	IEG NAS, Ukraine	
Vyacheslav KLEPIKOV	IERT NAS, Ukraine	
Manuel A. POUCHON	PSI, Switzerland	
Marta SERRANO	CIEMAT, Spain	
Vasyl' SLISENKO	INR NAS, Ukraine	
Volodymyr STORIZHKO	IAP NAS, Ukraine	

**PROGRAM COMMITTEE**

Mykola AZARENKOV	NSC KIPT NAS, Ukraine	CHAIRMAN
Sergiy KARPOV	NSC KIPT NAS, Ukraine	SCI. SECRETARY
Vitaliy BELOUS	NSC KIPT NAS, Ukraine	
Dmytro BRESLAVSKY	NTU “KPI”, Ukraine	
Anna GOMONAI	IEP NAS, Ukraine	
Sergiy KOTRECHKO	IMP NAS, Ukraine	
Volodymyr KRASNORUTS’KYY	NSC KIPT NAS, Ukraine	
Volodymyr LYTVYNENKO	IERT NAS, Ukraine	
Sergiy LYTOVCHENKO	V.N. Karazin KhNU, Ukraine	
Sergiy SAENKO	NSC KIPT NAS, Ukraine	
Victor FEDIRKO	PMI NAS, Ukraine	
Sergiy FOMIN	NSC KIPT NAS, Ukraine	
Eduard CHALYY	SE «NNEGC «Energoatom», Ukraine	

**ORGANIZING COMMITTEE**

Mykola AZARENKOV	CHAIRMAN
Galyna TOLSTOLUTS’KA	INTERCESSOR
Sergiy KARPOV	SCI. SECRETARY
Olexandr VOLOBUEV	
Valeriy MYKHAYLOV	
Olexandr BROVIN	



## ПОРЯДОК ДЕННИЙ

23 вересня, ПОНЕДІЛОК

9<sup>30</sup> – 13<sup>00</sup>

Голови: М.О. Азаренков  
В.С. Красноруцький

### ПЛЕНАРНЕ ЗАСІДАННЯ ВІДКРИТТЯ КОНФЕРЕНЦІЇ, ЗАГАЛЬНІ ПИТАННЯ

1. **Вступне слово**  
10 хв М.О. Азаренков (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)
2. **Ядерний паливний цикл у структурі атомної енергетики України**  
20 хв В.С. Красноруцький (НТК ЯПЦ ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)

### ЗАСІДАННЯ СЕКЦІЇ А:

#### ФІЗИКА РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ У МЕТАЛАХ І СПЛАВАХ

1. **Європейська стратегія у галузі матеріалів для сталої ядерної енергетики. Розроблення та удосконалення радіаційно стійких конструкційних матеріалів у ННЦ ХФТІ**  
20 хв М.О. Азаренков, Г.Д. Толстолуцька (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)
2. **Actual problems of nuclear power engineering and the search for solutions. NBW reactor**  
20 хв S.P. Fomin<sup>1,2</sup>, M.S. Malovytsia<sup>1,2</sup> (<sup>1</sup>NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine; <sup>2</sup>V.N. Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, Ukraine)
3. **Simulation of primary damage and swelling of fission reactor core internals**  
20 хв M. Lazarev, A. Kalchenko (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)
4. **Study of the effect of swelling, irradiation-thermal creep, hydrogen embrittlement on the deformed state of WWER internals**  
20 хв D. Breslavsky<sup>1,2</sup>, P. Palamarchuk<sup>1</sup>, O. Tatarinova<sup>1</sup>, G. Tolstolutska<sup>3</sup>, S. Karpov<sup>3</sup> and H. Altenbach<sup>2</sup> (<sup>1</sup>National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Ukraine; <sup>2</sup>Otto von Guericke University, Magdeburg, Germany; <sup>3</sup>NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)
5. **Особливості взаємодії плазми з поверхнею при екстремальних енергетичних плазмових навантаженнях**  
20 хв В.О. Махлай<sup>1</sup>, І.Є. Гаркуша<sup>1</sup>, С.С. Геращенко<sup>1</sup>, Ю.В. Петров<sup>1</sup>, Д.В. Елісєєв<sup>1</sup>, С.В. Малихін<sup>2</sup>, С.В. Суровицький<sup>2</sup>, М.В. Кулик<sup>1</sup>, П.Б. Шевчук<sup>1</sup>, Ю.Є. Волкова<sup>1</sup>, С.І. Лебедев<sup>1</sup>, О.Л. Конотопський<sup>1</sup> (<sup>1</sup>ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна; <sup>2</sup>НТУ «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна)

**ПЕРЕРВА**

23 вересня, ПОНЕДІЛОК

14<sup>00</sup> – 17<sup>30</sup>

Голови: В.С. Литовченко  
М.М. Пилипенко

### ЗАСІДАННЯ СЕКЦІЇ В:

## КОНСТРУКЦІЙНІ ТА ПАЛИВНІ МАТЕРІАЛИ РЕАКТОРІВ НА ТЕПЛОВИХ НЕЙТРОНАХ

1. **Фізичні аспекти прогнозування радіаційного ресурсу металу корпусу водододляних енергетичних реакторів**  
20 хв С. Котречко<sup>1</sup>, Г. Зіміна<sup>1</sup>, О. Зацарна<sup>1</sup>, К. Сорока<sup>1</sup>, В. Ревка<sup>2</sup> (<sup>1</sup>Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України; <sup>2</sup>Інститут ядерних досліджень НАН України, Київ, Україна)
2. **Корозійна стійкість оболонок паливних стрижнів компанії Westinghouse в умовах водно-хімічного режиму ВВЕР-1000**  
20 хв В.А. Зуйок, Р.О. Рудь, М.В. Трет'яков, Я.О. Куштим, В.В. Грудницький (НТК ЯПЦ ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)
3. **Zirconium for nuclear power plants**  
20 хв М.М. Pylypenko (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)
4. **Phase field modeling of radiation induced precipitation in commercial Zirconium alloys**  
20 хв D.O. Kharchenko, V.O. Kharchenko, O.M. Shchokotova, V.V. Kupriienko, O.B. Lysenko, S.V. Kokhan (Institute of Applied Physics NAS of Ukraine, Sumy, Ukraine)
5. **Співіснування міжвузельних і вакансійних петель у призматичних площинах цирконію**  
20 хв О.Г. Троценко, А.В. Бабіч, П.М. Остапчук (Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна)
6. **Розробка геополімерних матеріалів для іммобілізації радіоактивних відходів**  
20 хв С. Саєнко, Є. Світличний, В. Шкуропатенко, Г. Холомєєв (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)
7.  **$\gamma$ -weakening properties of aluminosilicate binders of analcimo-geylandite-mordenite composition**  
20 хв S. Guzii (State Institution "The Institute of Environmental Geochemistry" NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine)

24 вересня, ВІВТОРОК

9<sup>30</sup> – 13<sup>00</sup>

Голови: С.О. Котречко  
В.О. Махлай

### ЗАСІДАННЯ СЕКЦІЇ С:

## КОНСТРУКЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ РЕАКТОРІВ НОВИХ ПОКОЛІНЬ, РЕАКТОРІВ НА ШВИДКИХ НЕЙТРОНАХ, ТЕРМОЯДЕРНИХ УСТАНОВОК ТА ММР

1. **Development and characterization of ODS austenitic steel and ODS HEA**  
20 хв I.V. Kolodiy, O.S. Kalchenko, M.A. Tikhonovsky, O.M. Velikodnyi (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)

2. **Features of swelling behavior of 18Cr10NiTi and 18Cr10NiTi ODS steels under heavy ion irradiation**  
20 хв  
*A.S. Kalchenko, G.D. Tolstolutskaia (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)*
3. **Механізм утворення тріщин у текстурованих вольфрамових зразках при опроміненні водневою плазмою з тепловими навантаженнями подібним до умов ІТЕР**  
20 хв  
*С.В. Суровицький<sup>1</sup>, С.В. Малихін<sup>1</sup>, І.Є. Гаркуша<sup>2</sup>, В.О. Махлай<sup>2</sup>, Л.Є. Конотопський<sup>1</sup>, Т.Б. Конотопська<sup>1</sup>, В.М. Любов<sup>1</sup>, С.С. Геращенко<sup>2</sup>, О.І. Гірка<sup>3</sup> (<sup>1</sup>НТУ «Харківський політехнічний інститут»; <sup>2</sup>ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна; <sup>3</sup>Max-Planck-Institut für Plasmaphysik, Garching, Germany)*
4. **Вуглець-вуглецеві композиційні матеріали для реакторів на швидких нейтронах, термоядерних реакторів, новітніх ядерних установок**  
20 хв  
*І.В. Гурін, В.В. Колосенко, О.М. Буколов, О.В. Мошнік, С.І. Гурін (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)*
5. **Використання вуглецевих нанотрубок для створення композитних матеріалів з підвищеною радіаційною стійкістю**  
20 хв  
*В.Г. Удзовицький, В.В. Литвиненко (Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна)*
6. **Вплив термомеханічної обробки на мікроструктуру, механічні та радіаційні властивості сталі Т91**  
20 хв  
*Г.Ю. Ростова<sup>1</sup>, І.В. Колодій<sup>1</sup>, Р.Л. Василенко<sup>1</sup>, О.С. Кальченко<sup>1</sup>, М.А. Тихоновський<sup>1</sup>, Г.Д. Толстолуцька<sup>1</sup>, О.М. Великодний<sup>1</sup>, В.С. Оковим<sup>1</sup>, М. Серрано<sup>2</sup> (<sup>1</sup>ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна; <sup>2</sup>Centro Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas, Madrid, Spain)*

#### ПЕРЕРВА

24 вересня, ВІВТОРОК

14<sup>00</sup> – 17<sup>30</sup>

Голови: **В.А. Білоус**  
**В.В. Литвиненко**

### ЗАСІДАННЯ СЕКЦІЇ D: ФІЗИКА РАДІАЦІЙНИХ ТА ІОННО-ПЛАЗМОВИХ ТЕХНОЛОГІЙ

1. **Synthesis, structure and protective properties of PVD MAX phase-based coatings**  
30 хв  
*A.S. Kuprin<sup>1</sup>, E.N. Reshetnyak<sup>1</sup>, T.A. Prikhna<sup>2</sup>, V.Ya. Podhurska<sup>3</sup>, O.P. Ostash<sup>3</sup>, V.A. Belous<sup>1</sup>, M.A. Bortnitskaya<sup>1</sup>, V.B. Sverdun<sup>2</sup>, I.O. Klimenko<sup>1</sup>*  
*(<sup>1</sup>NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine; <sup>2</sup>V. Bakul Institute for Superhard Materials NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine; <sup>3</sup>Karpenko Physico-Mechanical Institute NAS of Ukraine, Lviv, Ukraine)*  
**Structure and mechanical properties of VN and V-X-N coatings deposited by cathodic arc evaporation**  
*A.S. Kuprin<sup>1</sup>, B. Warcholinski<sup>2</sup>, A. Gilewicz<sup>2</sup>, E.N. Reshetnyak<sup>1</sup>, G.N. Tolmachova<sup>1</sup>, Yu.V. Kovtun<sup>1</sup>, I.O. Klimenko<sup>1</sup>, V.A. Belous<sup>1</sup>, I.V. Kolodiy<sup>1</sup>, R.L. Vasilenko<sup>1</sup> (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine; <sup>2</sup>Koszalin University of Technology, Koszalin, Poland)*
2. **Erosion resistance of structural materials and protective coatings under cavitation loads of various intensity- new concepts and methodologies**  
20 хв  
*V. Safonov<sup>1</sup>, J. Steller<sup>2</sup> (<sup>1</sup>NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine; <sup>2</sup>Szewalski Institute of Fluid-Flow Machinery, PAS, Poland)*

3. Структура та напружений стан покриттів вольфрам – Ti-Zr-Ni-квзікрystal на сталі Еврофер у вихідному стані та після опромінення водневою плазмою  
20 хв  
С.В. Малихін<sup>1</sup>, І.А. Копилець<sup>1</sup>, В.В. Кондратенко<sup>1</sup>, С.В. Суровицький<sup>1</sup>, Л.Є. Конотопський<sup>1</sup>, В.О. Махлай<sup>2</sup>, І.Є. Гаркуша<sup>2</sup>, С.С. Геращенко<sup>2</sup> (<sup>1</sup>НТУ «Харківський політехнічний інститут»; <sup>2</sup>ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)
4. Дослідження процесу отримання покриттів карбиду цирконію електродуговим методом  
20 хв  
Б.М. Широков, Д.Г. Малихін, О.Ю. Журавльов, С.В. Стригуновський, В.І. Радченко (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)
5. Захист жаро- та корозійно-стійкими покриттями виробів складної конфігурації зі схованими внутрішніми порожнинами  
20 хв  
С.О. Крохмаль (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)
6. Підвищення якості вихідної структури зварних роторів парових турбін АЕС  
20 хв  
В.В. Дмитрик, Синь Лей, І.В. Касьяненко (НТУ «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна)

**25 вересня, СЕРЕДА**

**9<sup>30</sup> – 13<sup>00</sup>**

**Голови: В.Ю. Сторіжко  
В.В. Левенець**

## **ЗАСІДАННЯ СЕКЦІЇ Е: МЕТОДОЛОГІЯ ОПРОМІНЕННЯ ТА ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ**

1. **Experimental setup for ion beam radiation studies of reactor materials**  
20 хв  
V.A. Baturin, P.O. Litvinov, O.Yu. Karpenko, S.O. Yeromin, O.YU. Roenko (Institute of Applied Physics NAS of Ukraine, Sumy, Ukraine)
2. **Radiation enhanced crystallization of amorphous laser condensates of hafnia and zirconia**  
20 хв  
A.G. Bagmut (National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine)
3. **Carbon sorbents for iodine filters of NPP ventilation systems and methods of determining their characteristics. Review of researches at NSC KIPT**  
20 хв  
V.I. Sokolenko, V.V. Levenets, I.V. Gurin (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)
4. **Research of the control rods of the nuclear reactor protection system**  
20 хв  
A. Belash, V. Levenets, O. Omelnik, O. Lonin, A. Shchur (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)
5. **Detectors of ionizing radiation for new generation reactors**  
20 хв  
A. Pudov, A. Rybka, S. Sokolov, V. Kutny, L. Davydov, A. Abyzov, A. Zakharchenko, L. Pirozhenko, E. Bogdan, A. Ulybkin, K. Kovtun, A. Kosinov (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)
6. **Особливості дослідження властивостей багатовимірних вуглець-вуглецевих композиційних матеріалів**  
20 хв  
І.В. Гурін, О.В. Мошнік, С.І. Гурін, Ю.В. Гуйда (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)

**ПЕРЕРВА**



25 вересня, СЕРЕДА

14<sup>00</sup> – 16<sup>30</sup>

Голови: М.О. Азаренков  
О.В. Годун

### СТЕНДОВІ ДОПОВІДІ:

1. **Вплив розміру зерна на механічні властивості сталей феритного та аустенітного класів у розплаві свинцю за підвищених температур**  
10 хв  
*І. Кухар, С. Лаврись (Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів, Україна)*
2. **Вплив робочих чинників та структури металу на дефектоутворення теплообмінних поверхонь основного устаткування АЕС**  
10 хв  
*Є.О. Крайнюк, С.В. Гоженко (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)*
3. **Hardening of new alloys with FCC and BCC structures**  
10 хв  
*S.O. Karpov, G.D. Tolstoluts'ka, M.A. Tykhonovs'kyi, V.K. Karpach (NSC KIPT NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine)*
4. **Радіаційна стійкість карбиду кремнію з додаванням хрому як матеріалу контейнера для геологічного захоронення радіоактивних відходів**  
10 хв  
*С. Саєнко, К. Лобач, І. Колодій, О. Пилипенко (ННЦ ХФТІ НАН України, Харків, Україна)*
5. **Моделювання радіаційно-індукованої сегрегації в концентрованих металевих сплавах Fe-9Cr та Fe-20Cr-8Ni**  
10 хв  
*Р.В. Скороход, О.В. Коропов (Інститут прикладної фізики НАН України, Суми, Україна)*
6. **Методика опромінення поверхні твердого тіла потужними потоками заряджених частинок, прискорених у подвійному шарі об'ємного заряду**  
10 хв  
*Я.О. Гречко<sup>1</sup>, І.М. Середа<sup>1</sup>, М.О. Азаренков<sup>2</sup>, С.В. Литовченко<sup>1</sup>, П.О. Кагановський<sup>1</sup> (1Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна; 2Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна)*

### ЗАКРИТТЯ КОНФЕРЕНЦІЇ

1. **Сучасні тренди розвитку атомної генерації. Оцінка інвестиційної привабливості малих модульних реакторів при зростаючій частці відновлювальних джерел енергії**  
20 хв  
*О. Годун (Філія ВП «Науково-технічний центр» АТ «НАЕК «Енергоатом», Київ, Україна)*
2. **Доповіді голів секцій**  
30 хв

### ЗАГАЛЬНА ДИСКУСІЯ

## ЗМІСТ

### General problems Загальні проблеми

ЯДЕРНИЙ ПАЛИВНИЙ ЦИКЛ У СТРУКТУРІ АТОМНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ УКРАЇНИ В.С. Красноручський.....	18
---	----

СУЧАСНІ ТРЕНДИ РОЗВИТКУ АТОМНОЇ ГЕНЕРАЦІЇ. ОЦІНКА ІНВЕСТИЦІЙНОЇ ПРИВАБЛИВОСТІ МАЛИХ МОДУЛЬНИХ РЕАКТОРІВ ПРИ ЗРОСТАЮЧІЙ ЧАСТЦІ ВІДНОВЛЮВАЛЬНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ О. Годун.....	20
---	----

### Session [A] Physics of radiation phenomena in metals and alloys Фізика радіаційних явищ у металах та сплавах

ЄВРОПЕЙСЬКА СТРАТЕГІЯ У ГАЛУЗІ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ СТАЛОЇ ЯДЕРНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ. РОЗРОБЛЕННЯ ТА УДОСКОНАЛЕННЯ РАДІАЦІЙНО СТІЙКИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ У ННЦ ХФТІ М.О. Азаренков, Г.Д. Толстолуцька .....	21
--	----

ACTUAL PROBLEMS OF NUCLEAR POWER ENGINEERING AND THE SEARCH FOR SOLUTIONS. NBW REACTOR S.P. Fomin, M.S. Malovytsia.....	23
---	----

SIMULATION OF PRIMARY DAMAGE AND SWELLING OF FISSION REACTOR CORE INTERNALS M. Lazarev and A. Kalchenko.....	25
--	----

STUDY OF THE EFFECT OF SWELLING, IRRADIATION-THERMAL CREEP, HYDROGEN EMBRITTLEMENT ON THE DEFORMED STATE OF WWER INTERNALS D. Breslavsky, P. Palamarchuk, O. Tatarinova, G. Tolstolutska, S. Karpov, and H. Altenbach.....	26
--	----

ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ПЛАЗМИ З ПОВЕРХНЕЮ ПРИ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ПЛАЗМОВИХ НАВАНТАЖЕННЯХ В.О. Махлай, І.Є. Гаркуша, С.С. Геращенко, Ю.В. Петров, Д.В. Елісєєв, С.В. Малихін, С.В. Суровицький, М.В. Кулик, П.Б. Шевчук, Ю.С. Волкова, С.І. Лебедев, О.Л. Конотопський.....	28
---	----

CRYSTALLOGRAPHY AND MORPHOLOGY OF TiC PRECIPITATES IN 18Cr10NiTi STEEL UNDER ARGON IRRADIATION A.S. Kalchenko, S.A. Karpov, G.D. Tolstolutskaia.....	30
--	----

FEATURES OF ION-IMPLANTED HELIUM AND HYDROGEN BEHAVIOR IN MATERIALS S.A. Karpov, G.D. Tolstolutskaia.....	32
---	----

CAVITY FORMATION AND EVOLUTION IN 18Cr10NiTi AUSTENITIC STEEL IRRADIATED WITH ARGON IONS G.D. Tolstolutskaia, S.A. Karpov, A.S. Kalchenko.....	34
--	----

EFFECT OF GRAIN BOUNDARY ON THE CAVITY FORMATION BEHAVIOR IN 1.4 MeV Ar <sup>+</sup> IRRADIATED 18Cr10NiTi-ODS STEEL G.D. Tolstolutskaia, S.A. Karpov, A.S. Kalchenko, M.A. Tikhonovsky.....	36
--	----

HARDENING OF NEW ALLOYS WITH FCC AND BCC STRUCTURES S.O. Karpov, G.D. Tolstoluts'ka, M.A. Tykhonovs'kyi, V.K. Karpach.....	38
HYDROGEN STORAGE PERFORMANCE OF MODERN HIGH ENTROPY ALLOYS S.O. Karpov.....	40
RADIATION-STIMULATED CONVERSION TO SUPERIONIC STATE OF TlSe AND TlS CRYSTALS R.M. Sardarly, N.N. Gadzhieva, N.A. Aliyeva, S.M. Gakhramanova, R.A. Mammadov.....	42
STRUCTURES OF HDPE/GaAs AND HDPE/GaAs<Te> COMPOSITES IRRADIATED WITH GAMMA QUANTA N.N. Gadzhieva, G.B. Akhmedova, R.A. Mammadov.....	44
EPR STUDY $\gamma$ -IRRADIATION ON POLYMER / (CdS+ZnS) COMPOSITES Y.G. Hajieva.....	46
ЗБІЛЬШЕННЯ РАДІАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ПЛАСТМАСОВОГО СЦИНТИЛЯТОРА НА ОСНОВІ ПОЛІСИЛОКСАНУ Д.А. Єлісеєв, П.М. Жмурін, О.В. Єлісеєва.....	48
ПІДВИЩЕННЯ РАДІАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ПЛАСТМАСОВОГО СЦИНТИЛЯТОРУ НА ОСНОВІ ПОЛІСТИРОЛУ О.В. Єлісеєва, Ю.О. Гуркаленко, П.М. Жмурін, Д.А. Єлісеєв.....	50
ЗМІНИ СТРУКТУРИ ПОВЕРХНІ ВОЛЬФРАМУ (99,7%), ЯКІ НАСТАЛИ В РЕЗУЛЬТАТІ ОПРОМІНЕННЯ ПУЧКАМИ ІОНІВ ГЕЛІЮ З ЕНЕРГІЯМИ 0,12 АБО 4 MeV О.В. Мануйленко, Є.М. Прохоренко, Б.В. Зайцев, К.В. Павлій, В.А. Сошенко, В.І. Бутенко, Т.Г. Прохоренко.....	52
STRUCTURAL RELAXATION INDUCED BY AN ALTERNATING MAGNETIC FIELD AND CHANGES IN THE MAGNETIC PROPERTIES OF 15Kh2NMFA VESSEL STEEL IN A STRESS-STRAIN STATE V.I. Sokolenko, N.A. Chernyak.....	54
МОДЕЛЮВАННЯ РАДІАЦІЙНО-ІНДУКОВАНОЇ СЕГРЕГАЦІЇ В КОНЦЕНТРОВАНИХ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВАХ Fe-9Cr ТА Fe-20Cr-8Ni Р.В. Скороход, О.В. Коропов.....	56
<b>Session [B]</b>	
<b>Structural and fuel materials for thermal reactors</b>	
<b>Конструкційні та паливні матеріали реакторів на теплових нейтронах</b>	
ФІЗИЧНІ АСПЕКТИ ПРОГНОЗУВАННЯ РАДІАЦІЙНОГО РЕСУРСУ МЕТАЛУ КОРПУСУ ВОДО-ВОДЯНИХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ РЕАКТОРІВ С. Котречко, Г. Зіміна, О. Зацарна, К. Сорока, В. Ревка.....	58
КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ ОБОЛОНОК ПАЛИВНИХ СТРИЖНІВ КОМПАНІЇ WESTINGHOUSE В УМОВАХ ВОДНО-ХІМІЧНОГО РЕЖИМУ ВВЕР-1000 В.А. Зуйок, Р.О. Рудь, М.В. Трет'яков, Я.О. Куштим, В.В. Грудницький.....	59

ZIRCONIUM FOR NUCLEAR POWER PLANTS M.M. Pylypenko.....	61
PHASE FIELD MODELING RADIATION INDUCED PRECIPITATION IN COMMERCIAL ZIRCONIUM ALLOYS D.O. Kharchenko, V.O. Kharchenko, O.M. Shchokotova, V.V. Kupriienko, O.B. Lysenko, S.V. Kokhan.....	62
СПІВІСНУВАННЯ МІЖВУЗЕЛЬНИХ І ВАКАНСІЙНИХ ПЕТЕЛЬ У ПРИЗМАТИЧНИХ ПЛОЩИНАХ ЦИРКОНІЮ. О.Г. Троценко, А.В. Бабіч, П.М. Остапчук.....	63
РОЗРОБКА ГЕОПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ІММОБІЛІЗАЦІЇ РАДІОАКТИВНИХ ВІДХОДІВ С. Саєнко, Є. Світличний, В. Шкуропатенко, Г. Холомеєв.....	65
$\gamma$ -WEAKENING PROPERTIES OF ALUMINOSILICATE BINDERS OF ANALCIMO-GEYLANDITE-MORDENITE COMPOSITION S. Guzii.....	67
ЗАСТОСУВАННЯ КАПЛЯРНОГО МЕТОДУ ДЛЯ ВИЯВЛЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ДЕФЕКТІВ ТАБЛЕТОК НЕЙТРОНОПОГЛИНАЮЧИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ДИСПРОЗІО М.В. Старолат, І.О. Чернов, Н.В. Рудь, В.О. Романьков, Є.С. Легенький.....	69
КОМПЛЕКСНИЙ ПІДХІД ПРИ ВИЗНАЧЕННІ ТЕМПІВ ЗМІН ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ ЗГИНІВ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ ЕНЕРГОБЛОКІВ РЕАКТОРІВ ВВЕР-1000 ВПРОДОВЖ ПЛАНОВОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ С.В. Гоженко.....	71
ПРО ПЛАНУВАННЯ КОНТРОЛЮ СТАНУ МЕТАЛУ ТЕПЛООБМІННОГО ПУЧКА ПАРОГЕНЕРАТОРІВ АЕС І.М. Шаповал, Є.О. Крайнюк, С.В. Гоженко.....	73
ВПЛИВ РОБОЧИХ ЧИННИКІВ ТА СТРУКТУРИ МЕТАЛУ НА ДЕФЕКТОУТВОРЕННЯ ТЕПЛООБМІННИХ ПОВЕРХОНЬ ОСНОВНОГО УСТАТКУВАННЯ АЕС Є.О. Крайнюк, С.В. Гоженко.....	75
ОЦІНКА В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ УДАРНИХ ВИПРОБУВАНЬ ЗРАЗКІВ ШАРПІ О.Г. Руденко.....	77
ІНКОРПОРУВАННЯ ВІДПРАЦЬОВАНОЇ ІОНООБМІННОЇ СМОЛИ В ГЕОПОЛІМЕРНУ МАТРИЦЮ З ЗАСТОСУВАННЯМ ТЕРМООБРОБКИ ПІД ТИСКОМ Г. Холомеєв, Є. Світличний, В. Шкуропатенко, К. Лобач, С. Саєнко.....	78

ІММОБІЛІЗАЦІЯ ЗОЛИ ВІД СПАЛЮВАННЯ РАДІОАКТИВНО ЗАБРУДНЕНОЇ ДЕРЕВИНИ З ВИКОРИСТАННЯМ МАГНІЙ-КАЛІЙ- ФОСФАТНОЇ МАТРИЦІ С. Сасенко, В. Шкуропатенко, Є. Світличний, О. Пилипенко, К. Лобач, А. Зикова, С. Карсім.....	80
ЯКІСТЬ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЮ – ГОЛОВНИЙ КРИТЕРІЙ ЕФЕКТИВНОСТІ ЇХ ЗАСТОСУВАННЯ В ЯДЕРНОМУ ПАЛИВІ АЕС УКРАЇНИ А.П. Мухачев, М.М. Пилипенко, Д.О.Слатонцев, О.А. Харитонова.....	82
IMPROVEMENT OF THE Zr-1%Nb ALLOY FOR FUEL ELEMENT CLADDING OF NUCLEAR REACTORS М.М. Pylypenko, O.V. Yefimov, T.V. Potanina, A.O. Drobyshevska, V.M. Pelykh....	84
EFFECT OF VARIOUS RELAXATION INFLUENCES ON THE CHARACTERISTICS OF VT1-0 NANOSTRUCTURED ALLOY V.I. Sokolenko, E.V. Karaseva, A.V. Mats, E.S. Savchuk, V.A. Frolov.....	85
<b>Session [C]</b>	
<b>Materials for nuclear-power reactors of new generation, reactors on fast neutrons, fusion installations and SMR</b>	
<b>Матеріали для реакторів нових поколінь, реакторів на швидких нейтронах, термоядерних установок та ММР</b>	
DEVELOPMENT AND CHARACTERIZATION OF ODS AUSTENITIC STEEL AND ODS HEA I.V. Kolodiy, O.S. Kalchenko, M.A. Tikhonovsky, O.M. Velikodnyi.....	88
МЕХАНІЗМ УТВОРЕННЯ ТРІЩИН У ТЕКСТУРОВАНИХ ВОЛЬФРАМИХ ЗРАЗКАХ ПРИ ОПРОМІНЕННІ ВОДНЕВОЮ ПЛАЗМОЮ З ТЕПЛОВИМИ НАВАНТАЖЕННЯМИ ПОДІБНИМ ДО УМОВ ІТЕР С.В. Суровицький, С.В. Малихін, І.Є. Гаркуша, В.О. Махлай, Л.Є. Конотопський, Т.Б. Конотопська, В.М. Любов, С.С. Геращенко, О.І. Гірка..	90
ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ РЕАКТОРІВ НА ШВИДКИХ НЕЙТРОНАХ, ТЕРМОЯДЕРНИХ РЕАКТОРІВ, НОВІТНІХ ЯДЕРНИХ УСТАНОВОК І.В. Гурін, В.В. Колосенко, О.М. Буколов, О.В. Мошнік, С.І. Гурін.....	92
ВИКОРИСТАННЯ ВУГЛЕЦЕВИХ НАНОТРУБОК ДЛЯ СТВОРЕННЯ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ З ПІДВИЩЕНОЮ РАДІАЦІЙНОЮ СТІЙКІСТЮ В.Г. Удовицький, В.В. Литвиненко.....	94
ВПЛИВ ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ В ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР СТАБІЛЬНОСТІ ФЕРИТУ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ Й РАДІАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ Т91 Г.Ю. Ростова, І.В. Колодій, Р.Л. Василенко, О.С. Кальченко, М.А. Тихоновський, Г.Д. Толстолуцька, О.М. Великодний, В.С. Оковіт, М. Серрано.....	95

МОДЕРНІЗАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ Т91 ІНТЕНСИВНИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ ЗА ПІДВИЩЕНИХ ТЕМПЕРАТУР Г.Ю. Ростова, І.В. Колодій, Р.Л. Василенко, О.С. Кальченко, М.А. Тихоновський, Г.Д. Толстолуцька, О.М. Великодний, В.С. Оковіт, М. Серрано.....	97
РАДІАЦІЙНА СТІЙКІСТЬ КАРБІДУ КРЕМНІЮ З ДОДАВАННЯМ ХРОМУ ЯК МАТЕРІАЛУ КОНТЕЙНЕРА ДЛЯ ГЕОЛОГІЧНОГО ЗАХОРОНЕННЯ РАДІОАКТИВНИХ ВІДХОДІВ С. Саєнко, К. Лобач, І. Колодій, О. Пилипенко.....	99
ТЕМПЕРАТУРНІ ДЕФОРМАЦІЇ ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ ПІД ЧАС ЙОГО ВИГОТОВЛЕННЯ У ПЕЧІ ПРЯМОГО НАГРІВУ М.В. Мельтюхов.....	101
ВПЛИВ РОЗМІРУ ЗЕРНА НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ ФЕРИТНОГО ТА АУСТЕНИТНОГО КЛАСІВ У РОЗПЛАВІ СВИНЦЮ ЗА ПІДВИЩЕНИХ ТЕМПЕРАТУР І. Кухар, С. Лаврись.....	103
TEMPERATURE RANGE OF DEUTERIUM RETENTION FROM FERRITIC-MARTENSITIC STEEL IMPLANTED WITH DEUTERIUM AT TEMPERATURE 100 AND 300 K V.I. Zhurba, O. Morozov, V.O. Progołaeva, V.V. Seliukova.....	104
ВЛАСТИВОСТІ ПЕРСПЕКТИВНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ EUROFER, МОДИФІКОВАНИХ ПОТУЖНИМ ІМПУЛЬСНИМ ПЛАЗМОВИМ ОПРОМІНЕННЯМ С.С. Геращенко, В.О. Махлай, І.Є. Гаркуша, Ю.В. Петров, М.М. Аксьонов, М.В. Кулик, Д.В. Єлісеєв, П.Б. Шевчук, Ю.Є. Волкова, Т.М. Меренкова, С.О. Рудченко, W. Pantleon.....	105
<b>Session [D]</b>	
<b>Physics of radiation and ion-plasma technologies</b>	
<b>Фізика радіаційних та іонно-плазмових технологій</b>	
SYNTHESIS, STRUCTURE AND PROTECTIVE PROPERTIES OF PVD MAX PHASE-BASED COATINGS A.S. Kuprin, E.N. Reshetnyak, T.A. Prikhna, V.Ya. Podhurska, O.P. Ostash, V.A. Belous, M.A. Bortnitskaya, V.B. Sverdun, I.O. Klimenko.....	107
STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF VN AND V-X-N COATINGS DEPOSITED BY CATHODIC ARC EVAPORATION A.S. Kuprin, B. Warcholinski, A. Gilewicz, E.N. Reshetnyak, G.N. Tolmachova, Yu.V. Kovtun, I.O. Klimenko, V.A. Belous, I.V. Kolodiy, R.L. Vasilenko.....	109
INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE DEPOSITION PROCESS PARAMETERS OF PROTECTIVE NITRIDE COATINGS AND COMPLEX ION-PLASMA MODIFICATION ON HYDROGEN PENETRATION, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF STEEL AND TITANIUM ALLOY TI6AL4V V.A. Belous, N.A. Azarenkov, A.S. Kuprin, I.O. Klimenko, G.D. Tolstolutskaya, G.N. Tolmachova, V.Ya. Podhurska, O.P. Ostash, M.G. Ishchenko.....	111



EROSION RESISTANCE OF STRUCTURAL MATERIALS AND PROTECTIVE COATINGS UNDER CAVITATION LOADS OF VARIOUS INTENSITY – NEW CONCEPTS AND METHODOLOGIES Volodymyr Safonov, Janusz Steller.....	113
СТРУКТУРА ТА НАПРУЖЕНИЙ СТАН ПОКРИТТІВ ВОЛЬФРАМ – Ti-Zr-Ni-КВАЗІКРИСТАЛ НА СТАЛІ ЕВРОФЕР У ВИХІДНОМУ СТАНІ ТА ПІСЛЯ ОПРОМІНЕННЯ ВОДНЕВОЮ ПЛАЗМОЮ С.В. Малихін, І.А. Копилець, В.В. Кондратенко, С.В. Суравицький, Л.Є. Конотопський, В.О. Махлай, І.Є. Гаркуша, С.С. Геращенко.....	115
ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ПОКРИТТІВ КАРБІДУ ЦИРКОНІЮ ZrC ЕЛЕКТРОДУГОВИМ МЕТОДОМ Б.М. Широков, Д.Г. Малихін, О.Ю. Журавльов, С.В. Стригуновський, В.І. Радченко.....	117
ЗАХИСТ ЖАРО- ТА КОРОЗІЙНО-СТІЙКИМИ ПОКРИТТЯМИ ВИРОБІВ СКЛАДНОЇ КОНФІГУРАЦІЇ ЗІ СХОВАНИМИ ВНУТРІШНІМИ ПОРОЖНИНАМИ С.О. Крохмаль.....	118
ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИХІДНОЇ СТРУКТУРИ ЗВАРНИХ РОТОРІВ ПАРОВИХ ТУРБІН АЕС В.В. Дмитрик, Синь Лей, І.В. Касьяненко.....	120
ЗАСТОСУВАННЯ CVD АЛМАЗНИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ СТІЙКОСТІ РІЖУЧИХ ПЛАСТИНОК З ПОЛІКРИСТАЛІЧНОГО АЛМАЗУ В.І. Грицина, К.І. Кошевий, О.А. Опалєв, О.М. Решетняк, В.Є. Стрельницький, А.О. Лямцева, А.О. Чумак, С.А. Клименко, О.О. Бочечка, О.І. Чернієнко.....	122
СИНТЕЗ ЗАХИСНИХ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ АЛМАЗОПОДІБНИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ БІОМЕДИЧНОГО ЗАСТОСУВАННЯ В.Є. Стрельницький, В.В. Васильєв, О.А. Лучанінов, О.М. Решетняк, В.Б. Макаров, Ю.Я. Волков.....	124
БАГАТОШАРОВІ ПОКРИТТЯ (TiAlCrY)N/ZrC, СФОРМОВАНІ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАДЖЕННЯ С.В. Литовченко, О.В. Максакова, В.М. Береснеєв, Д.В. Горох, Б.О. Мазілін.....	126
EFFECT OF MAGNETRON SPUTTERING POWER ON THE PROPERTIES OF TiZrNbMoTa HIGH-ENTROPY ALLOY COATINGS S. Romaniuk, K. Nowakowska-Langier, A. Taran.....	128
STRUCTURE AND COMPOSITION OF ARC-PVD ZrTaN/ZrTiCuN NANOLAMINATE COATINGS A.V. Taran, I.E. Garkusha, V.O. Stolbovyi, K. Nowakowska-Langier, S.P. Romaniuk, O.I. Tymoshenko, I.O. Misiruk.....	129
EFFECT OF SUBSTRATE TEMPERATURE ON INTRINSIC STRESSES IN CARBON COATINGS DEPOSITED FROM C <sup>+</sup> , C <sub>2</sub> H <sub>2</sub> <sup>+</sup> AND C <sub>6</sub> H <sub>6</sub> <sup>+</sup> FLOWS O.I. Kalinichenko, V.E. Strel'nitskij.....	131
ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ОСАДЖЕННЯ ПОКРИТТІВ НА ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОШАРОВОЇ Ti/TiN-СИСТЕМИ І.В. Сердюк, В.О. Столбовий, А.О. Андреев, Р.В. Кривошапка.....	133

INFLUENCE OF DEPOSITION PARAMETERS ON THE COMPOSITION AND STRUCTURE OF VACUUM-ARC DEPOSITED (Ti-Cr) <sub>N</sub> COATINGS FOR THE PROTECTION OF STRUCTURAL MATERIALS OF ENERGY EQUIPMENT COMPONENTS Yu.A. Zadneprovskiy, V.A. Belous, V.S. Goltvyanytsya.....	135
<b>Session [E]</b>	
<b>Methodology of irradiation and experiment technique</b>	
<b>Методологія опромінення та техніка експерименту</b>	
EXPERIMENTAL SETUP FOR ION BEAM RADIATION STUDIES OF REACTOR MATERIALS V.A. Baturin, P.O. Litvinov, O.Yu. Karpenko, S.O. Yeromin, O.Yu. Roenko.....	137
RADIATION ENHANCED CRYSTALLIZATION OF AMORPHOUS LASER CONDENSATES OF HAFNIA AND ZIRCONIA A.G. Bagmut.....	139
CARBON SORBENTS FOR IODINE FILTERS OF NPP VENTILATION SYSTEMS AND METHODS OF DETERMINING THEIR CHARACTERISTICS. REVIEW OF RESEARCHES AT NSC KIPT V.I. Sokolenko, V.V. Levenets, I.V. Gurin.....	141
RESEARCH OF THE CONTROL RODS OF THE NUCLEAR REACTOR PROTECTION SYSTEM N. Belash, V. Levenets, O. Omelnik, O. Lonin, A. Shchur.....	143
DETECTORS OF IONIZING RADIATION FOR NEW GENERATION REACTORS A. Pudov, A. Rybka, S. Sokolov, V. Kutny, L. Davydov, A. Abyzov, A. Zakharchenko, L. Pirozhenko, E. Bogdan, A. Ulybkin, K. Kovtun, A. Kosinov....	144
ОСОБЛИВОСТІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ БАГАТОВИМІРНИХ ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРАЛІВ І.В. Гурін, О.В. Мошнік, С.І. Гурін, Ю.В. Гуйда.....	146
ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕМЕНТНОГО СКЛАДУ ЗРАЗКІВ КАРБІДУ КРЕМНІЮ ЗА ДОПОМОГОЮ СПЕКТРОМЕТРІЇ ЗВОРОТНОГО РОЗСІЮВАННЯ В.М. Бондаренко, В.В. Левенець, К.В. Лобач, В.І. Сухоставець, С.М. Утенков...	147
FORMATION OF SPUTTERED EXCITED PARTICLES DURING ION BOMBARDMENT OF COMPLEX OXIDES I.O. Afanasieva, V.V. Bobkov, V.V. Gritsyna, Yu.I. Kovtunenکو.....	149
MEASUREMENTS OF THE ION ENERGY DISTRIBUTION FUNCTION IN THE PLASMA OF A GLOW AND COMBINED DISCHARGE OF Ar AND He PLASMA USING A MULTIELECTRODE PROBE M.N. Bondarenko, I.K. Tarasov, G.P. Glazunov, A.L. Konotopskiy.....	151
SMALL-SIZED THERMAL DESORPTION PROBE FOR THE MEASUREMENTS OF OUTGASSING AND NUMBER OF GAS MONOLAYERS ON THE WALLS OF HIGH VACUUM CHAMBERS G.P. Glazunov, M.N. Bondarenko, A.L. Konotopskiy.....	153

МЕТОДИКА ОПРОМІНЕННЯ ПОВЕРХНІ ТВЕРДОГО ТІЛА ПОТУЖНИМИ ПОТОКАМИ ЗАРЯДЖЕНИХ ЧАСТИНОК, ПРИСКОРЕНИМИ В ПОДВІЙНОМУ ШАРІ ОБ'ЄМНОГО ЗАРЯДУ Я.О. Гречко, І.М. Серета, М.О. Азаренков, С.В. Литовченко, П.О. Кагановський	155
SIMULATION OF PARAMETERS OF MIXED $\gamma$ , e-, n RADIATION FIELDS FORMED BY TWO-LAYER TARGETS ON THE M-30 MICROTROTRON E.V. Oleinikov, I.V. Pylypchynets, V.I. Roman, A.V. Papp, O.O. Parlag, V.V. Pyskach	157
ЗМІНА МІЦНОСТІ ПОЛІСТИРОЛ-СТАЛЬНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ Є.М. Прохоренко, О.О. Захарченко, М.А. Хажмуратов, Т.Г. Прохоренко	159
РОЗРОБКА СИСТЕМИ УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ РАДІОФАРМАЦЕВТИЧНОГО ПРЕПАРАТУ «НАТРІЮ ПЕРТЕХНЕТАТ [ $^{99m}\text{Tc}$ ], ЕКСТРАКЦІЙНИЙ» І.М. Карнаухов, А.Ю. Зелінський, Б.В. Борц, І.В. Ушаков, Л.М. Сіденко, Ю.О. Щербань	161
INFLUENCE OF THERMOMAGNETIC TREATMENT ON THE MICRONHARDNESS AND STRUCTURAL STATE OF THE WELDED JOINT OF St3 STEEL A.V. Mats, V.I. Sokolenko	163
АКУСТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ АТОМНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ В.С. Клочко, А.В. Корнієць, В.І. Соколенко, І.Ф. Кісяк, О.Є. Кожевніков, І.В. Колодій, Ю.С. Ліповська, Д.Г. Малихін, Т.М. Тихоновська	165
ЗАСТОСУВАННЯ ПРОГРАМИ ImageJ ДЛЯ ОБРОБКИ ЗНІМКІВ МІКРОСТРУКТУР ТАБЛЕТОК ТИТАНАТУ ДИСПРОЗІО І ГАФНАТУ ДИСПРОЗІО О.С. Зорченко, О.О. Слабоспицька, І.О. Чернов	167
ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ДЕГАЗАЦІЇ СПЛАВУ ПАЛАДІО З ВОДНЕМ В $\alpha$ -ОБЛАСТІ ДІАГРАМИ Pd-H О.М. Любименко	169

# ***General problems***

## ***Загальні проблеми***

### **ЯДЕРНИЙ ПАЛИВНИЙ ЦИКЛ У СТРУКТУРІ АТОМНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ УКРАЇНИ**

***В.С. Красноруцький***

*Науково-технічний комплекс «Ядерний паливний цикл»  
Національного наукового центру «Харківський фізико-технічний інститут»,  
Харків, Україна*

Економіка атомної енергетики (АЕ) визначається головним чином економічними показниками ядерного паливного циклу (ЯПЦ), в першу чергу вартістю свіжого ядерного палива (початкова стадія ЯПЦ).

У доповіді стисло викладено світовий досвід створення варіантів ЯПЦ з реакторами різного типу і призначення. Показано, що на етапі масового освоєння атомної енергетики превалює відкритий ЯПЦ з відкладеним рішенням. Разом з тим триває відпрацювання варіантів замкнутого ЯПЦ, найпривабливішим з яких є варіант застосування швидкого реактора з допалюванням довгоіснуючих актинідів, що утворилися в ядерному паливі в процесі попереднього циклу роботи в реакторі. При цьому корисні продукти (уран, плутоній) також використовують при виготовленні свіжого ядерного палива, а радіоактивні шлаки, що залишилися, захоронюють.

Цей варіант означає функціонування найбільш чистої атомної енергетики за впливом на екологію планети та забезпечення АЕ вторинним ядерним паливом на довгі часи.

Але, щоб реалізувати варіанти ЯПЦ, необхідно планомірно розв'язувати наявні завдання. Найвідоміші – це розробка технологій переробки відпрацьованого ядерного палива, виділення корисних продуктів і використання їх у реакторах. На першому етапі відпрацьовуються процеси створення палива (МОКС паливо) для використання в реакторах на теплових нейтронах. Прикладом таких розробок є Франція, яка в масовому порядку застосовує його.

Україна, після утворення незалежності, прийняла концепцію поступового освоєння основних стадій замкнутого ЯПЦ. ВЯП з АЕС України переробляли за кордоном, і корисні продукти мали бути повернуті в Україну для використання. У зв'язку з відомими обставинами, цей варіант не було

реалізовано, і нині в Україні реалізується варіант відкритого ЯПЦ з відкладеним рішенням. ВЯП з АЕС має зберігатися в сухих сховищах (50 - 100 років), до прийняття рішень. При цьому в планах розвитку атомної енергетики не згадується про ЯПЦ, йдеться тільки про введення в структуру АЕ реакторів на теплових нейтронах (PWR, MMP). При цьому передбачається, що основні етапи виробництва свіжого ядерного палива здійснюватимуться зарубіжними фірмами. Відомо, що виробництво ядерного палива власними силами забезпечує не тільки створення робочих місць, а й загалом покращує економіку ЯПЦ.

Необхідно проаналізувати ще наявний в Україні потенціал зі створення матеріалів, комплектуючих і технологій створення власного ядерного палива. Міністерству енергетики України необхідно створити загалом концепцію ядерного паливного циклу з реакторами, передбачуваними для впровадження в структуру АЕ України в найближчій і середньостроковій перспективі.

## **СУЧАСНІ ТРЕНДИ РОЗВИТКУ АТОМНОЇ ГЕНЕРАЦІЇ. ОЦІНКА ІНВЕСТИЦІЙНОЇ ПРИВАБЛИВОСТІ МАЛИХ МОДУЛЬНИХ РЕАКТОРІВ ПРИ ЗРОСТАЮЧІЙ ЧАСТЦІ ВІДНОВЛЮВАЛЬНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ**

*О. Годун*

*Філія ВП «Науково-технічний центр» АТ «НАЕК «Енергоатом»*

Виконано аналіз сучасних трендів з розвитку атомної генерації в умовах мінімізації викидів CO<sub>2</sub> та збільшення частки відновлювальної генерації у енергобалансі. Показано наявність умов для застосування інноваційних реакторних технологій, насамперед малих модульних реакторів (SMR). Надано інформацію щодо поточного стану розвитку технології SMR у світі та щодо розгортання в Україні.

Виходячи з положень Енергетичної стратегії України на період до 2050 року, виконано економічну оцінку впровадження SMR та реакторів великої потужності з застосуванням інструментарію МАГАТЕ NEST (Nuclear Energy System Economics Support Tool). Однією з граничних умов є урахування зростаючої частки відновлювальних джерел енергії в енергетичній системі України. Розраховано показові параметри з оцінки інвестиційної привабливості будівництва реакторів малої потужності: нормована вартість електроенергії (LCOE), чиста поточна вартість (NPV), внутрішня норма прибутковості (IRR) та рентабельність інвестицій (ROI) на прикладі проектів малих модульних реакторів (NuScale VOYGR, SMR-160, Rolls-Royce SMR). Виконано порівняння параметрів інвестиційної привабливості для малих модульних реакторів та відновлювальних джерел енергії (сонячної та вітрової генерації). Виконано оцінку впливу локалізації виробництва основного обладнання на параметри інвестиційної привабливості. Розрахунки проведено із використанням програмного забезпечення МАГАТЕ NEST (Nuclear Energy System Economics Support Tool). При порівнянні ядерної генерації із відновлювальними джерелами енергії враховано вплив систем накопичення енергії на вартість електроенергії відновлювальних джерел. Проаналізовано негативний вплив мінливої генерації відновлювальних джерел на коефіцієнт використання встановленої потужності малих модульних реакторів, для зменшення впливу оцінено перспективи поєднання малих модульних реакторів із виробництвом водню шляхом електролізу. Виконано аналіз чутливості результатів розрахунків до зміни ключових технічних характеристик джерел генерації.

Показані шляхи забезпечення інвестиційної привабливості ядерної генерації для умов України.



## ***Session [A]***

### ***Physics of radiation phenomena in metals and alloys***

#### ***Секція [A]***

#### ***Фізика радіаційних явищ у металах та сплавах***

#### **ЄВРОПЕЙСЬКА СТРАТЕГІЯ У ГАЛУЗІ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ СТАЛОЇ ЯДЕРНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ.**

#### **РОЗРОБЛЕННЯ ТА УДОСКОНАЛЕННЯ РАДІАЦІЙНО СТІЙКИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ У ННЦ ХФТІ**

***М.О. Азаренков, Г.Д. Толстолицька***

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

За даними звіту Всесвітньої ядерної асоціації (World Nuclear Association), у 2022 р. ядерна генерація забезпечила близько чверті екологічно чистої електричної енергії у світі. В Україні навіть під час війни трохи більше половини загальної генерації електроенергії припадає саме на атомні електростанції. Отже, ядерна енергетика і сьогодні, і в майбутньому є чинником сталого розвитку економіки нашої країни.

В огляді розглянуто європейська стратегія розвитку ядерної енергетики, програми досліджень і інновацій для всіх поколінь реакторів, які поєднують сучасні цифрові технології з практикою матеріалознавства. Дотримуючись міжнародного вектору фахівці ННЦ ХФТІ працюють над вирішенням основних матеріалознавчих завдань сучасної та майбутньої ядерної енергетики.

У рамках рішення завдання - подовження строку безпечної експлуатації елементів внутрішньокорпусних пристроїв реактору ВВЕР- в ННЦ ХФТІ спільно з НТУ ХПІ методами числового моделювання визначено формозміни вигородки та номінального зазору між нею та дистанційними решітками периферійних ТВЗ. Встановлено ймовірну відсутність контакту вигородки з паливом.

Визначено кінетику зміни властивостей металу головних циркуляційних трубопроводів та трубопроводів гострої пари і живильної води енергоблоків АЕС при їх експлуатації впродовж двохсот тисяч годин. Встановлено реальний стан металу трубопроводів Південно-української АЕС прямими методами неруйнівного контролю. Результати всього циклу виконаних робіт були враховані при подовженні експлуатації головних циркуляційних трубопроводів енергоблоків Південноукраїнської АЕС.

Велику увагу приділено вирішенню проблем українського цирконію, у тому числі розвитку магнієтермічного методу отримання цирконієвих сплавів. У рамках розробки концепції ядерного палива, стійкого до аварійних умов, фахівцями ННЦ ХФТІ розроблені технологічні процеси осадження захисних вакуумно-дугових покриттів на оболонки з цирконієвих сплавів та проведено комплексні дослідження їх захисних властивостей. Показано, що хромові покриття можуть бути застосовані для захисту цирконієвих сплавів як в умовах нормальної експлуатації, так і в аварійних умовах.

Вчені ННЦ ХФТІ виконують розробку геополімерів, отриманих лужною активацією алюмосилікатної сировини. Ця робота підтримується Об'єднаною європейською програмою Євратом з розробки технологій поводження з радіоактивними відходами, в якій ХФТІ бере участь на правах бенефіціара.

В ННЦ ХФТІ створено фундаментальні та технологічні основи нових дрібнозернистих, низькопористих та високоміцних графітових матеріалів із використанням оригінальних технологій піролітичного ущільнення (tg-cvi) для розвитку ядерної, ракетно-космічної та авіаційної техніки, машинобудування, медицини тощо.

Впровадження "пасивної системи безпеки" й підвищення економічності роботи атомної енергетики зумовили необхідність розробки та впровадження ядерних реакторів нових покоління. Останнім часом у рамках створення та кваліфікації інноваційних матеріалів із відмінною стійкістю до корозії, температури та опромінення для очікуваних умов експлуатації передових технологій ділення (включаючи дослідницькі реактори та SMR) фахівцями ННЦ ХФТІ у колаборації з Центром енергетичних, екологічних і технологічних досліджень (СИМАТ, Іспанія) розроблено новий технологічний процес керування структурою феритно-мартенситних сталей. Процес включає інтенсивну пластичну деформацію при підвищених температурах з наступною термічною обробкою (ІПД+ТО). Після ІПД+ТО тонка мікроструктура сталі має високу щільність границь і карбідних виділень, які діють як "поглиначі дефектів" радіаційного походження. Це чинить істотний вплив на зниження радіаційного розпухання та окрихчення (зміцнення).

Фахівцями ІФТТМТ ННЦ ХФТІ вперше в Україні розроблена технологічна схема виготовлення дисперснозміцнених оксидами сталей (ДЗО-сталі), яка включає порошкову металургію, механічне легування та пресування. Отримано новітні матеріали, толерантні до високого рівня радіації, які мають високу поглинаючу здатність наночастинок для вловлювання як He (у дрібних бульбашках), так і вакансій.

Вперше розроблено та досліджено новітній клас перспективних матеріалів - високоентропійні сплави (ВЕСи). Це сплави, що мають у своєму складі 5 і більше елементів-металів, при цьому концентрація кожного коливається в інтервалі 5-35 ат. відсотків. Завдяки структурним особливостям ВЕСи мають набір унікальних властивостей: висока міцність, висока в'язкість руйнування при низьких температурах, висока термічна стабільність, корозійна стійкість. Показано, що ОЦК-ВЕСи при опромінюванні є більш стійкими до зміцнення (окрихчення), ніж ВЕСи з гранецентрованою кубічною ґраткою. Такі сплави можуть стати перспективними матеріалами для різних областей застосування – аерокосмічна область, атомна енергетика, кріогеніка, біомедицина, тощо.

Більшість досліджень виконується або підтримано в рамках колаборації з міжнародними, українськими інститутами, підприємствами та університетами. Інститут брав участь у шести проектах за програмою «Горизонт-2020» (ESSANUF, PREDIS, EURAD, EUROfusion H2020, UAinEuratom, EURIZON).

**ACTUAL PROBLEMS OF NUCLEAR POWER ENGINEERING  
AND THE SEARCH FOR SOLUTIONS. NBW REACTOR**

***S.P. Fomin<sup>a,b</sup>, M.S. Malovytsia<sup>a,b</sup>***

*<sup>a</sup> NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

*<sup>b</sup> V.N. Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, Ukraine*

The enormous growth of human energy consumption over the last hundred years has been achieved mainly by burning fossil fuels: coal, oil and gas. The limited reserves of fossil organic fuels on Earth and their rapid depletion, as well as environmental problems associated with the use of "fire energy", are forcing scientists to look for alternative renewable energy sources that can solve the problem of sustainable energy supply for humanity in the long term.

Wind and solar energy have become very popular in recent years in this regard. However, the efficiency of using these energy sources is highly dependent on local geographic and climatic features, weather conditions and even the time of day. Nuclear energy, due to its fundamental features, is free of such problems and is the most stable source of energy. However, nuclear energy has its own specific problems.

After the Chernobyl accident, safety has become the most important problem of nuclear energy. To solve this problem, various systems of the so-called "internal safety" of nuclear reactors are being developed, which should exclude the possibility of developing an uncontrolled chain nuclear reaction under any circumstances, based on physical principles, excluding the "human factor". In recent years, increased attention has been paid to the development of small modular reactors, considering that it is easier to ensure the safe operation of a low-power reactor than a more powerful one. However, it should be borne in mind that when replacing one large reactor with several small ones of equivalent total power, the probability of an accident will be proportional to the number of these reactors. In addition, with a multiple increase in the number of reactors, control over the non-proliferation of fissile materials will become significantly more complicated.

A radical way to improve reactor safety could be to switch to the use of subcritical accelerator-driven systems (ADS), proposed by Carlo Rubia in 1995. Now there are only a few low-power ADSs used for research purposes, including KIPT "Neutron Source". The main and still unresolved problem for the implementation of an energetic ADS is the creation of a high-current proton accelerator capable of operating continuously for a long time. The possibility of using thermonuclear systems as an external neutron source for a subcritical system is also being studied.

Another important problem for the sustainable development of nuclear energy is the limited supply of uranium-235 on Earth with economically feasible extraction. The solution to this problem may be the widespread use of fast breeder reactors, which will allow uranium-238 and thorium to be involved in the fuel cycle. Most of the Generation IV reactors are fast reactors.

The proposed report presents an overview of the results obtained at the ITP NSC KIPT on theoretical study of a promising concept of a fast reactor operating in a self-sustaining mode of the nuclear burning wave (NBW). The idea of such a reactor was announced in 1958 by academician Saveliy Feinberg. The main advantages of the concept are the lack of need for operational reactivity control due to the lack of a reactivity margin, the possibility of using uranium-238 and thorium as fuel, long-term (decades) operation of the reactor without refueling, etc. A great contribution to the development of this concept was made by Lev Feoktistov (1988), Edward Teller (1995), Hiroshi Sekimoto (2000) and some others, using various approaches and methods. Currently, a private American company TerraPower, financed by Bill Gates, is working on the implementation of a simplified version of this concept that will be first "Breed and Burn" reactor.

Our study of the NBW phenomenon was carried out based on the numerical solution of the multigroup non-stationary equation of neutron diffusion together with the set of fuel burnup equations and equations of nuclear kinetics of precursor nuclei of delayed neutron [1-4]. Among the most important results are: studies of the stability of the NBW mode and a special mechanism of the negative reactivity feedback, ensuring the "intrinsic safety" of such a reactor; a solution to the problem of a smooth start-up of the NBW reactor; the possibility of its forced shutdown and restart; the possibility of using mixed thorium-uranium fuel; the reactor power control using the efficiency of neutron reflector; and some others.

The main problem on the way to implementing the NBW reactor is the problem of the cladding materials for fuel assemblies', due to the excessively high values of neutron fluence. However, if this problem will be somehow solved, the NBW reactor can provide an answer to all the main challenges facing nuclear power: safety, expansion of the fuel base, non-proliferation and nuclear waste utilization.

## References

1. Fomin S.P., et al., *Ann. Nucl. Energy* 32 (2005) 1435; 148 (2020) 107699.
2. Fomin S.P., et al., *Prog. Nucl. Energy*, 50 (2008) 163; 53 (2011) 800.
3. Fomin S.P., et al., *Int. conf. "FR-13"*, Paris, 2013, paper CN-199-4577.
4. Fomin S.P., et al., *Int. conf. "FR-22"*, Vienna, 2022, paper CN-291-365.

## **SIMULATION OF PRIMARY DAMAGE AND SWELLING OF FISSION REACTOR CORE INTERNALS**

*M. Lazarev and A. Kalchenko*

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

We present an overview of some recent results obtained at KIPT on predicting radiation effects in structural materials of fission reactors. For a long time, neutron irradiation was considered to have unique properties and could not be simulated by ion irradiation. However, a thorough study of the radiation damage mechanisms led to an understanding of the effective simulation pathways. Using an appropriate metric to compare irradiations of different natures is the cornerstone of the successful simulation of neutron irradiation by ion beams [1,2]. Based on the available data on reactor and ion irradiation, we have developed a phenomenological approach to calculate the swelling value in the space of external parameters, namely, temperature, dose, and dose rate, which allowed us to build a long-term forecast of baffle ring swelling [3]. The presence of radiation-induced gases always accompanies neutron irradiation. While fuel elements mainly produce gases of heavy elements such as Xe and Kr, reactor structural materials are exposed to hydrogen and helium. Simulations of gas effects were performed by double and triple-ion irradiation of both austenitic [4] and ferritic-martensitic steels [5]. Oxide dispersion-strengthened (ODS) alloys are considered the main candidates for next-generation reactors. The study of the evolution of the microstructure of ODS alloys at the atomic level was performed using atom probe tomography after ion irradiation in a wide range of doses up to 500 dpa [6]. New approaches to the phenomenological description of the swelling of typical reactor alloys are also proposed [7].

### References

1. Bratchenko MI, Bryk VV, Dyuldyia SV, Kalchenko AS, Lazarev NP and Voyevodin VN (2013). *Comments on DPA calculation methods for ion beam driven simulation irradiations*. Problems of Atomic Science and Technology, V. 84(2) p. 11–16.
2. Lazarev NP and Bakai AS (2013), *Atomistic simulation of primary damages in Fe, Ni and Zr*, The Journal of Supercritical Fluids. 82, p. 22-26.
3. Kalchenko AS, Bryk VV, Lazarev NP, Voyevodin VN and Garner FA (2013). *Prediction of void swelling in the baffle ring of WWER-1000 reactors for service life of 30–60 years*. J. Nucl. Mater. 437 p. 415–423.
4. Borodin OV, Bryk VV, Kalchenko AS, Melnichenko VV, Voyevodin VN and Garner FA (2013) *Synergistic effects of helium and hydrogen on self-ion-induced swelling of austenitic 18Cr10NiTi stainless steel*. J. Nucl. Mater. 442 p. S817–S820.
5. Kupriyanova YE, Bryk VV, Borodin OV, Kalchenko AS, Voyevodin VN, Tolstolutskaia GD and Garner FA (2016) *Use of double and triple-ion irradiation to study the influence of high levels of helium and hydrogen on void swelling of 8-12%Cr ferritic-martensitic steels*. J. Nucl. Mater. 468 p. 264–273.
6. Wang J, Toloczko MB, Voyevodin VN, Bryk VV, Borodin OV, Mel'nychenko VV, Kalchenko AS, Garner FA and Shao LJ (2021) *Atom probe tomography characterization of high-dose ion irradiated MA957*. Nucl. Mater. 545 p. 152528.
7. Kalchenko A and Lazarev N (2022), *Swelling prediction of AISI 304 and 18Cr10NiTi austenitic stainless steels using various empirical functions*, Problems of Atomic Science and Technology. Vol. 140(4), p. 25-32.

**STUDY OF THE EFFECT OF SWELLING, IRRADIATION-THERMAL CREEP, HYDROGEN EMBRITTLEMENT ON THE DEFORMED STATE OF WWER INTERNALS**

***Dmytro Breslavsky<sup>1,2</sup>, Pavlo Palamarchuk<sup>1</sup>, Oksana Tatarinova<sup>1</sup>, Galyna Tolstolutska<sup>3</sup>, Sergiy Karpov<sup>3</sup>, and Holm Altenbach<sup>2</sup>***

<sup>1</sup>*National Technical University ‘Kharkiv Polytechnic Institute’, Ukraine;*

<sup>2</sup>*Otto von Guericke University, Magdeburg, Germany;*

<sup>3</sup>*National Science Center “Kharkov Institute of Physics and Technology”, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: Dmytro.Breslavsky@khpj.edu.ua*

The paper concerns the description of approaches, methods, software and results of modeling the irreversible deformation processes and determining the possibility of failure of structural elements of reactor vessel internals (RVI). For various calculation schemes corresponding to bodies of revolution, thin-walled elements, and general three-dimensional objects, a unified approach to problem formulation, development of a method for its solution, and subsequent numerical modeling [1] is applied. The approach is based on the formulation of the boundary-initial value problem, which describes the evolution of each point of the deformed object over time under the influence of mechanical loads, temperature and irradiation fields. The boundary – initial value problems are solved by the combined use of the Finite Element Method (FEM) and numerical methods of time integration.

One of the main components of the calculation method for assessing long-term deformation and strength of RVI is the construction of the constitutive equations, which should reflect the main physical laws of the processes. Data from experimental investigations on thermal and irradiation creep, irradiation swelling, hydrogen embrittlement, wear during cyclic loading of surfaces and other thermal-irradiation phenomena in structural materials of the reactor core were used to construct the constitutive equations used in the method of calculations. The ranges of irradiation doses and temperatures corresponding to the operating conditions of the reactors were considered.

The calculation method for the analysis of deformation and long-term strength is implemented in the software for the analysis of two- and three-dimensional objects. Software complexes *FEM Creep*, supplemented by the program code *FEM Creep Damage Fracture*, as well as *3D FEM Creep Damage*, which were developed in NTU “KhPI”, are used for calculations.

The problem of determining the stress-strain state and the possibility of the occurrence of the macroscopic defects in the material of the core baffle of the reactor type WWER 1000 was considered. After analyzing the general three-dimensional scheme of the baffle and determining the basic conditions of its operation, the transition to the calculation model according to the plane strain state



scheme was performed. By solving heat conduction problems, the temperature field in the baffle was determined. Based on the results of the investigations of the irradiation creep, irradiation swelling and hydrogen embrittlement of the baffle's material (steel 18Cr10NiTi), the main parameters included in the constitutive equations were determined. According to the data of numerical modeling, the distribution of stresses, strains and displacements of the baffle, taking into account equivalent static as well as cyclic loading, cyclic heating and cooling under real operating conditions, was determined. It was found that the contribution of thermal strains and irradiation swelling has the main effect on the deformed state of the baffle and the possibility of hidden damage accumulation in its material.

Due to the presence of time-varying oscillations of the internal flows, the fuel rods of nuclear reactors are cyclically deformed. Due to the periodic contact of their surfaces with the fixing devices, there is wear of the surfaces of the fuel rod's claddings, which will lead to their failure [2]. The task of determining the effect of thermal, irradiation fields and cyclic loads on the fuel rod is considered. Based on the results of solving this problem, the boundary – initial value problem of cyclic deformation of the fuel rod's cladding was formulated, taking into account the thermal and irradiation creep of its material and the wear of the surfaces in the contact area. Two types of fixing devices are considered: the circular grid and systems of elastic springs and dimples. Based on the analysis of the experimental data, the parameters included in the constitutive equations of the Zircaloy alloy at operating temperatures were determined. According to the calculations of the stress-strain state and the accumulation of hidden damage, it was determined that due to the redistribution of stresses during creep, the value of contact loads on the surface of fuel rods varies significantly. Such changes are taken into account in the calculation analysis of the evolution of the wear depth over time. It has been shown that failure of the fuel rod cladding can occur after about five months of operation due to the completion of the process of the hidden damage accumulation in the worn surface.

The directions in which the obtained results of numerical modeling of deformation, long term strength as well as the possibility of occurrence of macroscopic defects can be used in the procedures of resource extension of the RVI operating structural elements, are discussed.

## References

1. D. Breslavsky, O.Tatarinova. Creep and Irradiation Effects in Reactor Vessel Internals / // Advanced Structured Materials. — 2023. — Vol. 194. — P. 83–104.
2. D. Breslavsky, P. Palamarchuk, G. Tolstolutska, H. Altenbach. Stress-strain state and wear modelling for fuel rod – grid contact. Problems of Atomic Science and Technology. 2023. №2(144). – P. 8-14

**ОСОБЛИВОСТІ ВЗАЄМОДІЇ ПЛАЗМИ З ПОВЕРХНЕЮ  
ПРИ ЕКСТРЕМАЛЬНИХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ ПЛАЗМОВИХ  
НАВАНТАЖЕННЯХ**

***В.О. Махлай<sup>1</sup>, І.Є. Гаркуша<sup>1</sup>, С.С. Геращенко<sup>1</sup>, Ю.В. Петров<sup>1</sup>, Д.В. Елісєєв<sup>1</sup>,  
С.В. Малихін<sup>2</sup>, С.В. Суровицький<sup>2</sup>, М.В. Кулик<sup>1</sup>, П.Б. Шевчук<sup>1</sup>,  
Ю.Є. Волкова<sup>1</sup>, С.І. Лебедев<sup>1</sup>, О.Л. Конотопський<sup>1</sup>***

<sup>1</sup> ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup> НТУ «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна

*E-mail: makhlay@kipt.kharkov.ua*

Одночасний вплив на поверхню матеріалу щільних потоків енергії і частинок характерний для використання матеріалів у різних екстремальних умовах [1, 2]: космічні апарати у верхніх шарах атмосфери, робота турбін, ядерна енергетика, термоядерний синтез тощо. У доповіді розглянуто основні особливості реакції матеріалів на повторні потужні плазмові впливи, зумовлені як механізмами пошкодження та ерозійною поведінкою, так і модифікацією поверхневого шару та легуванням елементами плазми з метою покращення експлуатаційних властивостей матеріалу.

Обговорено вплив потужних плазмових потоків на низку матеріалів енергетичних систем: різні марки вольфраму, феритно-мартинсітні сталі зі зниженою активацією, сплави на основі гафнію, цирконію, а також Hastelloy N, EP-823 тощо. Також досліджували модифікацію покриттів нанесених плазмовими методами Co-32Ni-21Cr-8Al-0.5Y і Ti64, різних PVD-покриттів. Опромінення матеріалів потоками водневої, гелієвої та азотної плазми проводили у сильнострумівих імпульсних та квазістаціонарних плазмових прискорювачах, що забезпечують варіювання енергетичного навантаження на поверхню та потоку частинок у широкому діапазоні: густина енергії 1-25 МДж/м<sup>2</sup>, потік частинок до 10<sup>28</sup>-10<sup>29</sup> іон/м<sup>2</sup>с, швидкість плазмового потоку ~500 км/с, тривалість імпульсу 1-250 мкс. Найвищі енергетичні навантаження застосовували для визначення характеристик матеріалу в екстремальних умовах, тоді як помірні короткі імпульсні навантаження використовували для модифікації поверхні [1-5].

Показано, що широке поєднання механізмів впливу потужної плазми на властивості матеріалу включає не тільки пошкодження поверхні за рахунок різних механізмів ерозії, але й суттєве покращення властивостей матеріалу в поверхневому шарі 20-100 мкм, його структури та субструктури за рахунок швидкісного гартування, утворення ударних хвиль, легування матеріалу домішками плазми [3-5]. Швидке нагрівання і плавлення оброблюваної

поверхні, що призводить до виникнення значних температурних градієнтів ( $\sim 10^6$  К/см) в приповерхневому шарі матеріалу під дією імпульсного плазмової впливу. Це сприяє високошвидкісній дифузії іонів плазмового потоку в глибину модифікованого шару, що призводить до фазових змін в поверхневому шарі і формуванню в процесі подальшої швидкої резорбції дрібнозернистої або квазіаморфної структури, яка має унікальні властивостями і підвищеними експлуатаційними характеристиками при наступних трибологічних випробуваннях.

Створення унікальних поверхневих структур (в тому числі впорядкованих наноструктур) і значне поліпшення фізико-механічних властивостей різних матеріалів може бути досягнуто також за допомогою імпульсного плазмового легування, тобто модифікації і змішування попередньо нанесених покриттів під дією плазмових потоків [4, 5].

#### References

1. I. Garkusha et al. Simulation of plasma-surface interactions in a fusion reactor by means of QSPA plasma streams: recent results and prospects // *Physica Scripta*. 91(2016) 094001.
2. J.H. You et. al. Limiters for DEMO wall protection: Initial design concepts & technology options // *Fusion Engineering and Design* 174 (2022) 112988
3. V.A. Makhlai et al. Features of materials alloying under exposures to pulsed plasma streams // *European Physical Journal D*. 54, (2009)185–188.
4. O. Byrka et. al. Application of pulsed plasma streams for surface modification of constructional materials // *Acta Technica* 56 (2011), T362-T372.
5. O.V. Byrka. Modification and alloying effects in Eurofer steel under powerful pulsed plasma impacts // *Problems of atomic science and technology*. 2021, №5 (134), p. 191-194.

**CRYSTALLOGRAPHY AND MORPHOLOGY OF TiC PRECIPITATES  
IN 18Cr10NiTi STEEL UNDER ARGON IRRADIATION***A.S. Kalchenko, S.A. Karpov, G.D. Tolstolutska**NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

The precipitation behaviour of transition-metal carbides, designated as MX, such as VC, NbC and TiC, has been extensively investigated in steels for several decades. TiC precipitation in austenitic steels is one of those responsible for the radiation stability of irradiated stainless steels. These precipitates can accelerate point defects recombination at the interfaces, change the ability of dislocations to absorb point defects. Their stability is decisive for the swelling resistance in steels of this type.

The structure and the orientation relationship of the TiC precipitation with respect to the matrix of 18Cr10NiTi austenitic stainless steel irradiated with Ar ions by using high resolution transmission electron microscopy and performing serial processes such as Fast Fourier Transform (FFT), Fourier mask filtering and inverse FFT (IFFT) was studied.

Irradiation experiments were conducted in the accelerating-measuring system “ESU-2”. The samples were irradiated with a 1.4 MeV Ar<sup>+</sup> ion beam to a dose of  $1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  at irradiation temperatures of 600 °C.

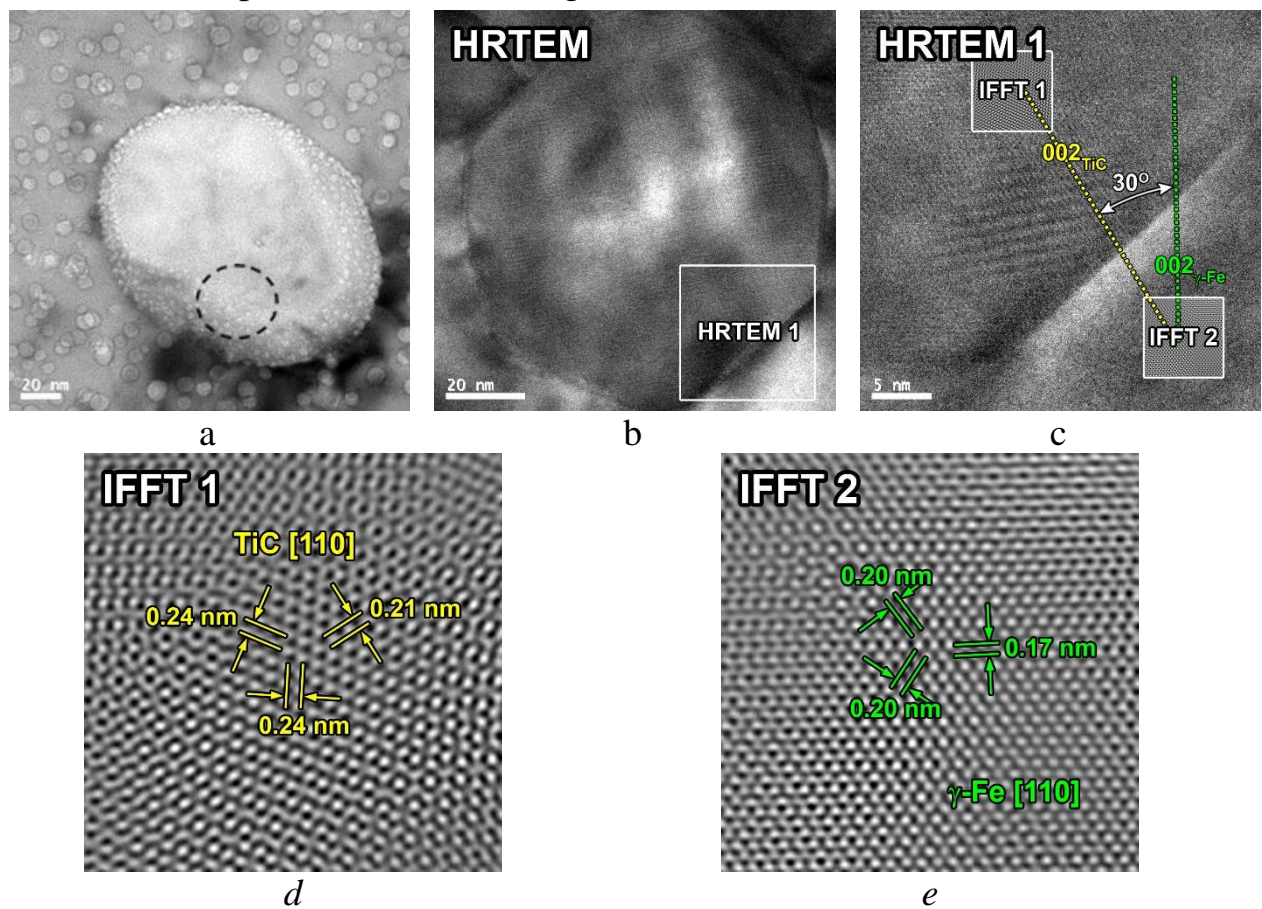
Microstructural and precipitates parameter data were extracted using conventional techniques conducted on JEM-2100 transmission electron microscopes, employing standard bright-field techniques. Selected area (electron) diffraction (SAD) was performed to obtain the diffraction pattern and to identify crystal structures and examine crystal defects. High resolution transmission electron microscopy images were evaluated using fast Fourier transformation.

Gatan Digital Micrograph software was used for interplanar distances and interplanar angle measurements. A virtual aperture by applying a Fourier mask filtering technique was used.

Large precipitates of about 150 nm in size is covered with bubbles about 2 nm in size after argon ion irradiation. The precipitates have the composition TiC with a small amount of molybdenum. Argon is registered in the spectrum recorded from the surface of the precipitates. This allows the small bubbles to be identified as argon ones. The observed density of these small bubbles was high enough to completely cover the surface of the precipitate with one layer (Fig. a). Fig. b, c shows High Resolution TEM (HRTEM) observations at the interface of TiC precipitate in the austenitic matrix. Inverse fast Fourier transformation (IFFT) images corresponding to TiC (Fig. d) and the matrix (Fig. e) also presented.

Fourier transforms allow to identify the periodic component of images, so they are often used for image analysis and filtering. The consequence of a Fourier transform on a real image is a complex image that is symmetrical around the center. Masking is usually performed with the following sequence – the Fourier transform on the image in real space, mask off the desired frequencies in the frequency space, followed by the inverse Fourier transform on the masked image

[1]. Both TiC phase and  $\gamma$ -Fe matrix had zone axis [110] according to FFT, IFFT and diffraction patterns in our investigation.



*Precipitate TiC with interfacial argon bubbles(a), HRTEM image (b), high magnification of precipitate-matrix boundary (c), inverse fast Fourier transform (IFFT) images corresponding to TiC (d) and the matrix (e)*

Large TiC particles apparently accumulate a lot of argon generated in the surrounding matrix during irradiation to form a fine and concentrated dispersion of bubbles at or near the interface.

The susceptibility of TiC precipitates to trap argon atoms appears to be associated with the size of the precipitates. It is known that the coherency of TiC is kept at the interfaces when the precipitate is in the stage of nucleation. The growth of precipitate can lead to the loss of coherency when the precipitate size is larger than a critical value.

It has been established that the size of the precipitates is critical in our study. The coherency of TiC is kept at the interfaces when the precipitate is in the stage of nucleation. The growth of precipitate can lead to the loss of coherency when the precipitate size is larger than 10 nm in the austenitic steel.

The large positive discrepancy between this precipitation in comparison with the matrix causes to form a fine and concentrated dispersion of bubbles at or near the interface precipitates – matrix under argon irradiation.

#### References

1. DM: Digital Micrograph version 3.0 manufactured by Gatan. The demonstration program can be downloaded at [www.gatan.com](http://www.gatan.com).

## FEATURES OF ION-IMPLANTED HELIUM AND HYDROGEN BEHAVIOR IN MATERIALS

*S.A. Karpov, G.D. Tolstolutska*

*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

Modern technical devices utilize structural materials that function under extreme conditions, including high temperatures, significant mechanical stresses, and elevated radiation doses. In environments such as nuclear reactors and thermonuclear devices, the crystalline structure of these materials continuously undergoes atomic-level changes due to the formation of various defects. The emergence of these defects can significantly alter the materials' physical properties. Radiation damage in materials encompasses at least two primary processes: the reversible formation of defect clusters through atomic displacement, and the irreversible transmutation of the original material's elements during nuclear reactions. These nuclear interactions also lead to the production of gaseous impurities, notably helium and hydrogen.

Focus of this abstract is on recent advancements in hydrogen-defect interactions, the nucleation and growth of helium bubbles, and the combined effects of helium and hydrogen in the context of radiation-induced defects.

Several studies examining the irradiation of austenitic stainless steels with low-energy hydrogen ions have clearly highlighted the significant impact of vacancy-type defects on hydrogen trapping behavior. In particular, the relationship between exposure time and deuterium retention in 18Cr10NiTi steel – after being irradiated with 6 keV  $D^+$  to a dose of  $1 \cdot 10^{20}$  D/m<sup>2</sup> at room temperature – demonstrated a marked decrease in deuterium retention during the initial hours. This finding suggests that the defects generated in low-energy displacement cascades exhibit weak trapping of deuterium.

It is believed that the low solubility and high diffusivity of hydrogen in martensite and ferrite, compared to austenite, could greatly influence hydrogen transport behavior in ferritic-martensitic steels. Furthermore, hydrogen diffusion in martensite is affected by factors such as dislocations, grain boundaries, and the presence of retained austenite. The binding energy value ( $0.57 \pm 0.08$ ) and ( $0.71 \pm 0.1$ ) eV for low-energy traps hydrogen are associated with the capture by monovacancies in Fe. High-energy traps could be interpreted as vacancy clusters or intrinsic defects associated with precipitates in typical ferritic-martensitic steels.

To date, there has been extensive research on the hydrogen trapping sites in various metal carbide nanoprecipitates. Nonetheless, several questions remain about the characteristics of these trapping sites and their efficiency in immobilizing hydrogen. The incorporation of dispersoid phases into the solid solution can greatly enhance hydrogen uptake, depending on the coherency conditions, as hydrogen can be trapped at the interfaces of the nanoparticles and the matrix. Additionally, the trapping of hydrogen by the nanoparticles may hinder its diffusion to stressed areas, thereby reducing the risk of hydrogen embrittlement.

In contrast to hydrogen, helium demonstrates very low solubility in metals, often leading to the formation of nanoscale He bubbles within structural materials. To fully grasp the influence of these bubbles in metals, it is essential to thoroughly assess the mechanisms of bubble formation, which encompass the processes of nucleation, growth, and coarsening. Each of these stages involves significant interactions between point defects (such as vacancies and interstitials) and He atoms, all governed by processes of diffusion, dissociation, and clustering.

During thermal annealing at elevated temperatures, noble gas bubbles typically experience coarsening – a thermodynamically favorable process that leads to an increase in the average size of the bubbles while reducing their number density. Two primary mechanisms have been suggested to explain bubble coarsening during annealing: migration and coalescence (MC), and Ostwald ripening (OR). Several studies indicate that the composition and microstructure of material significantly affect bubble coarsening mechanism.

Experimental data gathered over the past few decades demonstrate that the synergistic effects of helium and hydrogen have a profound impact on the evolution of damaged microstructures. This leads to performance degradation in structural materials, manifesting as issues like swelling and radiation hardening. Furthermore, the consequences of damage combined with helium and hydrogen synergies can greatly surpass those resulting from displacement defects alone. It has been proposed that hydrogen plays a role in facilitating the diffusion of helium atoms, promoting the nucleation of helium bubbles, and supporting their growth. The presence of hydrogen atoms at the interface of these bubbles may substantially impact the formation and expansion of bubbles. Two primary mechanisms for the trapping of hydrogen at helium bubble interfaces have been identified: a chemisorption-like mechanism and a stress/strain field mechanism. The first scenario posits that hydrogen interacts with the inner walls of helium bubbles in a manner similar to chemisorption, exhibiting a binding enthalpy comparable to that of chemisorption. The second scenario describes the confinement of hydrogen near the bubble-matrix interface. In this model, hydrogen atoms are drawn towards the outer surface of the bubbles due to the positive stresses generated by the high pressure within the bubbles. STEM-HAADF image of cavities in triple ion irradiated Fe<sub>8</sub>Cr<sub>2</sub>W steel indicate that helium has formed a core-like structure in the center of cavity, while hydrogen appears to be present at cavity periphery, forming a shell or halo.

Numerous mechanisms have been proposed to elucidate the effects of transmutation gases on the structure and properties of materials. However, further research is essential to achieve a comprehensive understanding of the phenomena associated with the hydrogen- and helium-induced degradation of reactor materials. This concern is particularly significant for the structural materials employed in advanced nuclear reactor systems, where elevated core outlet temperatures and high radiation doses experienced by the internal structures present critical challenges.



## CAVITY FORMATION AND EVOLUTION IN 18Cr10NiTi AUSTENITIC STEEL IRRADIATED WITH ARGON IONS

*G.D. Tolstolutskaya, S.A. Karpov, A.S. Kalchenko*

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

The effect of a combination of displacement damage and helium, produced by high energy neutrons, on mechanical properties and dimensional stability of structural materials is one of the key issues in the development of nuclear power. In particular, next generation fast and fusion reactors are estimated to reach extreme doses of displacements per atom (dpa) and transmuting He [1]. Depending on the neutron spectrum and fluence, helium is produced in materials by transmutation reactions in amounts up to thousands of atomic parts per million (appm). Previous studies have demonstrated that helium plays a strong role in the development of the irradiated microstructure with modifications to cavities, dislocations, and secondary phases.

The objective of this paper is to determine the effect of implanted argon on swelling of 18Cr10NiTi austenitic stainless steel. The focus is on how the resulting cavity influenced by the irradiation variables, including, displacements per atom, Ar concentration and irradiation temperature, as well as comparison the swelling behavior with those resulting from helium implantation.

The swelling behavior of 18Cr10NiTi austenitic stainless steel irradiated with energetic Ar-ions in the dose range of 40...105 displacements per atom (dpa) with simultaneously implanted argon to the levels of 0.08...6.3 at.% at temperatures of 550...700 °C was investigated. Transmission electron microscopy (TEM) has been used to study the microstructure evolution and to determine the dependence of swelling on the damage and Ar concentration.

Figs. 1, 2 show the number density (N), average diameter of cavities (d) and swelling (%) as a function of depth for 1.4 MeV Ar ion irradiation at 550 °C to  $1.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  tended to increase with increasing of damage level and argon concentration to a depth of 500 nm.

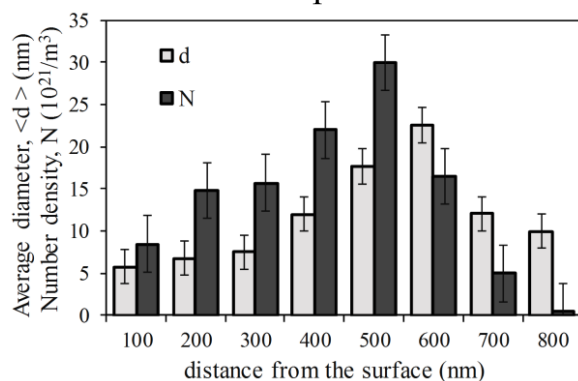


Fig. 1. Average size ( $d$ ) and number density of cavities ( $N$ )

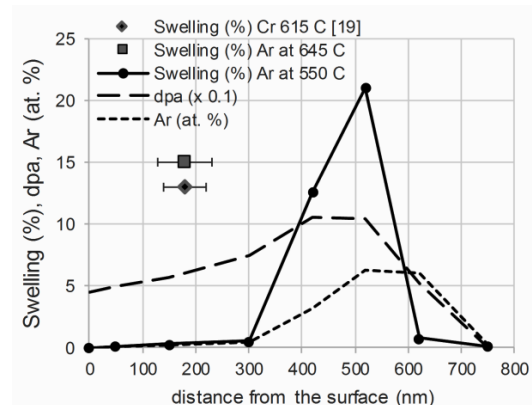


Fig. 2. The depth distribution of damage, Ar concentration and swelling

More detailed analysis shows that at depths less than 300 nm, i.e. in conditions of low gas concentration and high dpa, the size of the cavities virtually does not grow. Only their density increases, indicating the cavities nucleation process. This



observation demonstrates that irradiation of austenitic steel with argon ions has the similar effects as helium irradiation [2]. The temperature shift of swelling to the region of lower temperatures is due to argon-associated stabilization of very small vacancy clusters, which have a very short lifetime without such stabilization (the same as in helium case). As a result, a high density of small cavities is formed. This effect depends on the irradiation temperature. At a temperature of 550 °C, the mobility of vacancies is not enough for the growth of large cavities. The swelling in this case is about 0.1% (see Fig. 2). However, at irradiation temperature of 645 °C, everything else being equal, the swelling is (15±3)% and virtually coincides with the swelling upon irradiation with metallic ions, which is (13±2)% (see Fig. 4).

In order to simulate irradiation conditions that encompass a wide range of Ar/dpa, three irradiations were performed with Ar<sup>+</sup> energies of 0.7, 1.0, and 1.4 MeV. One nominal damage level of 60 dpa at a reference point 100 nm from the specimen surface was obtained. Cavities microstructure was analyzed in the near surface region (0...120 nm). Table summarizes the irradiation conditions, and corresponding variations of cavities number density N, average diameter <d>, as well as the value of swelling (s) for each investigated case.

Cavity parameters and swelling with variables Ar/dpa

Ar/dpa, appm/dpa	T <sub>ir</sub> , C	<d>, nm	N, ×10 <sup>22</sup> cm <sup>-3</sup>	s, %
20	600	9,9	1,44	0,82
	625	11,1	1,52	1,15
	645	9,6	1,32	0,63
12	600	11,7	1,68	1,5
	625	28,3	0,42	5,1
	645	23,1	0,49	3,9
7	600	9,1	1,96	0,8
	625	9,5/35	0,39	7,6
	645	10,3/75	0,11	10,2

Based on the presented results, it can be stated that irradiated microstructure strongly depends on Ar concentration, implantation temperature and level of displacements per atom. At temperatures below 600 °C the swelling is suppressed despite the growth of damage until the argon concentration reaches value ~ 0.5 at.%. At a dose of 60 dpa the addition of argon shifted the peak swelling rate location by ~ 10...30 °C higher from 615 °C with no argon additions. Argon as well as helium shifts the temperature of the onset of swelling to the region of low temperatures and inhibits the swelling as the appm/dpa ratio grows.

The results indicate that argon can be used as an analogue for helium in implantation-and-annealing experiments, provided that the doses are adjusted so that the gas concentrations are equivalent.

#### References

1. S.J. Zinkle, J.T. Busby. Structural materials for fission & fusion energy // Mater. Today. 2009, v. 12, N 11, p. 12-19.
2. Y. Dai, G.R. Odette, T. Yamamoto, The effects of helium on irradiated structural alloys / R. Konings, T.R. Allen, R.E. Stoller, S. Yamanaka (Eds.). *Comprehensive Nuclear Materials*. Elsevier, 2012, p. 142-193.

**EFFECT OF GRAIN BOUNDARY ON THE CAVITY FORMATION BEHAVIOR IN 1.4 MeV Ar<sup>+</sup> IRRADIATED 18Cr10NiTi-ODS STEEL***G.D. Tolstolutsкая, S.A. Karpov, A.S. Kalchenko, M.A. Tikhonovsky**NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

The interaction between helium-vacancy complexes and thermal vacancies is a crucial mechanism driving the development of gas porosity (GP) in structural materials at elevated operating temperatures. As GP evolves, gas bubbles tend to accumulate at grain boundaries, resulting in a significant degradation of material properties. Conversely, both gas bubbles and pores can also contribute to the formation of denuded zones (DZ) near grain boundaries, interphase boundaries, or free surfaces. The formation of DZs can be utilized as a means to elucidate the impact of inert gases on the sink-defect absorption efficiency of various types of boundaries.

This study investigates the formation of DZ adjacent to grain boundaries (GB) in 18Cr10NiTi-ODS steel, which has been enhanced with Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> nano-oxides and subjected to irradiation with energetic argon ions. The irradiation doses ranged from 40 to 110 displacements per atom (dpa), with simultaneous argon implantation levels of 0.08 to 7 atomic percent, and was conducted at temperatures between 550 and 650 °C. The evolution of the microstructure and the width of the cavity-denuded zones were characterized using transmission electron microscopy. The results indicate that the formation of denuded zones is significantly influenced by various irradiation conditions, including the irradiation dose, dose rate, and temperature. Additionally, the effects of grain refinement and nanosized oxide precipitates on the properties of the denuded zones are examined.

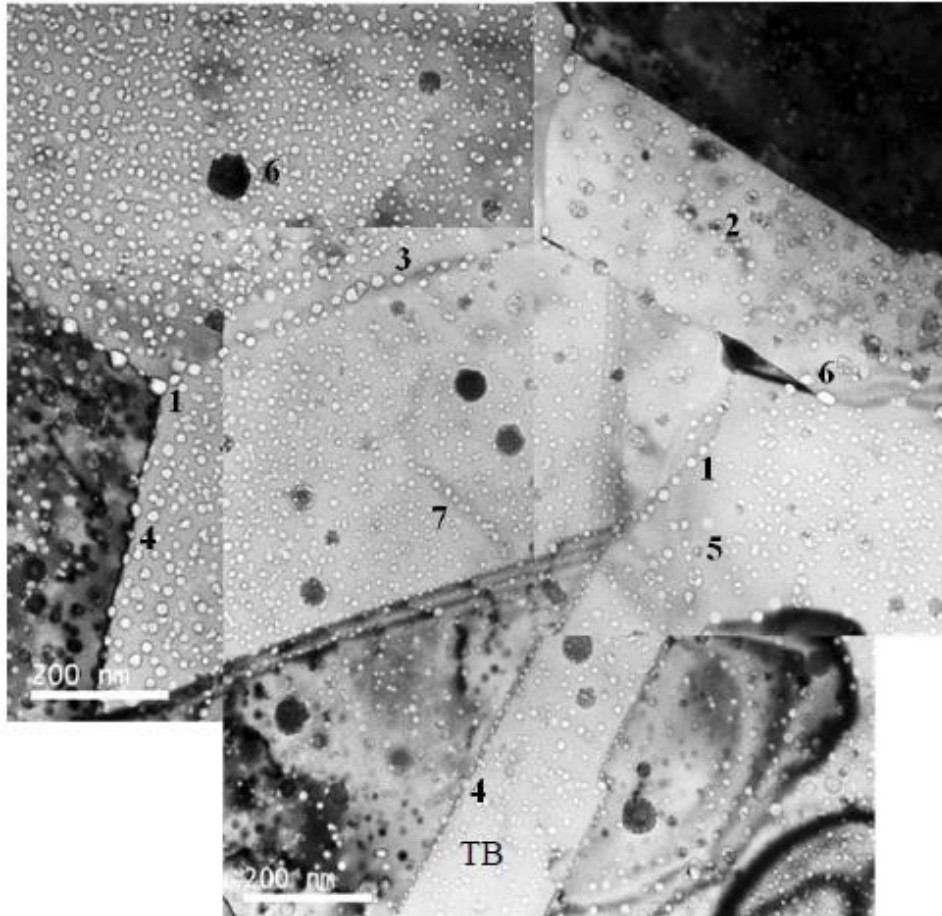
The denudation of grain boundaries becomes distinctly apparent at depths beginning at 200 nm, in which the argon concentration surpasses 0.4 atomic percent and the damage dose exceeds 50 dpa. This observed trend exhibits a strong correlation with the evolution of cavity diameter, density, and swelling with depth in 18Cr10NiTi-ODS steel that has been subjected to argon ion irradiation at comparable doses. Specifically, both cavity size and swelling demonstrate an increase with depth, reaching a peak in the dpa range of 400 to 500 nm, after which a decline is noted beyond the region of peak argon implantation. It is particularly noteworthy that, in nearly all instances, the cavity size at the grain boundaries (GBs) was found to be larger than that observed within the grain interiors.

Round cavities ranging in size from 1 to 8 nm were generated subsequent to irradiation. The distribution of cavity sizes exhibits a correlation with the computed damage and argon deposition profiles; specifically, an increase in dose and argon concentration corresponds with a greater cavity size.

Furthermore, it was observed that the width of the cavity DZ tends to expand in conjunction with rising irradiation temperatures. Notably, argon-induced cavities DZ width were found to be smaller in size compared to voids DZ width. This discrepancy may be attributed to the formation of argon-vacancy complexes, which possess a high migration energy

The development of gas porosity and the formation of DZs in 18Cr10NiTi-ODS steel has a complicated character, which is attributed to its elevated GB population and the presence of nanosized oxide precipitates.

The numbers in Figure indicate the formation of larger bubbles along the grain boundaries (1) and/or dislocations (2). The formation of DZ near grain boundaries (3) and no denuded grain boundaries was observed (4). The heterogeneous distribution of bubbles in size and density (5), the interaction of bubbles with precipitates (6) the array of parallel chains of bubbles (7) are also indicated.



*Inhomogeneous distribution of inert gas bubbles in X18H10T-ODS steels. The numbers in the figure indicate the peculiarities of GP development in steel*

The measured width of the damage zone was approximately 15 nm, increasing to about 39 nm with rising irradiation temperature. This finding suggests a significant influence of temperature on the DZ characteristics. At lower irradiation temperatures, the diffusivity of vacancies is reduced, leading to elevated vacancy supersaturations and consequently narrower DZ widths. Conversely, as the temperature increases, the diffusivity of vacancies enhances while vacancy supersaturation diminishes. Consequently, the DZ width expanded from 15 nm at 570 °C to 39 nm at 645 °C.

The evolution of grain boundary (GB) characteristics and the formation of deformation zones in 18Cr10NiTi-ODS steel exhibit a more intricate behavior compared to conventional 18Cr10NiTi steel, owing to the enhanced population of grain boundaries and the presence of nano-sized oxide precipitates in the former.

**HARDENING OF NEW ALLOYS WITH FCC AND BCC STRUCTURES*****S.O. Karpov, G.D. Tolstoluts'ka, M.A. Tykhonovs'kyi, V.K. Karpach****NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

Advances in nuclear technology have led to the development of next-generation reactors that are safer, more reliable and more cost-effective. The deployment of these advanced reactors depends on the development of new radiation-resistant materials, as the integrity of the structural materials within nuclear reactors is critical to the overall safety of the power station. A comprehensive understanding of the effects of irradiation on the mechanical properties of these potential materials is essential for their further development.

A series of recently developed alloys, including multi-principal element alloys with FCC and BCC phase structure, ODS-modified austenitic steel, and T91 ferritic-martensitic steel modified with severe plastic deformation have been investigated with respect to the hardening/embrittlement phenomenon under irradiation.

The new lightweight multi-principal element (MPEA) titanium-based alloy 61Ti10Cr7Al11V11Nb (at. %) (calculated density 4.95...5.59 g/cm<sup>3</sup>) with non-equal molar ratio, hereinafter referred to as Ti-MPEA, was obtained by arc melting using a non-consumable tungsten electrode in a pure argon atmosphere.

Non-cobalt 20Cr40Fe20Mn20Ni (mass. %) high entropy alloy (hereinafter referred to as HEA) was produced by arc melting in a water-cooled copper mould filled with high-purity argon. The purity of the alloying elements was above 99.9%. Alloys were subjected to thermomechanical treatment (TMT) that consisted of deformation by rolling at room temperature from 6 to 0.5 mm. Finishing annealing of 0.5 mm specimens was carried out at 850 °C for 1 h.

The mechanical alloying of HEA powders with oxides and receiving 20Cr40Fe20Mn20Ni-ODS powders (hereinafter referred to as HEA-ODS) was carried out in a ball mill in an inert atmosphere of argon [6].

The ODS-modified 18Cr10NiTi austenitic steel (hereinafter referred to as 18Cr-ODS) was produced by mechanical alloying of steel powder with 0.5 wt.% of 80%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–20%ZrO<sub>2</sub> nano-oxides followed by compacting and thermo-mechanical treatment.

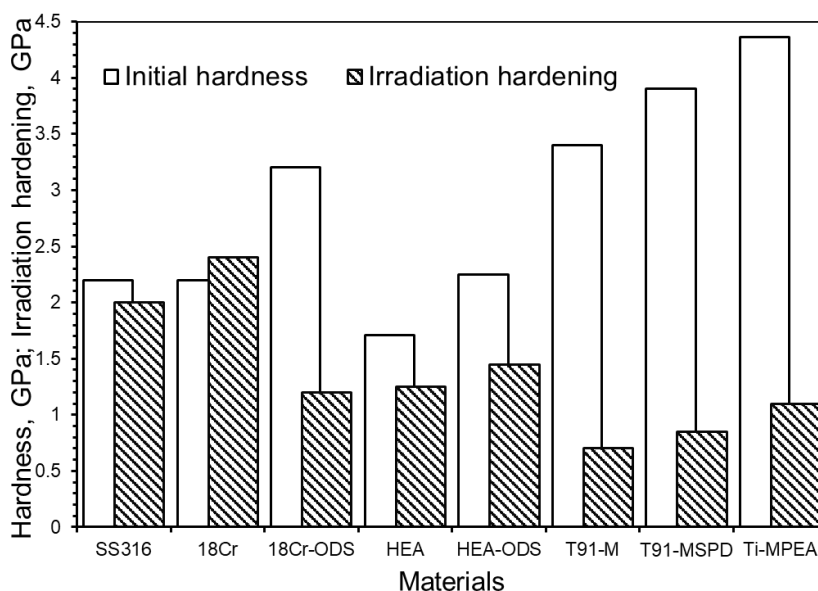
T91 ferritic-martensitic steel of composition 9Cr-1Mo with minor alloying elements of Ni, Nb, V, and C was delivered as hot rolled and heat-treated plates with a thickness of 40 mm. The heat treatment consisted of a normalization treatment at 1040 °C for 30 min followed by air cooling and then tempered at 730 °C for 60 min followed by air cooling to room temperature. The microstructure of as-received T91 steel (hereinafter sample code T91-M) represents the tempered martensite structure with the occurrence of boundaries of former austenite grains and subgrains.

An applying of SPD by the "upsetting-extrusion" method led to an effective decrease of the average grain size from 8 μm in the as-received state to 100 nm after SPD. Sample code T91-MSPD after heat treatment at 600 °C for 25 h.

Samples of all materials were irradiated under identical conditions with 1.4 MeV Ar ions at room temperature. Transmission electron microscopy was used to characterize the radiation defects and microstructural changes. Nanoindentation was employed to measure the effect of ion irradiation on hardening. Nano-hardness measurements were carried out by Nanoindenter G200 with a Berkovich type indentation tip. The Oliver-Pharr method was used for determination of the hardness.

The dependence of the hardening parameters on the irradiation dose, their relationship with the evolution of the microstructure was studied. It was found, that the developed alloys exhibited a reduced susceptibility to irradiation induced hardening compared to that of conventional SS316 and 18Cr10NiTi stainless steels. The study discusses the mechanisms that can affect the radiation hardening behavior in examined materials.

The initial hardness and the radiation hardening, denoted as  $\Delta H = H_0^{irr} - H_0^{unirr}$  are shown in Figure. Hardness values  $H_0^{irr}$  for irradiated materials were taken at dose of 10 dpa.



*The initial hardness and the radiation hardening for the studied materials irradiated under identical conditions*

Irradiation hardening is associated with dislocation loops and radiation-induced Ar-filled cavity formation. All new alloys exhibited a reduced susceptibility to irradiation induced hardening compared to that of conventional SS316 and 18Cr10NiTi stainless steels.

Modification of conventional 18Cr steel with ODS increases its sink strength for radiation defects, mitigating low-temperature radiation-induced hardening and reducing its susceptibility to irradiation-induced embrittlement.

HEA materials showed reduced irradiation hardening due to their unique properties, associated with high configurational entropy and sluggish diffusion.

BCC-structured alloys exhibit approximately 50% less irradiation hardening than austenitic reference steels, suggesting a lower susceptibility to embrittlement due to more efficient defect recombination and higher self-diffusion coefficients.

## HYDROGEN STORAGE PERFORMANCE OF MODERN HIGH ENTROPY ALLOYS

*S.O. Karpov*

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

Hydrogen is increasingly recognized as the most environmentally friendly fuel alternative to fossil fuels; however, effective storage remains a significant challenge. Traditional methods of hydrogen storage, namely gaseous and liquid forms, are fraught with limitations concerning safety and efficiency. In contrast, materials-based storage, particularly through metal hydrides, presents a more compact and effective solution. This method enables a higher concentration of hydrogen storage and is considered as a safer alternative for both stationary and mobile applications.

In the realm of hydrogen storage, practical applications necessitate materials that demonstrate specific attributes, including the capability for reversible hydrogen absorption and desorption at ambient temperature, rapid kinetics for absorption and desorption, manageable pressure conditions for these processes, and robust cycling stability.

Recent advancements have directed attention towards high-entropy alloys (HEAs) as a promising class of materials for hydrogen storage. HEAs are characterized as solid solutions comprising five or more principal elements in nearly equitably distributed proportions. These alloys offer diverse compositional configurations that can be tailored to enhance the properties of hydrides, thereby advancing solid-state hydrogen storage mechanisms. The concept of HEAs emerged in 2004, leading to the identification of four fundamental effects that influence their technological properties: the high-entropy effect, sluggish diffusion effect, severe lattice distortion effect, and the cocktail effect. Collectively, these effects are pivotal in the development of efficient hydrogen storage systems.

Hydrogen storage alloys are primarily composed of a hydride-forming element A, which demonstrates a significant affinity for hydrogen, leading to the exothermic formation of stable hydrides. This element is pivotal in determining the hydrogen storage capacity of the alloy. Titanium and zirconium are identified as the predominant hydride-forming elements in HEA systems, playing a pivotal role in nearly all existing HEA compositions. Conversely, the secondary component of these alloys is a non-hydride-forming element B, characterized by its negligible interaction with hydrogen, resulting in an endothermic process upon hydrogen dissolution. This thermal behavior plays a critical role in the reversibility of hydrogen absorption and desorption. Furthermore, the enthalpy of hydride formation within HEA alloys can be optimized through the combination of elements exhibiting varying hydride formation enthalpies.

All existing methods of preparing high-entropy alloys have a variety of competing features that can contribute to the optimization of hydrogen storage properties. HEAs explored for hydrogen storage are mostly synthesized either by arc melting or by high energy ball-milling, which are particularly suitable for small series or experimental applications.

In the context of the extensive array of potential compositions and their unexplored properties inherent to diverse HEA systems, thermodynamic-based design strategies have become essential tools for predicting phase formation and stability. Various computational techniques are commonly used to facilitate the discovery of novel HEA compositions. These methods include empirical models, first-principles calculations, CALPHAD, and machine learning algorithms.

Among the reported compositions for storing hydrogen in HEAs, BCC and Laves phase alloys are generally recognized to be more favorable for hydride formation. These phases exhibit improved hydrogen absorption and desorption kinetics, making them attractive for efficient hydrogen storage systems.

Upon hydrogenation BCC HEAs often exhibit hydrogen-to-metal ratios as high as 2, while some studies have shown that certain BCC HEA compositions can achieve H/M ratios exceeding 2. In particular, the hydrogenation of TiVZrNbHf-based HEAs resulted in the formation of a high hydrogen-to-metal ratio of 2.5 (equivalent to 2.7 wt% of hydrogen). This exceptional capacity was attributed to the occupation of both tetrahedral and octahedral sites in the hydride body-centered tetragonal (BCT) structure, enabled by significant lattice distortions.

High-entropy alloys with a C14 Laves phase structure have gained significant interest as potential hydrides for solid-state storage due to their impressive hydrogen storage capacity at room temperature, fast kinetics, and excellent reversibility, all without the need for a complicated activation procedure. Recently, certain selection criteria have been proposed to develop prospective multicomponent alloys with a C14 Laves phase structure for room temperature hydrogen storage. These include a valence electron concentration of 6.4, single-phase thermodynamic stability, and low hydrogen binding energy (slightly more negative than -0.1 eV).

Overall, HEAs have shown promising hydrogen storage properties, which can be further enhanced by compositional modification and improvements in preparation or activation methods. Nevertheless, further research is required to gain a deeper understanding of the kinetics of hydrogen-surface/matrix interactions in these alloys, as research in this area is currently limited. Modern theoretical methods, such as CALPHAD and DFT computations, are becoming essential in developing HEAs for hydrogen storage by linking alloy composition to hydrogen storage properties. The incorporation of machine learning techniques may further enhance advancements in this area of materials science.

The BCC HEAs have been identified as the most promising class of materials for hydrogen storage, although further research is required to reduce their desorption temperature and enhance their cyclic performance. Laves phase HEAs have also demonstrated the ability to reversibly absorb large amounts of hydrogen at room temperature without requiring an activation process, suggesting potential for further investigation, particularly of HEAs with C14 Laves structure.

Despite these advancements, research on hydrogen storage in HEAs is still in its early stages, facing several challenges concerning their hydrogen storage properties. To achieve commercial viability, further improvements in alloy composition, fabrication methods, and overall hydrogen storage performance are essential.



XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**RADIATION-STIMULATED CONVERSION TO SUPERIONIC STATE  
OF TlSe AND TlS CRYSTALS**

**R.M. Sardarly<sup>1,2</sup>, N.N. Gadzhieva<sup>1</sup>, N.A. Aliyeva<sup>1,3</sup>,  
S.M. Gakhramanova<sup>1</sup>, R.A. Mammadov<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Institute of Radiation Problems, Ministry of Science and Education Republic of Azerbaijan,  
AZ 1143, Baku, Azerbaijan;*

<sup>2</sup>*National Aviation Academy, AZ 1143, Baku, Azerbaijan;*

<sup>3</sup>*Azerbaijan University of Architecture and Construction, AZ 1073, Baku, Azerbaijan*

Ion transport in thallium chalcogenides was discovered by us relatively recently [1,2], among the crystals of which can be combined with the general formula  $A^3B^3C^6_2$  and  $A^3C^6$ , the most promising in terms of creating supercapacitors and energy storage devices are the TlSe and TlS compounds. The impact of radiation on solids, through the induction of radiation defects, leads to a change in their phase states and physical properties. Currently, the main attention is paid to the physical nature of radiation-stimulated modifications of the properties of compounds and the creation of new structures. The impact of radiation on solids leads to a change in their structural-phase states and physical properties.

In the presented work, the results of studies of the temperature-frequency dependence of the ionic conductivity and impedance of the TlSe and TlS crystal under the influence of various doses of  $\gamma$  - radiation are presented.

Single crystals were grown by the Bridgman-Stokbarger method. For measure the temperature dependence of the permittivity and electrical conductivity of TlSe and TlS materials. Measurements were made with an E7-25 digital immittance meter, at ranges of temperature into  $100 \div 450$  K and frequency into  $25 - 10^6$  Hz.

Temperature dependence of electrical conductivity for TlSe and TlS crystals exposed to  $\gamma$ -quantum radiation was studied. During the irradiation of the TlS compound, the value of electrical conductivity at a dose of 0.25 MGy decreases compared to the initial state, and at the next dose of 0.75 MGy, the value of electrical conductivity begins to increase. The main role in these processes is played by the formation of ionized type defects (charged defects) as a result of radiation. That is, the reason for this is the creation of additional energy levels based on radiation defects in the forbidden zone of the crystal. The decrease in electrical conductivity of the crystal at a dose of 0.25 MGy is due to the recovery of structural defects induced by radiation. The increase in electrical conductivity at subsequent doses is due to the formation of new non-neutralizing radiation defects.

The observed sharp increase in electrical conductivity in the TlSe and TlS crystals with increasing irradiation dose can be explained by a sharp increase in energy-equivalent crystallographic positions caused by radiation defects. In this case, the placement of mobile ions in the crystal becomes larger than the



crystallographic octahedral positions themselves occupied by  $Tl^{+1}$  before radiation exposure. The compounds  $TlSe$  and  $TlS$  are isostructural. The crystallographic structure of the  $TlSe$  compound consists of anionic chains formed by  $TlSe_4$  tetrahedral.  $Tl^{+1}$  ions are located in octahedral voids between  $TlSe_4$  chains. It follows from crystal chemical considerations that the chain structure of  $TlSe$  crystals and the position of  $Tl^{+1}$  ( $Tl^{+1}$  is linked to chains of  $TlSe_4$  tetrahedral by a weak van der Waals bond) ions are most conducive to the mobility of  $Tl^{+1}$ .

The time dependence of electrical conductivity in a constant field in  $TlSe$  and  $TlS$  crystals irradiated with  $\gamma$ -quanta at doses of 0 and 0.25 MGy is studied. A constant electric field of intensity  $E \sim 1 \div 10$  V/cm was applied to the samples, and the current passing through the sample was measured at certain intervals. Silver contacts blocking the ionic contribution to the conductivity are used as electrodes.

The time dependence of electrical conductivity in a constant field is nonlinear. Thus, at the initial moment of time, the value of conductivity decreases, and then it remains unchanged. As can be seen from the curves, the decrease of electrical conductivity  $\sigma(t)$  occurs faster at high temperature. Such a change is also observed after exposure to gamma rays. At a temperature of 350 K, the ion current passes  $\sim 20\%$  in the initial samples,  $\sim 80\%$  in the samples irradiated with a dose of 0.25 MGy for the  $TlSe$  crystal, and  $\sim 20\%$  in the initial samples for the  $TlS$  crystal, and  $\sim 70\%$  in the samples irradiated with a dose of 0.25 MGy. The time-dependent current drop in the constant electric field is due to the mutual compensation of the volume charges in the surface area of the blocking silver electrodes.

It is shown that as a result of the impact of  $\gamma$ -quanta, in the bulk of the crystal, the nature of the conductivity changes. In samples not subjected to irradiation, charge transfer is carried out by electrons, and radiation exposure leads to the fact that the conductivity becomes predominantly ionic (superionic).

#### References

1. Sardarly R.M., Salmanov F.T., Aliyeva N.A., Mehdiyeva R.N., Gakhramanova S.M. Ac conductivity of superionic thallium sulfide crystals exposed to  $\gamma$ -irradiation // *Modern physics letters B*. 2021, 2150504 (9 pages).
2. Сардарлы Р.М. Салманов Ф.Т, Алиева Н.А, Аббаслы Р.М. Импедансные характеристики  $\gamma$  – облученных твердых растворов  $(TlGaSe_2)_{1-x}(TlInS_2)_x$  в радиочастотном диапазоне // *Физика и техника полупроводников*. 2020, т54, с. 6.

## **STRUCTURES OF HDPE/GaAs AND HDPE/GaAs<Te> COMPOSITES IRRADIATED WITH GAMMA QUANTA**

*N.N. Gadzhieva<sup>1</sup>, G.B. Akhmedova<sup>2</sup>, R.A. Mammadov<sup>1</sup>*

*<sup>1</sup>Institute of Radiation Problems of Ministry of Science and Education Republic of Azerbaijan,  
Baku, Azerbaijan;*

*<sup>2</sup>Institute of Physics of Ministry of Science and Education Republic of Azerbaijan,  
Baku, Azerbaijan*

Usually, new fillers lead to the expansion of the practical usability of the composite material. From this point of view, polymer composite materials such as polymer-semiconductor filler are of special interest. The addition of semiconducting fillers into the polymer matrix leads to changes in its structure and properties. From this aspect, it is important to study the composites obtained on the basis of high-density polyethylene (HDPE), GaAs and GaAs<Te> semiconductor compounds. Using these materials as modifying additives for polymers can lead to the production of new composites with different electrophysical, dielectric, thermal, optical luminescent and mechanical properties. It should be noted that there is not enough scientific information on the study of these composites in the literature. Currently, radiation technologies are widely used to improve the physical and chemical properties of the polymer and its composite materials in high-tech applications.

The fact that HDPE is taken as a matrix is due to its much study. Taking GaAs and GaAs<Te> semiconductors as fillers is due to the fact that these semiconductors have a special structure. In addition, GaAs <Te> is more resistant to radiation than GaAs. Investigations of structural changes of HDPE/GaAs and HDPE/GaAs<Te> composites, optical and electrophysical properties were studied depend on concentrate of fillers. However, there are no structural changes in these composites due to the influence of gamma quanta. Therefore, this paper presents the results of optical studies of structural changes in HDPE/GaAs and HDPE/GaAs<Te> composites irradiated with gamma quanta.

As a polymer matrix powdered PE 2 NT11-285D high density polyethylene (Russia, Kazan) with melting point of 130°C, and a density of 947 kg/m<sup>3</sup> was selected. As fillers, GaAs and GaAs<Te> semiconductors are used. HDPE, HDPE/GaAs and HDPE/GaAs<Te> films were obtained by the method described in.

HDPE, HDPE/GaAs and HDPE/GaAs<Te> films a thickness of about 100 μm were irradiated by gamma radiation on a MRX-γ-20 (<sup>60</sup>Co) gamma-device with exposure rate  $d\Phi/dt = 1.06$  Gy/s. The samples were subjected to various irradiation doses 100,200 and 300 kGy at room temperature.

The optical transmission and absorption spectra of these films were measured in UV-VIS Spectrophotometer Varian-Cary 50 Scan in the wavelength range (200-800 nm).

Optical (UV-VIS) absorption spectra of virgin (unirradiated) and gamma-irradiated HDPE polymer, HDPE/ 4 mass% GaAs and HDPE/ 4 mass% GaAs<Te> composites were recorded. The choice of the mass content of microparticles (4 mass%) of GaAs and GaAs<Te> is because of this content the degree of crystallinity has a same value.

Unirradiated HDPE polymer and its composites has not absorption bands in the studied wavelength range ( $\lambda=200-800$  nm). On the other hand, spectra of irradiated HDPE polymer and HDPE/GaAs composite films showed a shoulder band in  $\sim 220$  nm. This band is attributed to the C=O group in molecular macromolecule (ketones). This indicates that the band gap width decreases with irradiation and the absorption coefficient value increases with irradiation.

It should be noted that the absorption band shifts towards longer wavelength with increasing gamma irradiation dose. Gamma irradiation induced the cleavage of C-C bond and dehydrogenation of polymeric chains (i.e. escape of hydrogen atoms) and this resulted to the production of conjugated  $-C=C-$  bonds ( $\lambda=280$  nm). The increase in the number of conjugated  $-C=C-$  bond with increasing gamma dose irradiation results in a shift of the absorption band towards longer wavelength side according to FTIR investigations. The behavior is generally interpreted as caused by the formation of extended systems of conjugate bonds i.e. possible formation of carbon clusters. The absorption bands in  $\sim 280$  nm are associated to the electronic  $\pi \rightarrow \pi^*$  transitions occur in the unsaturated centers of the molecules i.e. in compounds containing double or triple bonds. The excitation of  $\pi$ -electron requires smaller energy and hence, transition of this type occur at longer wavelength.

For HDPE irradiated with gamma quanta at 1,2 MeV, they detected new bands at  $1650$  and  $1735$   $\text{cm}^{-1}$ , attributed to  $-C=C-$  formation and polymer oxidation (formation of carbonyl group C=O).

It should be noted that radiation changes in the structure of HDPE/ GaAs<Te> composites caused by the influence of gamma irradiation occur only at a dose of 300 kGy. These changes are accompanied by the appearance of a weak shoulder in the absorption spectra at  $\lambda=220$  nm. At the same time, the absorption band at  $\lambda=280$  nm is absent in the spectra.

Analysis of these dependencies shows that composites are more radiation resistant compared to pure polymer. Among composites, the most radiation resistant are HDPE/GaAs<Te>. Since, in the optical spectra of this composite, the absorption band at  $\lambda \sim 220$  nm is blurred, and the band at  $\lambda \sim 280$  nm is completely absent.

***Y.G. Hajieva***

*Institute of Radiation Problems, Ministry of Science and Education Republic of Azerbaijan;  
Baku, Azerbaijan*

The effect of ionizing radiation on polymers is of great interest and has been intensively studied recently [1-6]. Studying the issues of resistance to ionizing radiation effects of polyolefin polymers and composites with various fillers synthesized on their basis allows obtaining certain scientific results to ensure the long-term service of products made from these materials. In the preparation of composite materials, polymers play the role of the main matrix. By incorporating specific organic and inorganic fillers into the polymer, it becomes possible to adjust its characteristics such as flexibility, compactness, lightness, corrosion resistance, mechanical strength, ability to be formed into various geometric shapes, and radiation resistance. These adjustments enable the creation of new multifunctional composite materials with desirable electrical, optical, and magnetic properties. One of the most important issues is the study of changes in one or another physical properties of prepared composites when they are exposed to ionizing rays. Polypropylene (PP) is one of the most widely used polymers in the preparation of composite materials. Products made of this material are often used for packaging purposes in the food industry, healthcare, and other fields and those materials are exposed to ionizing rays for sterilization.

Our article is devoted to finding out what happens during  $\gamma$ -irradiation of the new composites we have obtained, what radicals are formed in them, how their amount changes from the absorbed dose, and how all this is reflected in their radiation resistance. In this work presented, the identification of radicals formed under the influence of  $\gamma$ -rays in pure polypropylene (PP100%) and in two composites (70%PP/30%(CdS+ZnS), 50%PP/50% (CdS+ZnS)), and also the dependence of their concentration of the amount on the absorption dose of radiation rays and the percentage of the filler was investigated by the electron paramagnetic resonance method (EPR). The goal is to study how the radiation resistance of the composite material changes compared to the pure polymer.

EPR spectra of all three materials were recorded in the widest interval of the magnetic field 250÷5750G to obtain information about the presence of paramagnetic centers in the initially non-irradiated samples. It can be seen from Fig. that a broad singlet line is observed in the region of  $g \sim 2.00$  in all three spectra. The values of spectral parameters and intensities of these lines are shown in Table.

As shown in Table and indicated by the spectral forms, the  $g$ -factor values for the samples vary slightly around 2.00. However, the line widths nearly double when transitioning from pure PP to composite materials. At the same time, as the percentage of the fillers in the composites increases, the intensity of the line decreases. The absence of individual lines from other paramagnetic centers in addition to the line observed in all three spectra indicates that the studied samples are highly free of other paramagnetic impurities.

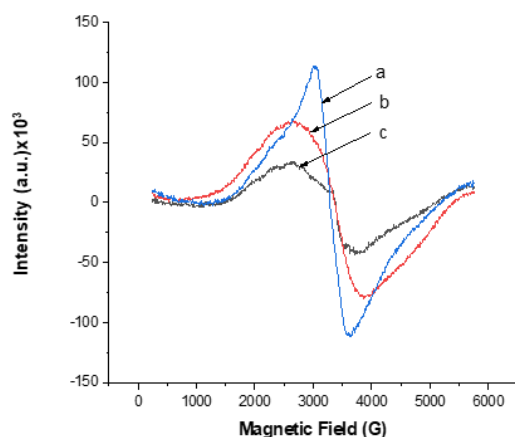


Figure. EPR spectra of non-irradiated samples: a) pure PP 100%, b) 30% composite c) 50% composite

The values of spectral parameters and intensities of lines in non-irradiated samples

Material	g-faktor	$\Delta B$ (G)	$\dot{I}$ (a.u)-intensity (pik to pik)
Pure PP	2,1476	620	222,600
70%PP/30% (CdS+ZnS)	2,0990	1260	145,963
50%PP/50% (CdS+ZnS)	2,0963	1135	74,621

These changes, in turn, lead to two events: i) carbon radicals formed in the polymer chain as a result of irradiation are actively captured by filler particles (scavenging); ii) as a result of the modification of the polymer structure, the interfacial space becomes both narrow and significantly tortuous, which makes it much more difficult for dioxygen molecules to enter the polymer [2]. Pure polypropylene polymer and two 70%PP/30% (CdS+ZnS) and 50%PP/50% (CdS+ZnS) composites were studied by EPR method. The broad spectral line observed in non-irradiated substances was attributed to oxygen radicals containing 3 and 5 unpaired electrons. The problem of resistance of the studied substances to ionizing rays was considered. It was found that alkylperoxyl (R-O-O( $\bullet$ )) radical with identical spectrum is formed in all three materials under the influence of  $\gamma$ -rays. The dependence of the concentration of the generated radicals on the absorption dose of  $\gamma$ -rays was studied and it was found that the concentration of radicals in composites is much lower than in pure PP. This result shows that the radiation resistance of the composites is higher. The role of the interfacial space in reducing the number of radicals was investigated.

#### References

1. E. Fel, L. Khrous, V. Massardier, L. Bonneviot, Comparative study of gamma-irradiated PP and PE polyolefins. Identification and quantification of radicals using electron paramagnetic resonance // *Polymer*. 2015, v.77, p. 278-288.
2. Y. Lin, Y. Liu, D.Zhang, G.Wu. Radiation resistance of polypropylene composites by incorporating reduced graphene oxide and antioxidant. A comparison study // *Composites Science and Technology*. 2017, v. 146, p. 83-90.
3. I.I. Mustafayev, S.Z. Melikova, E.G. Hajiyeva, R.J. Gasimov, M.A. Bayramov and N.I. Babayeva. Spectral Investigations of Irradiated Polyethylene/CdS+ZnS Composite Films // *Acta Physica Polonica A*. 2023, v.144, Number 1, p. 35-37.
4. E. Parparita, T. Zaharesan, R.N. Darie, C. Vasile. Biomass effect of gamma-irradiation behavior of some polypropylene biocomposites // *Ind.Eng. Chem. Res.* 2015, v.8, number 54, p. 2404-2413.
5. Roy M., Nelson J.K., MacCrone R.K., Schadler L.S., Reed C.W., Keefe R.J. Polymer Nanocomposite Dielectrics-the Role of the Interface // *IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation*, 2005. v.12, Number 4, p. 629-643.
6. M.A. Gurbanov, R.J. Gasimov, E.V. Mirzazada, U.A. Guliyeva. Study of the effect of  $\gamma$ -irradiation on Polypropylene and Polystyrene wastes by EPR method // *Journal of Radiation Researches*. 2023, v.10, Number 2, p. 57-64.

**ЗБІЛЬШЕННЯ РАДІАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ПЛАСТМАСОВОГО  
СЦИНТИЛЯТОРА НА ОСНОВІ ПОЛІСИЛОКСАНУ***Д.А. Єлісєєв, П.М. Жмурін, О.В. Єлісєєва**Інститут сцинтиляційних матеріалів НАН України, Харків, Україна*

В останні роки експерименти з фізики високих енергій, внаслідок значного підвищення їх світимості, потребують матеріалів з підвищеним порогом радіаційної стійкості. Тому робляться різноманітні спроби збільшити радіаційну стійкість пластмасових сцинтиляторів (ПС).

Один із шляхів підвищення радіаційної стійкості ПС пов'язаний з використанням полімерних основ, що більш стійкі до високоенергетичного опромінення. Такими речовинами є різного складу полісилоксанові полімерні основи. Радіаційна стійкість ПС на полісилоксановій основі [1, 2] значно перевершує радіаційну стійкість ПС на основі полістиролу, яка становить близько 3 Мрад [3]. Це легко пояснити. Під дією опромінення у вуглець-вуглецевому скелеті полістиролу можуть утворюватися спряжені подвійні зв'язки – полієнові центри, які є ефективними пастками енергії збудження. Вони призводять до зниження світлового виходу і, як наслідок, до низької радіаційної стійкості. Скелетом молекули полісилоксану виступає ланцюжок атомів кремнію і кисню, що чергуються. Зв'язок кремній-кисень під впливом випромінювання не утворює центрів захоплення енергії збудження подібних полієновим центрам у полістиролі. Тому полісилоксанова основа зберігає під дією опромінення свої вихідні властивості протягом тривалого часу, що забезпечує її високу радіаційну стійкість.

Загалом, ПС складається з сцинтиляційної полімерної основи, молекул активатора та шифтера. Тому радіаційна стійкість ПС на основі полісилоксанів багато в чому повинна визначатися радіаційною стійкістю безпосередньо активатора, який вводиться у сцинтиляційну композицію в кількості одиниць масових відсотків. Серед традиційних активаторів ПС найбільш радіаційно стійким є *p*-терфеніл, але через низьку розчинність використовувати його як активатор полісилоксанової основи неможливо.

Мета роботи – проведення модифікації молекул *p*-терфенілу для сприяння їх розчинності у полісилоксановому середовищі. Дослідження сцинтиляційних властивостей та радіаційної стійкості ПС на основі полісилоксану, активованого модифікованими молекулами *p*-терфенілу.

Модифікація *p*-терфенілу *трет*-бутильними замісниками дозволила значно підвищити його розчинність у полісилоксановому середовищі (до одиниць масових відсотків). Це дало можливість використовувати похідне *p*-терфенілу 2,4,4'-трис-*трет*-бутил-1,1':4',1'-терфеніл (ТТВРТ) як активатор полісилоксанових ПС.



Кожен зразок ПС складався з полісилоксанової основи А, отверджувача В, платинового каталізатора (Pt), шифтера РОРОР та активатора ТТВРТ (таблиця 1). Склад ПС представлено у таблиці 2.

Для дослідження радіаційної стійкості зразки ПС опромінювали на лінійному прискорювачі ЛУ-40 з енергією електронів 40 МеВ. Інтегральна доза опромінення для всіх зразків ПС становила 25 Мрад. Вимірювання світлового виходу зразків проводили відразу після опромінення.

Критерієм радіаційної стійкості служить доза, при якій світловий вихід сцинтилятора знижується вдвічі – доза половинного ослаблення  $D_{1/2}$ .

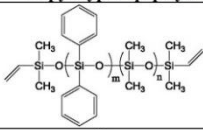
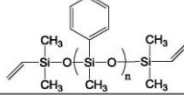
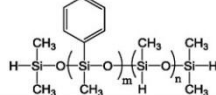
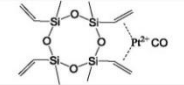
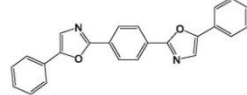
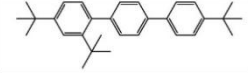
У таблиці 3 представлено позначення зразків ПС, їх відносний світловий вихід до ( $L_0$ ) і після опромінення ( $L$ ), а також співвідношення світлових виходів після і до опромінення ( $L/L_0$ ), яке характеризує ступінь впливу опромінення на сцинтиляційні характеристики ПС.

Встановлено, що використання модифікованих молекул п-терфенілу дозволяє отримати ПС на полісилоксановій основі з радіаційною стійкістю до 60 Мрад.

## References

1. J.K. Walker, A.R. Katritzky, Z. Degaszfaran. Chem. Scr. 29 (1989) 245.
2. J. Harmon et al. Nucl. Inst. and Meth. Phys. Res., B. 53 (1991) 309.
3. J.B. Birks. The Theory and Practice of Scintillation Counting (London: Pergamon Press, 1964) 664 p.

Таблиця 1 – Компоненти зразків пластмасових сцинтиляторів

Символ	Структурна формула	Назва компоненту
A2		Кополімер диметилсилоксан-(22-25 % дифенілсилоксан) з кінцевими винільними групами, 1,000-1,500 сСт
A3		Поліфенілметилсилоксан з кінцевими винільними групами, 300-600 сСт
B		Кополімер (45-50% метилгідросилоксан)-фенілметилсилоксан з кінцевими гідридними групами, 75-110 сСт
(Pt)		Платини карбосил-цикловінілметилсилоксановий комплекс; 1,85-2,1 % Pt в цикловінілметилсилоксані
РОРОР		1,4-біс(5-феніл-2-оксазоліл)бензол
ТТВРТ		2,4,4''-трис- <i>терт</i> -бутил-1,1':4',1''-терфеніл

Таблиця 2 – Склад ПС

№	Склад полімерних композицій, мас. %
S1	A2=90,375; B=7,525; (Pt)=0,1; ТТВРТ=1,0
S2	A3=90,375; B=7,525; (Pt)=0,1; ТТВРТ=1,0
S3	A2=90,35; B=7,5; (Pt)=0,1; РОРОР=0,05; ТТВРТ=1,0
S4	A3=90,35; B=7,5; (Pt)=0,1; РОРОР=0,05; ТТВРТ=1,0

Таблиця 3. Результати опромінення зразків на полісилоксановій основі

Sample	$L_0$ , відн. од	$L$ , відн. од	$L/L_0$	$D_{1/2}$ , Мрад
S6	2671	2003	0,75	60
S7	7082	1841	0,26	12

## ПІДВИЩЕННЯ РАДІАЦІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ПЛАСТМАСОВОГО СЦИНТИЛЯТОРА НА ОСНОВІ ПОЛІСТИРОЛУ

*О.В. Єлісєєва, Ю.О. Гуркаленко, П.М. Жмурін, Д.А. Єлісєєв*

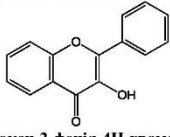
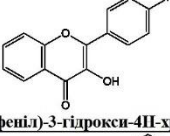
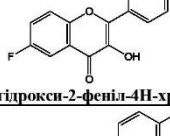
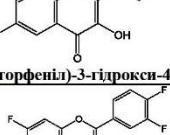
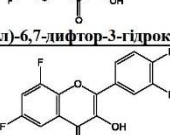
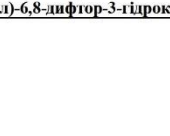
*Інститут сцинтиляційних матеріалів НАН України, Харків, Україна*

Пластмасові сцинтилятори (ПС) широко використовуються для створення різних детекторів у експериментах з фізики високих енергій. Але з розвитком прискорювальної техніки вимоги до сцинтиляційних матеріалів, які є основою детектуючих пристроїв, стають дедалі жорсткішими. Так для експериментів на Великому адронному колайдері (CERN, Швейцарія) передбачений рівень поглиненої дози в критичних зонах може досягати десятків Мрад. Тому підвищення радіаційної стійкості ПС стає дуже важливим.

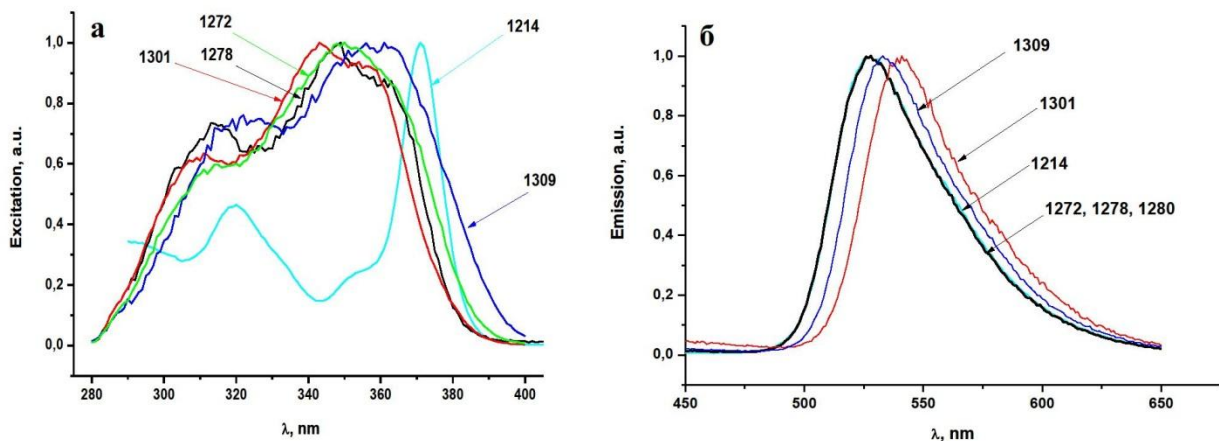
Один з напрямків покращення радіаційної стійкості ПС на основі полістиролу (PSt) полягає в перенесенні основної смуги люмінесценції ПС у більш довгохвильовий діапазон, де відсутня смуга поглинання дефектів, що утворилися під дією опромінення. Існує кілька шляхів перенесення основної смуги люмінесценції ПС у довгохвильовий діапазон, і найефективніший полягає у використанні як активатора молекул з великим зсувом Стоксу. Прикладом є 3-гідроксифлавіон (3-НФ) і його алкілпохідні. Використання цих сполук як активаторів ПС дозволяє у кілька разів підвищити поріг радіаційної стійкості [1]. Але під час опромінення відбувається деградація не лише полімерної основи ПС, але і самих молекул активатора. Тому необхідно знайти способи модифікації молекул активатора, які підвищать їх радіаційну стійкість. І один із способів пов'язаний з заміною атомів водню на атоми фтору у структурі молекули 3-НФ.

З метою вивчити вплив заміни атомів водню атомами фтору в молекулі 3-НФ на радіаційну стійкість полістирольного ПС, який активований цими молекулами, було синтезовано фторпохідні 3-НФ та досліджено їх спектральні властивості (таблиця 1, рис.). Отримано ряд полістирольних ПС, активованих фторпохідними 3-НФ. Оцінено радіаційну стійкість нових ПС.

Таблиця 1 - Фторпохідні 3-НФ

Шифр	Структурна формула та назва фторпохідних 3-НФ
1214	 <p>3-гідрокси-2-феніл-4Н-хромен-4-он</p>
1272	 <p>2-(4-фторфеніл)-3-гідрокси-4Н-хромен-4-он</p>
1278	 <p>6-фтор-3-гідрокси-2-феніл-4Н-хромен-4-он</p>
1280	 <p>6-фтор-2-(4-фторфеніл)-3-гідрокси-4Н-хромен-4-он</p>
1301	 <p>2-(3,4-дифторфеніл)-6,7-дифтор-3-гідрокси-4Н-хромен-4-он</p>
1309	 <p>2-(3,4-дифторфеніл)-6,8-дифтор-3-гідрокси-4Н-хромен-4-он</p>





Спектри збудження (а) та люмінесценції (б) фторпохідних 3-НФ у толуолі ( $[C]=10^{-5}$  моль/л)

Встановлено, що у спектрах збудження фторпохідних 3-НФ спостерігається зростання інтенсивності короткохвильової смуги збудження порівняно зі спектром незаміщеного 3-НФ (рис. а). А введення одного або двох атомів фтору в молекулу 3-НФ практично не впливає на характер спектрів її люмінесценції. Максимум спектру люмінесценції починає дещо зміщуватися у довгохвильову область лише після заміни чотирьох атомів водню фтором (рис. б). Отже, положення основного максимуму люмінесценції в районі 530 нм фторпохідних 3-НФ, як і у незаміщеної молекули, забезпечує зменшення втрат енергії на пастках, утворених при опроміненні полістиролу.

Для встановлення радіаційної стійкості полістирольних ПС, що містять отримані фторпохідні 3-НФ, виміряно їх світлові виходи до  $L_0$  і після  $L$  опромінення дозою 8 Мрад, а також знайдено співвідношення світлових виходів, що визначає ступінь впливу опромінення на сцинтиляційні характеристики ПС (таблиця 2). Значення дози половинного ослаблення світлового виходу  $D_{1/2}$  отримано екстраполяцією наявних даних.

Таблиця 2 - Сцинтиляційні характеристики ПС на основі полістиролу, що містять 2 мас. % фторпохідних 3-НФ, до та після опромінення дозою 8 Мрад

Склад ПС	$L_0$	$L$	$L/L_0$	$D_{1/2}$ , Мрад	Радіаційна стійкість, %
2 wt % (1214)+ PSt	315	203	0.64	12.6	100.0
2 wt % (1272)+ PSt	306	209	0.68	14.5	115.0
2 wt % (1278)+ PSt	315	214	0.68	14.3	113.5
2 wt % (1280)+ PSt	304	214	0.7	15.8	125.4
2 wt % (1301)+ PSt	280	214	0.76	20.6	163.5
2 wt % (1309)+ PSt	209	161	0.77	21.3	169.0

Залежно від положення і кількості атомів фтору в молекулі 3-НФ вдалося досягти збільшення радіаційної стійкості матеріалу від 12 до 21 Мрад (від 15 до 69 %).

#### References

1. Yu.A. Gurkalenko, P.N. Zhmurin, V.N. Lebedev et al. Radiation-hard plastic scintillators with 3-hydroxyflavone derivatives. Functional Material. 2016. Vol.23, №1. pp.040-044

**ЗМІНИ СТРУКТУРИ ПОВЕРХНІ ВОЛЬФРАМУ (99,7%),  
ЯКІ НАСТАЛИ В РЕЗУЛЬТАТІ ОПРОМІНЕННЯ ПУЧКАМИ  
ІОНІВ ГЕЛІЮ З ЕНЕРГІЯМИ 0,12 АБО 4 MeV**

***О.В. Мануйленко<sup>1,4</sup>, Є.М. Прохоренко<sup>2</sup>, Б.В. Зайцев<sup>1</sup>, К.В. Павлій<sup>1</sup>,  
В.А. Сошенко<sup>1</sup>, В.І. Бутенко<sup>1</sup>, Т.Г. Прохоренко<sup>3</sup>***

<sup>1</sup>ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup>Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна;

<sup>3</sup>Харківський національний автомобільно-дорожній університет, Харків, Україна;

<sup>4</sup>Харківський національний університет ім. Каразіна, Харків, Україна

E-mail: forshad58@gmail.com

У роботі представлені результати досліджень властивостей вольфраму, як матеріалу першої стінки термоядерного реактора. Під час експлуатації в термоядерному реакторі на вольфрам впливають висока температура, потоки нейтронів, продукти горіння плазми. При цьому змінюються як макроскопічні характеристики вольфраму, така і його внутрішня структура. Відбувається розпухання поверхневого шару вольфраму та відлущування його окремих елементів поверхневого шару. При цьому, погіршуються основні властивості вольфраму [1].

В процесі досліджень було виконано імітаційне моделювання. Проведено опромінення зразків вольфраму прискореними пучками іонів. Для опромінення зразка використовували прискорювач, який давав можливість отримати пучки гелію з енергіями 0,12 MeV (режим інжекції) та пучки іонів гелію з енергіями 4 MeV (режим прискорення). Щільність потоку іонів гелію мала значення  $(0.15...0.44) \times 10^{13}$  част./см<sup>2</sup>.

Так як нагрівання вносить суттєві похибки в результати, які отримуємо при опроміненні, то експериментальні дослідження проводили в холодному режимі при температурі 380 К. Дослідження при таких температурах дозволяють відокремити зміни структури матеріалу мішені, які були викликані радіаційним впливом, від змін структури, які були викликані тепловим впливом.

На поверхні зразка вольфраму виявлено тонкі нитки (пух “fluff”) та мікрокаверни. Виконано порівняння висоти пуху для випадків опромінення вольфраму іонами гелію з енергіями 0,12 та 4 MeV. Для випадку енергій іонів 0,12 MeV висота пуху втричі вища, ніж для випадку 4 MeV. Також товщина ниток пуху більша для іонів з енергіями 0,12 MeV. Ці результати добре узгоджуються із розрахунковими даними.

Визначено, що висота та товщина ниток пуху залежить від дифузії іонів гелію з глибини вольфраму до його поверхні. В результаті дифузії іонів гелію

видавлюється в тонкі нитки разом з вольфрамом. Чим більше іонів гелію дифундує до поверхні, тим більше вольфраму видавлюється в нитки пуху "fluff". Висота ниток пуху залежить від енергії іонів гелію та щільності їхнього потоку.

Знайдено, що глибина проникнення іонів гелію у вольфрам становить глибину 0,2 мкм (0,12 MeV) та 0,6 мкм (4 MeV). Відповідно, кількість атомів, що розпорошуються з поверхні, у разі іонів з енергіями 0,12 MeV на порядок більша, ніж для іонів з енергіями 4 MeV.

У процесі опромінення на поверхні вольфраму відбуваються процеси блістерингу та флекінгу. Виявлено, що відбувається порушення рівноваги процесів блістерингу та флекінгу. При дозах, які використовувалися в експерименті відбувається обрив процесу блістерингу. Отже, розпилення поверхні йде лише за рахунок процесів флекінгу.

Також для вивчення змін структури поверхні було виконано чисельне моделювання процесів. Для чисельних розрахунків застосовували програмний код SRIM. За допомогою пакету програм SRIM розраховуються довжини вільного пробігу іонів у матеріалі залежно від типу мішені та виду іонів. Було знайдено значення пошкоджень мішені (target damage), розпилення поверхні мішені (sputtering), іонізація поверхні (ionization), утворення фононів (phonon production).

## References

1. O.V. Manuilenko, E.M. Prokhorenko, K.V. Pavlii, B.V. Zajtsev, S.N. Dubniuk, V.V. Lytvynenko, T.G. Prokhorenko. Features of structural damages of surface of tungsten as a result of irradiation with helium ion beams with energy 4 MeV // *Problems of atomic science and technology*. 2023, № 6, v. 148, p. 33-38. <https://doi.org/10.46813/2023-148-033>.

**STRUCTURAL RELAXATION INDUCED BY AN ALTERNATING  
MAGNETIC FIELD AND CHANGES IN THE MAGNETIC PROPERTIES  
OF 15Kh2NMFA VESSEL STEEL IN A STRESS-STRAIN STATE**

*V.I. Sokolenko, N.A. Chernyak*

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

Pearlitic steels, including hull steel 15Kh2NMFA, are promising structural materials for nuclear power engineering. The study of physical prerequisites for extending the service life of products made of steels of this class has fundamental and applied significance. Previously, results were obtained indicating the leveling of relief and internal stresses, an increase in the plasticity reserve and a decrease in the temperature of the ductile-brittle transition of steel 15Kh2NMFA in the stress-strain state and its welded joints as a result of magnetic treatment (MT), consisting of exposure to an alternating (50 Hz) magnetic field in a certain mode.

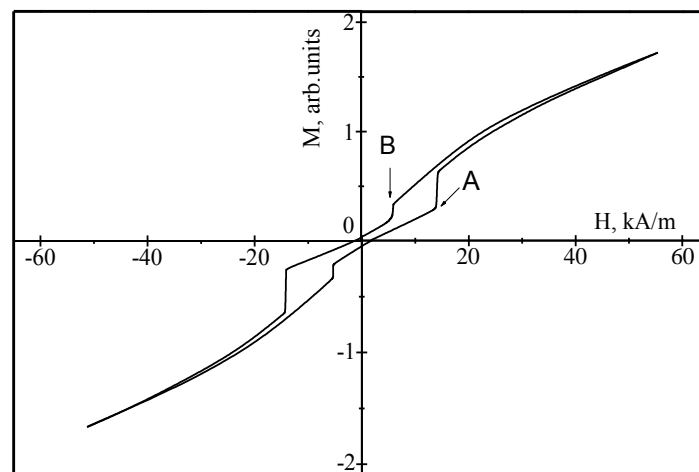
It is of interest to continue research into the effect of an alternating magnetic field on ferromagnetic structural materials containing inhomogeneous defect structures in order to clarify the physical nature of the transformation of the structural-magnetic state under magnetic influence, which ensures improvement of physical and mechanical properties.

When phenomenologically describing the effect of microplastic relaxation, we use the previously proposed model of microplasticity of a ferromagnet in a nonequilibrium state, characterized by the presence of dislocations in a mechanically unstable state in fields of high internal stresses. A segment, like a dislocation, fixed at points  $x=0$ ,  $x=l$ , under the influence of the force  $b\sigma$  ( $b$ —Burger’s vector,  $\sigma$ —residual stresses at the location of the segment) bend and at the initial moment of time  $t=0$  take the form parabolas. Under the influence of the force  $b\sigma_M \cos(\omega t)$  ( $\sigma_M$  is the magnitude of magneto strictive stresses), the transverse displacement of a segment having linear tension  $T$  with and  $M$  is mass per unit of dislocation length satisfies the relation:

$$y(x, t) \approx \frac{4bl}{\pi^3 T} \left[ \sigma_M \cos \omega t + \sigma e^{-\chi t} \cos \omega_0 t \right] \sin \frac{\pi x}{l},$$

where  $\chi=B/2M$ ,  $B$  is the damping constant,  $\omega_0=\pi a/l$ ,  $a^2=T/M$ . During one period  $2\pi/\omega_0$  with weak attenuation at the moment when the second term reaches its maximum value, expression (1) increases by the amount  $\Delta \sim \sigma_M$ . Consequently, with the oscillatory motion of a dislocation segment in a cluster creating peak internal stresses, it is possible to achieve a critical curvature of the segment line  $R \sim l/2$ , at which the Frank-Read source begins to operate.

The emergence of dislocations formed as a result of MT leads to the activation of dislocation reactions in places of inhomogeneous defect structures and zones of internal stress localization. As a result, relaxation processes are realized during the local dynamics of the reorganization of the dislocation substructure. The relaxation process can also include the formation of new boundaries in place of powerful similar dislocation clusters. The transformation of the dislocation substructure is accompanied by the formation of more stable dislocation configurations and the corresponding redistribution of stresses, which leads to the ordering of the arrangement of magnetic moments. The shape of the hysteresis loop (Fig. 1) indicates the presence of two hysteresis mechanisms associated with the delay in the displacement of domain boundaries and the delay in the growth of the inverse magnetic phase. Clarification of the noted features of magnetization behavior requires the development of studies of the influence of the nature of the defect structure, chemical composition and phase state of steel on the microplasticity processes induced by an alternating magnetic field.



*Fig.1. Hysteresis loop of a sample of steel 15Kh2NMFA, prestrained by rolling on 57% at  $T=90\text{ K}$  and subjected to MT for 15 min.*

The relaxation mechanism of structural changes in 15Kh2NMFA steel in a non-uniformly stressed state is considered. It is associated with the multiplication and redistribution of dislocations under the influence of an alternating magnetic field, which leads to a change in magnetic properties.

The obtained results are interesting from the point of view of creating technologies that ensure the effective flow of structural-phase transformations in materials in a highly nonequilibrium state as a result of a weak external influences.

**МОДЕЛЮВАННЯ РАДІАЦІЙНО-ІНДУКОВАНОЇ СЕГРЕГАЦІЇ  
В КОНЦЕНТРОВАНИХ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВАХ  
Fe-9Cr ТА Fe-20Cr-8Ni**

*Р.В. Скороход, О.В. Коропов*

*Інститут прикладної фізики НАН України, Суми, Україна*

Радіаційно-індуковані явища в металах та сплавах зазвичай призводять до погіршення фізико-хімічних та механічних властивостей матеріалу. Одним з таких явищ, яке полягає в просторовому перерозподілі компонентів сплаву за умов опромінення, є *радіаційно-індукована сегрегація* (РІС) [1]. Метою даної роботи є числове дослідження РІС в концентрованих металевих сплавах Fe-9Cr і Fe-20Cr-8Ni у випадку плоскої геометрії зразків сплаву товщиною  $\ell$  за різних умов опромінення.

Для прикладу наведемо систему, яка описує РІС в трикомпонентних сплавах Fe-Cr-Ni. Перерозподіл концентрацій атомів Cr  $C_{Cr}(x,t)$ , Ni  $C_{Ni}(x,t)$ , вакансій ( $v$ )  $C_v(x,t)$  та міжвузельних атомів ( $i$ )  $C_i(x,t)$  задається наступною системою диференціальних рівнянь у частинних похідних [1, 2]:

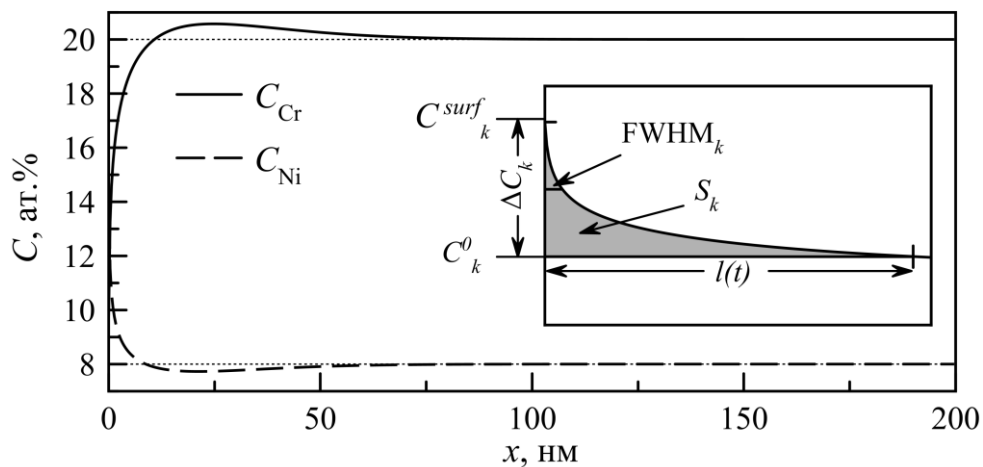
$$\begin{cases} \frac{\partial C_k}{\partial t} = -\nabla \left[ -\alpha D_k \nabla C_k + C_k (d_{k,v} \nabla C_v - d_{k,i} \nabla C_i) \right], & (l = Cr, Ni, Fe) \\ \frac{\partial C_v}{\partial t} = -\nabla \left[ -D_v \nabla C_v + \alpha C_v \left( \sum_{k=Cr, Ni, Fe} d_{k,v} \nabla C_k \right) \right] + K_0 - R_{iv} C_v C_i - k_v^2 D_v C_v, & (1) \\ \frac{\partial C_i}{\partial t} = -\nabla \left[ -D_i \nabla C_i - \alpha C_i \left( \sum_{k=Cr, Ni, Fe} d_{k,i} \nabla C_k \right) \right] + K_0 - R_{iv} C_v C_i - k_i^2 D_i C_i, \end{cases}$$

де  $D_k$ ,  $D_v$  і  $D_i$  – коефіцієнти дифузії компонентів сорту  $k$ , вакансій та міжвузельних атомів,  $\alpha$  – термодинамічний фактор,  $d_{k,v}$  і  $d_{k,i}$  – кінетичні коефіцієнти компонентів атомів сорту  $k$ , які дифундують за вакансійним і міжвузельним механізмами відповідно,  $K_0$  – швидкість продукування радіаційних точкових дефектів (ТД),  $R_{iv}$  – коефіцієнт рекомбінації ТД,  $k_v^2$  та  $k_i^2$  – потужність стоків вакансій і міжвузельних атомів. Система рівнянь РІС (1) для сплавів Fe-Cr та Fe-Cr-Ni з відповідними початковими та граничними умовами розв'язувалась чисельно (див. наприклад [3, 4]).

В роботі для сплавів Fe-9Cr та Fe-20Cr-8Ni розраховані концентраційні профілі компонентів  $C_k = C_k(x)$  та ТД  $C_{v(i)} = C_{v(i)}(x)$  від початку опромінення до досягнення стаціонарного режиму РІС при різних значеннях швидкості продукування ТД, температури та товщини зразка. Проаналізовано

залежності поверхневої концентрації атомів компонентів сплаву  $C_k^{surf}$ , повної ширини концентраційного профілю атомів на рівні половини максимального збагачення (збіднення)  $FWHM_k$ , сегрегаційної площі атомів  $S_k$  та інших визначальних кількісних характеристик РІС від вказаних вище умов опромінення. Зазначені характеристики РІС схематично наведені на вставці до рис. [4].

На рис. наведено залежності  $C_{Cr} = C_{Cr}(x)$  і  $C_{Ni} = C_{Ni}(x)$  в сплаві Fe-20Cr-8Ni, які розраховані за набраної дози опромінення  $D=1$  зна, швидкості продукування радіаційних ТД  $K_0 = 10^{-6}$  зна/с та температури  $T = 350^\circ\text{C}$ .



Концентраційні профілі хрому  $C_{Cr}$  та нікелю  $C_{Ni}$  в сплаві Fe-20Cr-8Ni (б).

На вставці до рис. 1 схематично зображені розраховані характеристики РІС

#### Посилання

1. G.S. Was. *Fundamentals of Radiation Materials Science. Metals and Alloys (2nd ed.)*, New York: Springer, 2017, 1002 p.
2. О.В. Коропов, Р.В. Скороход. Диференціальні рівняння радіаційно-індукованої сегрегації в N-компонентних концентрованих металевих стопах» // *Матеріали ІХ Міжнародної науково-практичної конференції «Математика в сучасному технічному університеті»*. Київ, 28–29 грудня 2020 р. Вінниця: Видавець ФОП Кушнір Ю. В., 2021, с. 80-89.
3. Р.В. Скороход, О.М. Бугай, В.М. Білик, В.Л. Денисенко, О.В. Коропов. Моделювання радіаційно-індукованої сегрегації в бінарних сплавах // *Східно-європейський фізичний журнал*. 2018, том 5, № 1, с. 61–69.
4. Р.В. Скороход, О.В. Коропов. Моделювання радіаційно-індукованої сегрегації в стопі Fe–9 ат.% Cr з урахуванням дислокаційної підсистеми стопу // *Металофіз. новітні технол.* 2022, том 44, № 6, с. 691–711.

**Session [B]**  
**Structural and fuel materials for thermal reactors**  
**Секція [B]**  
**Конструкційні та паливні матеріали реакторів**  
**на теплових нейтронах**

**ФІЗИЧНІ АСПЕКТИ ПРОГНОЗУВАННЯ РАДІАЦІЙНОГО РЕСУРСУ  
МЕТАЛУ КОРПУСУ ВОДО-ВОДЯНИХ ЕНЕРГЕТИЧНИХ РЕАКТОРІВ**

**С. Котречко<sup>1</sup>, Г. Зіміна<sup>1</sup>, О. Зацарна<sup>1</sup>, К. Сорока<sup>1</sup>, В. Ревка<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України;*

<sup>2</sup>*Інститут ядерних досліджень НАН України, Київ, Україна*

Встановлення мікромеханізмів радіаційного окрихчення реакторних сталей і розробка на цій основі інженерних методів прогнозування радіаційного ресурсу металу корпусу реактора (КР) є ключовою проблемою подовження термінів експлуатації енергоблоків АЕС. Ця проблема є актуальною як для світової атомної енергетики в цілому, так і для українських АЕС, зокрема. Так, наприклад, на сьогодні 80% енергоблоків АЕС України вичерпали проектний ресурс.

В доповіді розглядається фізична природа двох ключових складових радіаційного окрихчення металу КР, а саме: (і) радіаційного зміцнення і (іі) радіаційно-індукованого падіння рівня крихкої міцності.

Для реакторних сталей досліджено закономірності впливу нейтронного опромінення на величину атермічної і термічної складової границі текучості  $\sigma_{0,2}$ . Встановлено, що ці складові  $\sigma_{0,2}$  по різному «реагують» на величину флюенса нейтронів. Цей ефект обумовлений широким спектром радіаційно-індукованих дефектів в опроміненому металі і еволюцією їх морфології, розмірів і об'ємної густини в процесі довготривалого нейтронного опромінення.

Показано, що у більшості випадків рівень крихкої міцності  $R_c$  зменшується із зростанням дози опромінення. Основною причиною цього є зростання густини зародкових тріщин, які утворюються в металі КР в процесі локальної пластичної деформації в околі вершини макротріщини.

В кінці доповіді розглядається обмеження існуючих підходів до оцінки радіаційного окрихчення металу КР та прогнозування радіаційного ресурсу. Запропонована фізично-обґрунтована версія такого підходу. На прикладі металу корпусів реакторів ВВЕР-1000 продемонстровані можливості запропонованого підходу.



## **КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ ОБОЛОНОК ПАЛИВНИХ СТРИЖНІВ КОМПАНІЇ WESTINGHOUSE В УМОВАХ ВОДНО-ХІМІЧНОГО РЕЖИМУ ВВЕР-1000**

***В.А. Зуйок, Р.О. Рудь, М.В. Трет'яков, Я.О. Куштим, В.В. Грудницький***

*Науково-технічний комплекс «Ядерний паливний цикл»  
Національного наукового центру «Харківський фізико-технічний інститут»,  
Харків, Україна  
E-mail: valeriyz@kipt.kharkov.ua*

В 2005 році розпочато впровадження нового ядерного палива від альтернативного постачальника – компанії Westinghouse на АЕС України з реакторами ВВЕР-1000. Вдала диверсифікація ядерного палива була реалізована завдяки комплексу організаційних, наукових та технічних рішень на етапі ліцензування. Компанія Westinghouse використовує конструкційні матеріали, які здебільшого апробовані в активних зонах реакторів PWR за параметрів водно-хімічного режиму першого контуру (ВХР-1), нормованих для реакторів цього типу.

ВХР-1 реакторів PWR та ВВЕР має певні відмінності. У ВВЕР, для нейтралізації борної кислоти та отримання необхідного відновлювального слаболужного середовища, використовується гідроксид калію. В PWR для цього використовується гідроксид літію. Для придушення радіолізу теплоносія та збереження відновлювальних умов в реакторах ВВЕР застосовується дозування аміаку, а в PWR – газоподібного водню.

У ТВЗА виробництва російської компанії АТ «ТВЕЛ» оболонки паливних стрижнів (твел, твев) виготовлено зі сплаву E110, а в ТВЗ-W/WR виробництва компанії Westinghouse – зі сплаву ZIRLO. На початок дослідної експлуатації ТВЗ-W, у літературі були відсутні доступні дані щодо корозійної стійкості сплаву ZIRLO в умовах ВХР-1 ВВЕР-1000.

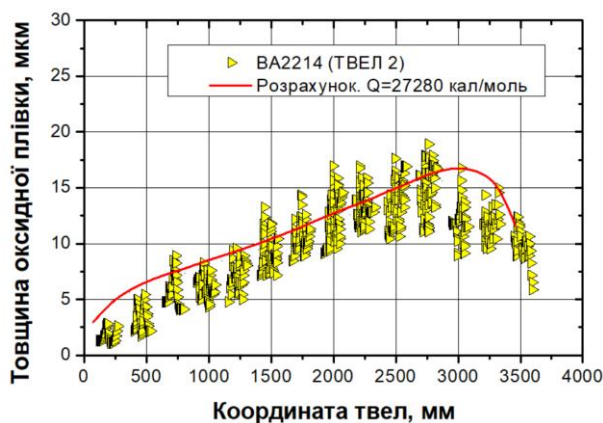
У доповіді наведено результати комплексу робіт з визначення корозійної стійкості оболонок паливних стрижнів ТВЗ компанії Westinghouse, виготовлених зі сплаву ZIRLO, під час експлуатації протягом чотирьох паливних кампаній в реакторах ВВЕР-1000 АЕС України. Отримано та систематизовано масив експериментальних результатів з визначення товщини оксидної плівки (ТОП) в аксіальному напрямку оболонок паливних стрижнів та показано, що максимальна ТОП після четвертого року експлуатації ТВЗ-W/WR знаходиться в межах від 13 до 25 мкм. Під час проведення візуального контролю оболонок паливних стрижнів оцінено їх корозійний стан та встановлено зв'язок зовнішнього вигляду їх поверхні з ТОП.

Результати вимірювань ТОП на поверхні оболонок паливних стрижнів нижче максимальної межі (60 мкм), встановленої на етапі проектування та під час отримання дозволу на експлуатацію палива в активній зоні ВВЕР-

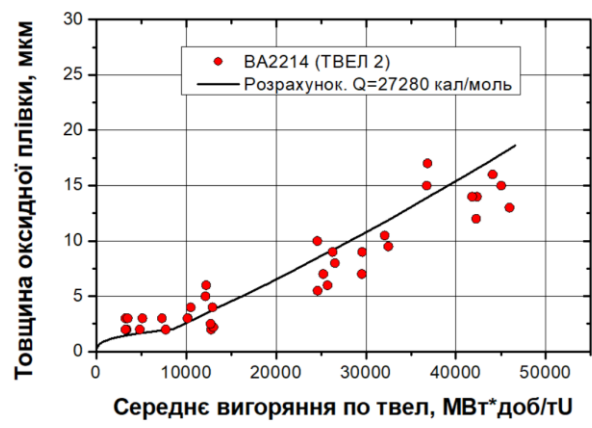
1000, та значно нижче максимальної проєктної межі (<101,5 мкм) для оболонок зі сплаву ZIRLO. Згідно результатам вимірювань, проведених на енергоблоці №3 ВП ПАЕС та енергоблоці №5 ВП ЗАЕС, можна стверджувати, що оболонки зі сплаву ZIRLO мають високу корозійну стійкість під час експлуатації в умовах ВХР-1 ВВЕР-1000 АЕС України.

На підставі результатів вимірювання ТОП на оболонках паливних стрижнів на енергоблоці №3 ВП ПАЕС та енергоблоці №5 ВП ЗАЕС, а також, розрахованих параметрів експлуатації цих стрижнів в умовах активної зони ВВЕР-1000, визначено енергію активації корозії сплаву ZIRLO в умовах ВХР-1 ВВЕР-1000, яка становить 27280 кал/моль, що вище, ніж для західних реакторів типу PWR (27080 кал/моль). Це свідчить про вищу корозійну стійкість даного сплаву в реакторах ВВЕР-1000.

Проведено валідацію розрахунку розподілу ТОП по висоті оболонки паливного стрижня після чотирьох років експлуатації в активній зоні ВВЕР-1000 (Рис. 1.а) та від часу експлуатації / глибини вигорання (Рис. 1,б) за розрахунковою моделлю Garzarolli [Garzarolli, F, Jung, W, Schoenfeld, H, Garde, A, Parry G W Smerd P G, Waterside corrosion of Zircaloy fuel rods. 1982] (найбільш розповсюджена модель в комп'ютерних кодах для термомеханічного аналізу ядерного палива (FRAPCON, FAST)) з використанням визначеної енергії активації.



а



б

*Виміряні та розраховані значення розподілу ТОП по висоті оболонки паливного стрижня ТВЗ ВА2214 (а) та від глибини вигорання (б)*

Результати розрахунку показали високу співставність з експериментальними даними, отриманими на АЕС України. Зроблено висновок, що розраховану енергію активації корозії сплаву ZIRLO в умовах ВХР-1 ВВЕР-1000 можна вважати прийнятною для розрахунку ТОП для комп'ютерних кодів, які спираються на модель Garzarolli.

## ZIRCONIUM FOR NUCLEAR POWER PLANTS

*M.M. Pylypenko*

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua*

Nuclear power currently accounts for about 20% of the worldwide electricity. Light water-cooled reactors (LWR), which are water-cooled and also water-moderated, represent more than 80% of the operating nuclear power plants worldwide. In the nearest 50...60 years LWR will dominate in park of commercial nuclear power units which produce electric energy. The main material of the core of these reactors is structural materials on the base of zirconium.

Today zirconium alloys are non-alternative structural materials for nuclear power, especially for complete set of the cores of LWRs with operation temperature of coolant 350...400 °C. Zirconium alloys are used as fuel cladding and core internals in LWRs because of their low neutron absorption cross section, good-in-service corrosion resistance, adequate high temperature mechanical strength, and dimensional stability under radiation.

Improvement of structural materials will improve the efficiency of existing nuclear power plants and extend the design periods of their safe operation. The development of new and improvement of existing zirconium alloys is impossible without an in-depth study of the processes for obtaining nuclear-purity zirconium.

This report presents the results of research on obtaining of nuclear-purity zirconium and the effect of metal purity on its properties.

A physical substantiation has been carried out and the behavior of metal impurities in the process of refining zirconium by electron beam melting (EBM) in high vacuum has been experimentally investigated. Nuclear-pure zirconium, that meets the modern requirements of nuclear energy, was obtained, and the effect of zirconium purity on its properties was investigated.

The behavior of impurities during the refining of domestically produced magnesium-thermal sponge zirconium has been studied, which makes it possible to create the necessary prerequisites for the use of sponge zirconium in the development of zirconium structural materials for equipment elements of nuclear power plants with improved reliability.

One of the real ways for solving the problem of reliability increase, increase of operating life, physical-mechanical characteristics of zirconium and its alloys for nuclear power is the development and realization of complex program of activity in this field, revival of zirconium production in Ukraine and development of modern cycle for zirconium production with advanced characteristics.

**PHASE FIELD MODELING RADIATION INDUCED PRECIPITATION  
IN COMMERCIAL ZIRCONIUM ALLOYS**

***D.O. Kharchenko, V.O. Kharchenko, O.M. Shchokotova, V.V. Kupriienko,  
O.B. Lysenko, S.V. Kokhan***

*Institute of Applied Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, Sumy, Ukraine*

We study of secondary phase precipitation in binary and ternary zirconium-based alloys with extra-small content of doping within the framework of the phase field approach. Developed phase field model is applied to study  $\beta$ -phase precipitation in the model system of commercial Zr–Nb–Sn and Zr–Nb alloys at thermal treatment. An analysis of local rearrangement of doping and equilibrium vacancies during precipitation is provided. Kinetics of precipitation, size and distribution of the precipitates, concentration of the species in precipitates and matrix are studied. It is shown that emergence of dislocation loops around precipitates follows the Orowan mechanism. Modeling the radiation induced precipitation during neutron irradiation of zirconium alloys with low content of doping is performed within the framework of the developed phase field model, by taking into account ballistic mixing and the dynamics of point defects with their sinks. It is shown that in a sample initially contains precipitates of the secondary phase, irradiation results in the dissolution of precipitates at small doses and re-precipitation with dose accumulation. Analysis of precipitation dynamics and statistical distributions of precipitates with local rearrangement of non-equilibrium vacancies around precipitates at neutron irradiation is provided. It is shown that the competition between ballistic mixing and the thermodynamic force plays a major role in kinetics of radiation induced precipitation and precipitates dissolution. The estimation of mechanical properties of Zr–Nb alloy at irradiation at reactor conditions is provided.

## СПІВІСНУВАННЯ МІЖВУЗЕЛЬНИХ І ВАКАНСІЙНИХ ПЕТЕЛЬ У ПРИЗМАТИЧНИХ ПЛОЩИНАХ ЦИРКОНІЮ.

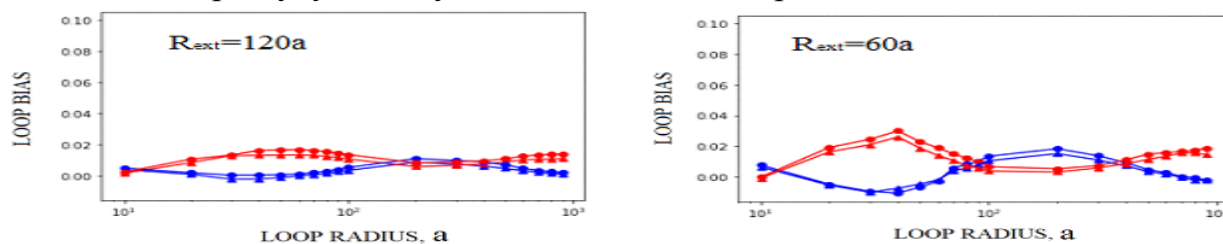
*О.Г. Троценко, А.В. Бабіч, П.М. Остапчук*

*Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна  
E-mail: oleg-trotsenko@ukr.net*

Розробка новітніх ядерно-енергетичних установок та підвищення безпеки експлуатації існуючих висувають вимоги до більш повного розуміння явищ, що спостерігаються в матеріалах, які перебувають під впливом високих доз опромінення зокрема активної зони ядерних реакторів. Одне із таких явищ є радіаційний ріст (РР). Явище РР особливо притаманно анізотропним матеріалам, зокрема цирконію (ГЦУ). Так, оболонки твелів і тепловидільні збірки ядерних реакторів типу ВВЕР, що виробляють енергію за рахунок поділу урану тепловими нейтронами, виготовляються із сплавів цирконію через їх низький поперечний переріз поглинання теплових нейтронів. Стабільність їх розмірів, а також здатність прогнозувати зміни їх форми дуже важливі для розробників та операторів таких реакторів, оскільки деформація впливає на працездатність та термін служби активної зони реактора. Тому РР цирконію та його сплавів став предметом інтенсивних досліджень ще з другої половини минулого століття. [1-5]. Зокрема виявилось, що у призматичних площинах цирконію можуть співіснувати дислокаційні петлі різної природи (вакансійні і міжвузельні). І це не зовсім вкладається у рамки стандартної концепції дислокаційного фактору переваги, оскільки вважається, що він не залежить від природи дислокаційної петлі [6]. Тому співіснування міжвузельних та вакансійних петель, а також ріст базисних вакансійних петель у рамках стандартної пружної ідеології незрозумілі. Було запропоновано інший підхід, пов'язаний з анізотропною дифузією [7]. Дійсно, він пояснює деякі експериментальні дані, зокрема криві росту відпалених монокристалів чистого цирконію [8]. Але до побудови послідовної теорії цього явища ще далеко. Одночасного співіснування призматичних петель різної природи він пояснити не може. До того ж наведені числові розрахунки стосуються тільки монокристалів.

Зазначимо, що висновок класичної теорії пружності ґрунтується на пружній ізотропії. Ми ж у своїх розрахунках у формалізмі функції Гріна враховуємо конкретну площину залягання петлі. У даному докладі представлено результати наших досліджень за останній період часу. Методом скінчених різниць обчислено фактор переваги  $a$ -петель, що мають вектор Бюргерса  $\vec{b} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$  і лежать у призматичній площині  $(10\bar{1}0)$ ; порівняно його з розрахованим раніше для призматичної площини  $(11\bar{2}0)$  [9] та проаналізовано можливість співіснування петель різної природи в цих площинах.

Залежність фактору переваги петель різної природи від їх радіуса для двох значень радіусу впливу петель показано на рис.



Залежність фактору переваги петель різного характеру від їх радіуса для граничної умови  $\Psi|_{S_{ext}} = \exp E(r)|_{S_{ext}}$  для двох значень  $R_{ext}$ .

Видно, що в призматичних площинах  $(11\bar{2}0)$  (трикутники) і  $(10\bar{1}0)$  (кола) можуть виникати і рости  $a$ -петлі різної природи (сині відповідають вакансійним, а червоні – міжвузельним петлям). Вони мають однаковий вектор Бюргерса  $\vec{b} = 1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle$ . Петлі одного виду (трикутники і кола різного кольору), що залягають у різних площинах мають практично однакові залежності фактору переваги від їх радіусу. Таким чином, в рамках класичної теорії пружності, але з урахуванням анізотропії цирконію, можна пояснити факт співіснування призматичних петель різної природи. Але є і незрозумілі речі. Як видно з рис.1 фактор переваги міжвузельних петель (червоний колір) більше за вакансійних (синій) в області розмірів до  $R \approx 30\text{nm}$  і більше  $100\text{nm}$ . Це і є області співіснування. Немонотонний характер залежності фактора переваги від радіусу петель та існування проміжної області незрозуміла. В цій області міжвузельні петлі в принципі можуть існувати і рости до більших розмірів. А вакансійні припиняють свій ріст, бо ефективніше поглинають міжвузельні атоми. Надлишкові вакансії можуть дифундувати на базисні площини або зароджувати нові вакансійні петлі у призматичних площинах, підвищуючи їх чисельність. Але це тільки припущення і потребує додаткових досліджень.

#### Посилання

1. *Proceedings of the International Conference on Fundamental Mechanisms of Radiation-Induced Creep and Growth*, Necla Island, Manitoba, Canada, 22–25 June 1987 // *J. Nucl. Mater.* 1988, v. 159, p. 310.
2. S.N. Buckley. *Irradiation Growth* // *Atomic Energy Research Establishment*, Harwell, England, AERE R 3674, 1962.
3. R. Bullough, M.H. Wood // *J. Nucl. Mater.* 1980, v. 90, p. 1.
4. S.R. MacEwen, G.J.C. Carpenter // *J. Nucl. Mater.* 1980, v. 90, p. 108.
5. R.A. Holt // *J. Nucl. Mater.* 1980, v. 90, p. 193.
6. V.I. Dubinko, A.S. Abyzov, A.A. Turkin // *J. Nucl. Mater.* 2005, v. 336, p. 11-21.
7. C.H. Woo, U. Gosele. Dislocation bias in an anisotropic diffusive medium and irradiation growth // *J. Nucl. Mater.* 1983, v. 119, p. 219.
8. F. Christien, A. Barbu // *J. Nucl. Mater.* 2009, v. 393, p. 153.
9. O.G. Trotsenko, A.V. Babich, P.M. Ostapchuk. *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science"*. 2023, N 5(147), p. 9-14.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

## РОЗРОБКА ГЕОПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ІММОБІЛІЗАЦІЇ РАДІОАКТИВНИХ ВІДХОДІВ

*С. Сасенко, Є. Світличний, В. Шкуропатенко, Г. Холомеєв*

*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

Серед рідких радіоактивних відходів особливу групу складають так звані проблемні радіоактивні органічні рідкі відходи (РОВ): мастильні матеріали, органічні розчинники, сцинтиляційні рідини та рідини для дезактивації. РОВ, які утворюються та накопичуються на атомних електростанціях, відносяться до радіоактивних відходів низького та середнього рівня активності та проходять процедуру переробки та кондиціонування. Для стабілізації відходів перед тривалим зберіганням їх кондиціонують у захисні стабільні матриці. У минулому деякі країни використовували традиційні промислові методи обробки, такі як цементация (з використанням портландцементу). Однак через їх органічну природу обробка РОВ часто є складною та вимагає додаткової стадії обробки. Тому, в даний час у світі проводиться велика кількість досліджень по розробці геополімерів (як альтернатива традиційному портландцементу), які отримуються шляхом лужної активації алюмосилікатної (Al-Si) сировини. Такі захисні матеріали (часто звані, як геополімерний бетон) забезпечують вигідне поєднання фізико-механічних характеристик і тому знаходять достатнє застосування в різних галузях промисловості, і мають перспективу для іммобілізації радіоактивних РОВ. Сьогодні в Україні є достатня сировинна база для отримання геополімерів. Тому розробка геополімерів на основі Al-Si сировини для іммобілізації радіоактивних РОВ є актуальною. Геополімерний захисний компаунд не потребує присутності портландцементу як в'язучого. Натомість, активація вихідних матеріалів, таких як метакаолін (МК), доменний шлак (ДШ), зола виносу (ЗВ), які багаті на Si та Al, з використанням високолужних розчинів створює в'язучу речовину для виробництва геополімерного бетону (Рис. 1).



Рис. 1. Геополімер: сировина та схема отримання



У ХФТІ досліджено новий лабораторний метод, що базується на прямому введенні РОВ в геополімерну матрицю суміші ЗВ-ДШ-МК (Рис. 2). Нерадіоактивні рідкі органічні масла (Shell Spirax и Nevastane) використовувалися як сурогат РОВ. Вони були обрані як представники типових органічних рідин, що утворюються під час експлуатації та демонтажу ядерних установок і переробки відпрацьованого палива.

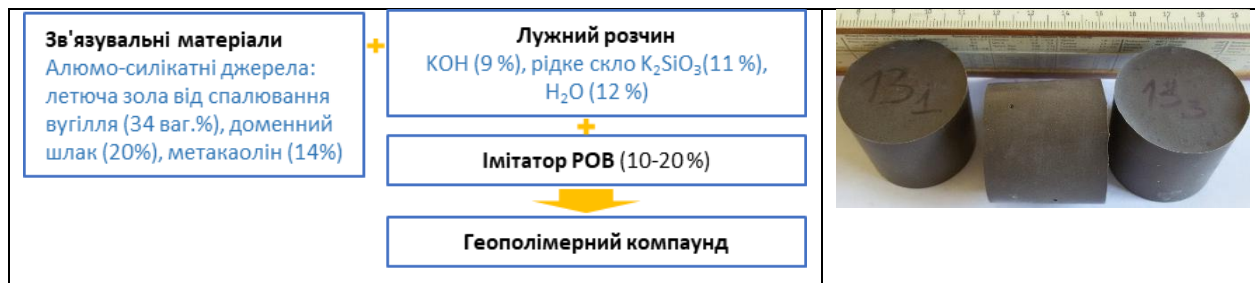


Рис. 2. Характеристика лабораторного методу отримання геополімерного компаунду та зовнішній вигляд зразків складу ЗВ-ДШ-МК з додаванням 30 % масла Shell Spirax (Ø 30 мм)

Робота ведеться з 2020 року в рамках проекту Horizon-2020 “Pre-Disposal management of radioactive waste (PREDIS)”, який спрямований на розробку та впровадження діяльності з обробки перед захороненням радіоактивних відходів [1]. Було проведено спільну роботу з європейськими партнерами для дослідження, розробки та оцінки рішень для прямого кондиціонування РОВ на основі геополімерів і лужно-активованих матеріалів як кондиціонуючих матриць [2].

Було визначено еталонний склад геополімеру на основі суміші (ЗВ-ДШ-МК) з української сировини та з додаванням імітатора радіоактивних РОВ. Рецепт суміші (до 30% РОВ) була випробувана та оптимізована за вибором та кількістю алюмосилікатних прекурсорів, лужних активаторів, щоб отримати захисні компаунди з відповідними реологічними та механічними властивостями. Отримані зразки відповідають прийнятним критеріям: достатня текучість, час схоплювання – 20 годин, щільна однорідна структура без дефектів та міцність на стиск – 32 МПа після витримки протягом 28 діб. Це має важливе значення для розробки методів та матеріалів для кондиціонування радіоактивних РОВ в геополімерні матриці та оцінки застосування найбільш відповідного технологічного підходу на ядерних об'єктах України.

#### Посилання

1. ASME 2023 International Conference on Environmental Remediation and Radioactive Waste Management. F.Pancotti, S. Sayenko, Y. Svitlychnyi, et al. "Investigation, Development and Assessment of Innovative Direct Conditioning Solutions for Radioactive Liquid Organic Waste Within the PREDIS Project", DOI:10.1115/ICEM2023-110253

2. S. Sayenko, Y. Svitlychnyi, V. Shkuropatenko, F. Pancotti, et al. "Incorporation of organic liquid waste in alkali activated mixed fly ash/blast furnace slag/metakaolin based geopolymers", June 2024, submitted for publication in Nucl.Eng. Design.



## **$\gamma$ -WEAKENING PROPERTIES OF ALUMINOSILICATE BINDERS OF ANALCIMO-GEYLANDITE-MORDENITE COMPOSITION**

*S. Guzii*

*State Institution The Institute of Environmental Geochemistry'NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine  
Email: sguziy2@gmail.com*

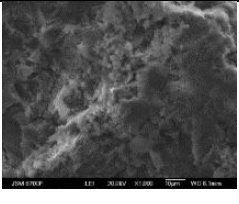
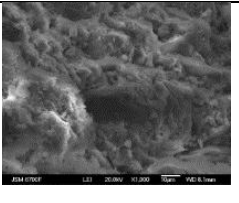
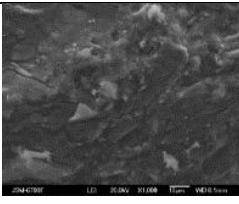
One of the most important aspects of the application of aluminosilicate binders (synonyms: geocements, geopolymers) as a type of alkaline cement [1] is their use for immobilisation of radioactive waste of various specific activities. The attractiveness and effectiveness of using such binders for immobilisation lies primarily in the fact that many radioactive wastes contain alkaline elements or their compounds, which are an essential component of these cements. These primarily include processing products of alkali metal rawest (sodium, potassium-sodium alloy, cesium) generated during decommissioning of fast reactors and space nuclear power plants after ground tests, ash from burning vegetation during remediation of contaminated areas, and liquid rawest from NPPs and nuclear centres.

The latter contain a significant amount of sodium salts and other compounds. The high content of alkaline elements and their salts in this radioactive waste creates significant difficulties in their immobilisation by traditional methods. The technical concept under development is based on the sorption-chemical form of immobilisation of radionuclides of alkaline (Na, K, Li, Cs) and alkaline earth (Sr, Ba) elements with strong fixation of radionuclides in the mineral-like stone, which is formed with their direct participation, which determines its durability and reliability of disposal. The high reliability of radioactive waste solidification in alkaline aluminosilicate stone is because alkaline elements present in them in significant quantities, in particular Cs-137, which is one of the most dangerous radionuclides, they chemically bound into a water-resistant compound such as natural semicite, which firmly fixes this element in the mineral-like stone, preventing its leaching.

However, there is no information in the literature on the selection of an aluminosilicate matrix by the ratio of the main structure-forming oxides in terms of its resistance to  $\gamma$ -radiation. Therefore, in this paper, we consider aluminosilicate binders of analcimo ( $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot 15\text{H}_2\text{O}$ )-geylandite ( $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2 \cdot 15\text{H}_2\text{O}$ )-mordenite ( $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 8\text{SiO}_2 \cdot 15\text{H}_2\text{O}$ ) composition [2].

The  $\gamma$ -attenuation coefficient ( $\alpha$ , %) and linear  $\gamma$ -absorption coefficient ( $\gamma$ ,  $\text{cm}^{-1}$ ) of aluminosilicate binders were determined using known methods on samples of 90 mm diameter discs with a thickness of 6 mm. The results we compared with a

lead disc of the same dimensions. Radioactive water with activity of 2013.842 Cps wy used as a radiation source. The test results they shown in the table.

Zeolite type	Microstructure of stone chips; x1000	Composition of the elementary cell [3] and crystal cell [4]	$\rho$ , g/cm <sup>3</sup>	$\alpha$ , %	$\mu$ , cm <sup>-1</sup>
Analcyme		Single 4-member ring O4K. Cc, a=13.68A°; Z=16. Trapezoidal crystals capable of forming germination twins	1.31	43.6	0.114
Gaylandite		Complex 4-4-1, unit T <sub>10</sub> O <sub>20</sub> . Monocl. c., prismatic; f=7.45, b=17.8, c=15.85A°, $\beta=91^{\circ}26'$ ; Z=4. Crystals are tabular or almost square	1.43	29.6	0.064
Mordenite		Complex 5-1, unit T <sub>8</sub> O <sub>16</sub> . Rhombus c.; a=18.25, b=20.35, c=7.5 A°; Z=2. Prismatic crystals	1.61	29.8	0.054
Pb [5, 6]	-	Cubic face-centred, a=4.95A	11.34	66.7	0.183

As can be seen from the data obtained, in comparison with lead, the highest  $\gamma$ -attenuation (43.6%) and linear absorption coefficient (0.114 cm<sup>-1</sup>) are characterised by an aluminosilicate binder of the analcime type with cubic lattice syngonality close to that of lead. In terms of  $\gamma$ -weakening properties, aluminosilicate binders (with the same water molecule content) they we placed in a series by crystal lattice type: analcime> gaylandite> mordenite type. An increase in the density of the aluminosilicates of the considered types does not affect their  $\gamma$ -weakening ability.

#### References

1. DSTU B V.2.7-181:2009 Construction materials. Alkaline cements. Technical conditions. Kyiv, Ministry of Regional Development of Ukraine, 2009
3. Breck D. Zeolite molecular sieves /D. Breck; Per. from English. - M.: Mir, 1976. - 785 p.
4. Winchell A., Winchell G. Optical properties of artificial minerals. - M.: Mir, 1967. - 526 p.
5. Dontsova T.A., Nahirniak S.V., Yanushevska O.I. Structural Inorganic Chemistry - K.: Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, 2018. - 225 p.
6. J. R. de Laeter, et al. (2003). Atomic weights of the elements. Review 2000 (IUPAC Technical Report). *Pure Appl. Chem.* 75(6), 683-799.

**ЗАСТОСУВАННЯ КАПІЛЯРНОГО МЕТОДУ ДЛЯ ВИЯВЛЕННЯ  
ПОВЕРХНЕВИХ ДЕФЕКТІВ ТАБЛЕТОК  
НЕЙТРОНОПОГЛИНАЮЧИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ  
ДИСПРОЗІЮ**

*М.В. Старолат, І.О. Чернов, Н.В. Рудь, В.О. Романьков, Є.С. Легенький*

*Науково-технічний комплекс «Ядерний паливний цикл»*

*ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

*E-mail: mstarolat@kipt.kharkov.ua*

Технологічний процес виготовлення нейтронопоглинаючих таблеток на основі диспрозію включає наступні операції: зважування вихідних оксидів у певній кількості, змішування з органічним пластифікатором, сушіння суміші, пресування таблеток, спікання і механічну обробку бічної поверхні. Починаючи з етапу пресування таблеток на кожному наступному етапі можуть виникнути або набути розвитку внутрішні або поверхневі дефекти – тріщини, пори, сколи. Для таблеток карбіду бору, що використовується як нейтронопоглинаючий матеріал, розмір поверхневих дефектів регламентуються ASTM.

У вихідних таблетках титанату диспрозію і гафнату диспрозію зовнішньо не виявлено дефектів на бічних поверхнях. Але при проведенні корозійних випробувань у воді високих параметрів (350 °С, 15,7 МПа) було виявлено фрагментацію деяких таблеток і прояви на бічній поверхні «білих» слідів, по яким відбувалося руйнування таблеток. Актуальним є проведення досліджень з виявлення таких дефектів у таблетках нейтронопоглинаючих матеріалів, які неможливо встановити візуальним оглядом їх поверхні.

Для визначення розташування поверхневих дефектів був апробований капілярний метод неруйнівного контролю який засновано на капілярному проникненні індикаторної рідини (пенетрату) в порожнини об'єкту контролю з подальшою реєстрацією індикаторних рисунків за рахунок витиснення пенетранту проявником у місцях розташування дефектів.

Для досліджень було обрано таблетки титанату диспрозію  $Dy_2O_3 \cdot TiO_2$ , гафнату диспрозію  $Dy_2O_3 \cdot HfO_2$  і цирконату диспрозію  $Dy_2O_3 \cdot ZrO_2$  у вихідному стані. Таблетки гафнату диспрозію-гадолінію  $(Dy, Gd)_2O_3 \cdot HfO_2$  пройшли корозійні випробування впродовж 1000 годин, під час яких вони фрагментувалися на дві частини. Характеристики таблеток у вихідному стані і після застосування капілярного методу наведено в таблиці 1. Відкрита пористість зразків визначалася методом гідростатичного зважування зразків насичених водою у вакуумі. За результатами досліджень стану поверхні таблеток, після витиснення пенетрату проявником, було виявлено декілька характерних індикаторних рисунків, що були обумовлені поверхневими дефектами і відкритою пористістю таблеток.

Таблиця

Характеристики і зовнішній вигляд таблеток титанату диспрозію та гафнату диспрозію у вихідному стані і зовнішній вигляд проявлених дефектів

№	Зразок	Густина, г/см <sup>3</sup>	Пористість		Виявлені дефекти	Зовнішній вигляд – вихідний стан	Вигляд проявлення дефектів
			Загальна, %	Відкрита, %			
1	Dy <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·TiO <sub>2</sub> (TDM-1)	7,2-7,3	2-3	0,5-0,8	Одна тріщина на циліндричній поверхні		
2	Dy <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·ZrO <sub>2</sub> (ZD-2)	5,5-5,8	27-30	25-27	Велика кількість пор		
3	Dy <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·HfO <sub>2</sub> (HD-2)	7,8-7,9	8-10	1-2	Одна тріщина і декілька пор на циліндричній поверхні		
4	(Dy,Gd) <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ·HfO <sub>2</sub> (HDG-2)	8,3-8,4	2-4	0,5-1	Багато тріщин на бічній поверхні і внутрішньому об'ємі		

На таблетках з низькою пористістю (менше 10%) було виявлено поодинокі поверхневі тріщини і пори – червоні лінії та плями на білому покритті, які утворив проявник. Таблетки з високою відкритою пористістю (менше 25-27%) поглинали значну кількість пенетрату, який при витісненні проявником давав суцільну окраску зразку, заважаючи фіксувати індикаторний рисунок дефекту. Таким чином капілярний метод не може бути придатний для виявлення поверхневих дефектів таблеток нейтронопоглинаючих матеріалів з високою відкритою пористістю  $\geq 25\%$ .

За результатами досліджень показано можливість застосування капілярного методу лише для виявлення поверхневих дефектів таблеток нейтронопоглинаючих матеріалів на основі диспрозію з незначною відкритою пористістю  $\leq 2\%$ .

**КОМПЛЕКСНИЙ ПІДХІД ПРИ ВИЗНАЧЕННІ ТЕМПІВ ЗМІН  
ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ ЗГИНІВ ВІДПОВІДАЛЬНИХ  
ТРУБОПРОВОДІВ ЕНЕРГОБЛОКІВ РЕАКТОРІВ ВВЕР-1000  
ВПРОДОВЖ ПЛАНОВОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ**

*С.В. Гоженко*

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна  
E-mail: gozhenko@kipt.kharkov.ua*

При експлуатації АЕС безпека забезпечується технічним обслуговуванням, що включає комплекс операцій з контролю та підтримки працездатного стану конструкцій, систем (елементів) [1]. Зокрема під час планово-попереджувальних ремонтів енергоблоків проводиться комплекс операцій з контролю поточного стану металу у відповідності з ТПКМ-10-01 [2]. Зазвичай метою цього контролю є визначення відповідності поточних властивостей металу нормованим значенням [3]. Ця програма передбачає також виявлення та фіксацію змін механічних властивостей основного металу відповідальних трубопроводів. Основною проблемою виявлення та фіксації цих змін є відсутність значних змін нормованих властивостей металу під час експлуатації. "Природний" розкид механічних властивостей металу навіть у вихідному стані настільки значний, що на його тлі важко вловити їх зміни під час експлуатації.

Комплексний підхід при визначенні темпів змін передбачає зіставлення даних періодичного контролю руйнівними (лабораторними) та неруйнівними методами одних і тих же зон контролю трубопроводів. Основна увага в цьому докладі приділяється обстеженню згинів, найнебезпечніших елементів трубопроводів.

Використання руйнівних методів включає послідовний відбір мікропроб надлишкового металу з одних і тих же ділянок трубопроводу [4], зокрема електроерозійним методом [5]. Використання руйнівних методик при обстеженні головних циркуляційних трубопроводів енергоблоків виявили немонотонний хід змін властивостей основного металу впродовж планової експлуатації [6]. Обов'язковою умовою використання руйнівних методів контролю є наявність в трубопроводах надлишкового металу, відбір якого не призводить до знижування експлуатаційних характеристик об'єкту обстеження. Трубопроводи живильної води та "гострої" пари енергоблоків реакторів ВВЕР-1000 зазвичай не мають такого надлишкового металу. Внаслідок цього найбільше поширення знайшла методика неруйнівного визначення механічних властивостей металу по даним заміру твердості [7].

Загальною тенденцією змін механічних властивостей металу згинів відповідальних трубопроводів енергоблоків реакторів ВВЕР-1000 є збільшення міцності при експлуатації впродовж перших 100 тис. годин експлуатації та зменшення – при експлуатації впродовж других 100 тис. годин [6]. Найбільша швидкість змін спостерігається на ділянках, де метал у процесі виготовлення згинів піддавався найбільшій пластичній деформації (стислі та розтягнуті ділянки).

Виявлений немонотонний хід змін властивостей металу при експлуатації трубопроводів обумовив необхідність розробки короткострокового, дійсного на період до наступного чергового обстеження трубопроводів, прогнозованого залишкового ресурсу металу. При розробці прогнозованого залишкового ресурсу металу враховувалися результати контролю металу, які забезпечують досягнення однією з нормованих властивостей критичного рівня в найкоротші терміни. Прогноз виконувався методом екстраполяції значень механічних властивостей металу згинів після 100 та 200 тис. годин експлуатації трубопроводів. Прогноз показав, що нормовані механічні властивості основного металу можуть досягти критичного рівня після 400 тис. годин експлуатації енергоблоків, критичною нормованою властивістю металу є межа міцності, критичною зоною згинів є стиснена ділянка.

#### Посилання

1. Закон України «Про використання ядерної енергії та радіаційну безпеку», «Загальні положення безпеки атомних станцій». НП 306.2.141-2008.
- 2 «Типовая программа периодического контроля механических свойств металла трубопроводов АЭС с реакторами ВВЭР-1000» ТПКМ-10-01.
3. ПНАЕ Г-7-008-89. Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. ГАЭН СССР, 1989 г.
4. Методика определения механических свойств металла оборудования и трубопроводов АЭС с помощью микрообразцов. РД 00.ЭК.ХФ.МО.М.09.
5. С.В. Гоженко Использование электрод-проволок при электроэрозионном вырезании образцов металла находящегося в эксплуатации оборудования АЭС // Problems of Atomic Science and Technology. 207, № 6(91), с. 94-96.
6. S.V. Gozhenko Empirical predicted residual life of the base metal of MCP of WWER-1000 reactors in operation // Problems of Atomic Science and Technology. 2023, № 2(144), с. 42-45.
7. СОУ-Н НАЕК 133:2016. Інженерна, наукова та технічна підтримка. Методика визначення механічних властивостей металу за результатами випробувань на твердість.

## **ПРО ПЛАНУВАННЯ КОНТРОЛЮ СТАНУ МЕТАЛУ ТЕПЛООБМІННОГО ПУЧКА ПАРОГЕНЕРАТОРІВ АЕС**

***І.М. Шаповал, Є.О. Крайнюк, С.В. Гоженко***

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна  
E-mail: [krainyuk@kipt.kharkov.ua](mailto:krainyuk@kipt.kharkov.ua)*

Експлуатація обладнання енергоблоків АЕС України у понаднормовий термін, до того ж в умовах зростання навантаження на них, повинна відбуватися з безумовним забезпеченням належного рівня безпеки роботи устаткування, який досягається, зокрема, за рахунок виконання процедур контролю металу.

До найбільш вразливих в складі АЕС належить теплообмінне обладнання, зокрема теплообмінні труби (ТОТ) парогенераторів після довгострокової експлуатації. Існують нормативні документи, які регламентують критерії, об'єми та періодичність контролю металу трубчатки парогенератора за допомогою різних методів, до яких відноситься метод вихреструмового контролю. Процедура контролю зосереджена на механізмах та їх адекватності, але залишає поза увагою фактор обсягу даних, який стає суттєвим з роками. За результатами контролю кожна ТОТ кваліфікується в один з типів (від щорічного до 12 років), котрий визначається по критеріям з врахуванням зони знаходження, умов навколо, еволюції сусідніх ТОТ. Важливо, що по результатам контролю тип ТОТ може мінятися, наприклад, з причин зміни стану сусідніх трубок, і на наступний контроль така ТОТ вже матиме інші тип і обмеження періоду до наступного контролю. Поки обсяги накопичених вимірів вихреструмового контролю незначні, повнота перебору реалізованих у фактичних вимірах бази комбінацій і топологій локальних структур з різнотипними дефектоутвореннями досяжна для планувальників. Коли ж накопичення вимірів вихреструмового контролю сягають значних обсягів, то настає «прокляття розмірності» переборних процедур і воно може бути реалізоване лише комп'ютерними алгоритмами.

Мета роботи полягає у розробці ефективного планування контролю стану металу трубчатки парогенератора, при якому виміри максимально покриватимуть зони з найбільш статистично значущими (за даними вимірів попередніх років) ділянками дефектоутворень та визначення величини загальної кількості вимірюваних ТОТ, достатньої для мінімізації ризиків пропуску діагностики та невиконання обсягів контролю трубчатки з назрілою необхідністю виміру.

На основі результатів вихреструмового контролю ТОТ парогенераторів ЮУАЕС у ННЦ ХФТІ за допомогою матеріалознавчих й математичних методик було досліджено експлуатаційні пошкодження та були створені математична модель й алгоритми частотно-ймовірнісного просторового та

часового опису дефектоутворень трубочатки, створена унікальна база даних вимірів з контролю металу теплообмінного пучка [1, 2]. Важливим результатом [3-5] поглибленої обробки даних та аналізу еволюції стану металу ТОТ стала оцінка необхідності модернізації встановленого регламенту процедур контролю трубочатки парогенераторів на АЕС України, кількісні параметри котрих за десятиліття вийшли за прогнозовані розробниками діапазони.

Накопичений на сьогодні обсяг результатів й даних дозволяє виконати роботи з валідації та верифікації затверджених ще на стадії проектування програм планування вимірів, котрі тоді не могли врахувати у повній мірі всі майбутні фактори впливу на еволюцію металу, а також забезпечити фактологічну основу модернізації планів майбутніх контролів ТОТ парогенераторів з метою ефективного вибору зон контролю при його неповній реалізації. При цьому, є важливим і необхідним розширення бази даних результатів контролю теплообмінного пучка, а також отримання даних щодо водохімічного режиму другого контуру для правильної трактовки й кореляції результатів контролю впродовж наднормового строку експлуатації парогенераторів АЕС.

#### Посилання

1. V.N. Voyevodin, A.S. Mitrofanov, S.V. Gozhenko, Y.A. Krainyuk, R.L. Vasilenko, A.V. Bazhukov, A.N. Paliy, V.V. Nechipurenko, P.Y. Melnik. Physical-mechanical aspects of degradation of heat-exchange tubes metal for steam-generators of the type PGW – 1000 // *PAST*. 2019. №2(120), p. 91-98.
2. V.N. Voyevodin, A.S. Mitrofanov, S.V. Gozhenko, R.L. Vasilenko, I.N. Shapoval, Y.A. Krainyuk, A.V. Bazhukov, A.N. Paliy, P.Y. Melnik. Analysis of measuring data of heat exchanger pipes of steam generators WWER-1000 on SU NPP // *PAST*. 2018. №5(117), p.82-86.
3. Л.С. Ожигов, В.В. Петухов, І.М. Шаповал. Модернізація програм контролю теплообмінних труб по накопиченому розподілу дефектоутворень на АЕС // XV конф. ННЦ ХФТІ по фіз. вис. енер. та яд.фіз., Харків, бер. 2017, 2 с.
4. А.С. Митрофанов, Є.О. Крайнюк, Р.Л. Василенко, В.М. Воєводін та ін. Ушкодження й особливості металу теплообмінного обладнання АЕС з ВВЕР. / Вид-во.: GlobeEdit, 2021, 148 с. (ISBN: 978-620-0-62466-6).
5. Г.Ф. Гладенька, О.В. Єгіпко, В.В. Петухов, І.М. Шаповал. Про відповідність Регламенту *de-facto* дефектоутворенням в трубочатці ПГВ-1000М АЕС України // XXI конф. ННЦ ХФТІ по фіз. вис. ен. та яд.фіз., Харків, бер. 2024, с.74.



**ВПЛИВ РОБОЧИХ ЧИННИКІВ ТА СТРУКТУРИ МЕТАЛУ  
НА ДЕФЕКТОУТВОРЕННЯ ТЕПЛООБМІННИХ ПОВЕРХОНЬ  
ОСНОВНОГО УСТАТКУВАННЯ АЕС**

*Є.О. Крайнюк, С.В. Гоженко*

*ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна  
E-mail: [krainyuk@kipt.kharkov.ua](mailto:krainyuk@kipt.kharkov.ua)*

Практика експлуатації АЕС показує, що найбільш вразливим є метал теплообмінного обладнання, який піддається впливу різних експлуатаційних чинників. Особливо гостро це питання стає у наднормовий період експлуатації енергоблоку. При цьому, кількість ушкоджень металу на протязі багаторічної експлуатації зростає.

На фрагментах теплообмінних труб парогенератора типу ПГВ-1000М ідентифіковано дефекти, що утворилися під час експлуатації. Вперше на великій кількості дефектів встановлена кореляція між показниками вихреструмowego контролю та типом визначеного дефекту. Статистичні результати вихреструмowego контролю теплообмінних труб з різних енергоблоків АЕС підтверджують висновки металографічних досліджень. Результати досліджень засистематизовано у довіднику-каталогу. Критерії глушіння теплообмінних труб враховують фактор часу й показники вихреструмowego контролю, але при цьому не враховують фізичну природу дефектів і їх здатність впливу на властивості залишкового металу навколо дефекту. Ушкодження, в залежності від їх типу та морфології, під час експлуатації устаткування можуть еволюціонувати по-різному, що визначається робочим середовищем, напруженим станом, електрохімічним потенціалом та структурою металу. Вперше з відпрацьованих теплообмінних труб виготовлено кільцеві зразки з наявністю експлуатаційних дефектів, проведено механічні випробування на розтягнення. Показано, що механічні властивості залишкового металу, який локалізовано навколо корозійних дефектів, мають загальну тенденцію до зниження при збільшенні розмірів дефекту [1, 2]. Більшість пошкоджень, що призводять до необхідності глушіння теплообмінних труб, розташовано поблизу дистанціонуючих решіток. Висунуто припущення, що корозійно-втомному механізму зародження дефектів сприяє наявність вібрацій (коливань) теплообмінних труб та стан поверхні металу на мікроструктурному рівні. Врахування цих аспектів та режимів водохімічного режиму 2-го контуру при дослідженнях та аналізу результатів дозволяє більш об'єктивно оцінити небезпеку ушкоджень трубчатки, виробити оптимальні критерії глушіння теплообмінних труб для парогенераторів у наднормовий термін експлуатації.

Розглянуто питання руйнування сталі 20 в складі трубопроводів енергоблоку АЕС. Показано, що смугастість феритно-перлітної мікроструктура сталі 20 не сприяє зносостійкості труб. Кількість неметалевих включень за максимально допустимим балом (3,5 бал) для сталі 20 при наявності іонів хлору у теплоносії пріє корозійним процесам на поверхні та поширенню корозії вглиб металу за рахунок корозійно-активних включень та протіканням процесу окислення по перлітній складовій та границям зерен [3].

В системі другого контуру проміжним ланцюгом в зворотній петлі є підігрівачі високого тиску. З часом експлуатації теплообмінні елементи підігрівачів дають протічку. Дослідженнями показано, що пошкодження теплообмінних елементів підігрівачів відбуваються з причин корозійно-ерозійного зношування металу. Крім того, виникнення так званих свищів (наскрізних отворів) в силу конструкційної особливості теплообміннику призводить до виникнення краплеударної корозії на зовнішній стінці сусідніх теплообмінних елементів. Показано, що нерівномірне розподілення неметалевих включень у феритно-перлітній матриці призводить до просування корозії вглиб металу за виходу неметалевих включень на поверхню. Морфологія перлітних зерен та електрохімічна гетерогенність сталі [4] сприяють протіканню корозійних процесів, а за рахунок робочого тиску теплоносія відбувається ерозійне зношування стінок теплообмінного елементу підігрівачів.

#### Посилання

1. S.V. Gozhenko, Y.O. Krainiuk, A.S. Mitrofanov. Damage to the heat exchange surface of steam generator PGV-1000 // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. №5(147), p. 91-96.
2. Є.О. Крайнюк, В.М. Воєводін, А.С. Митрофанов, С.В. Гоженко, Р.Л. Василенко, А.В. Бажуков, А.М. Палій, В.В. Нічепуренко, П.Ю. Мельник. Фізико-механічні аспекти деградації металу теплообмінних труб парогенераторів ПГВ-1000 // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2019. №2(120), p. 91-98.
3. Є.О. Крайнюк, А.С. Митрофанов, Р.Л. Василенко, В.М. Воєводін та ін. Ушкодження й особливості металу теплообмінного обладнання АЕС з ВВЕР. Вид-во.: GlobeEdit, 2021, 148 с. (ISBN: 978-620-0-62466-6).
4. І.І. Реформацькая. Роль неметалевих включень і мікроструктури в процесі локальної корозії вуглецевих низьколегованих сталей // *Захист металів*. 2004. № 45. с. 498-504.

**ОЦІНКА В'ЯЗКОСТІ РУЙНУВАННЯ СТАЛЕЙ  
ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ЗА РЕЗУЛЬТАТАМИ  
ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ УДАРНИХ ВИПРОБУВАНЬ ЗРАЗКІВ ШАРПІ**

***О.Г. Руденко***

*ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Параметри динамічного руйнування оцінювали за даними ударних випробувань Шарпі та порівнювали з експериментально отриманими значеннями в'язкості руйнування. Слід зазначити, що для сталей не існує ні фіксованої температури переходу крихко-пластичності, ні єдиного значення в'язкості руйнування. Для оцінки параметрів динамічної в'язкості руйнування рекомендується використовувати зразки Шарпі із попередньою тріщиною. Однак деякі автори повідомляють, що можна використовувати звичайні зразки Шарпі в інструментальних випробуваннях на удар для визначення параметрів динамічної в'язкості руйнування. Виходячи з цього, проведено спробу встановити кореляційний зв'язок між енергією руйнування звичайних зразків Шарпі та параметрами в'язкості руйнування. Параметри в'язкості руйнування, отримані за результатами інструментальних випробувань зразків Шарпі без попереднього розтріскування, співпадали з експериментальними даними з урахуванням відповідних емпіричних співвідношень, опублікованих в літературі. Проведено порівняння з експериментальними даними щодо в'язкості руйнування сталей після тривалого терміну експлуатації. Відносна простота інструментальних випробувань на удар Шарпі є основною перевагою перед випробуваннями на в'язкість на руйнування ( $K_{IC}/J_{IC}$ ) з точки зору складності, швидкості та вартості експерименту. Досить точна кореляція між значеннями в'язкості руйнування та інструментальними випробуваннями на удар зразків Шарпі може бути корисним інструментом для визначення терміну служби обладнання, оскільки значення в'язкості на злам відображають механічні властивості матеріалу і можуть бути перенесені з випробувального зразка на обладнання.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

**ІНКОРПОРУВАННЯ ВІДПРАЦЬОВАНОЇ ІОНООБМІННОЇ СМОЛИ  
В ГЕОПОЛІМЕРНУ МАТРИЦЮ З ЗАСТОСУВАННЯМ  
ТЕРМООБРОБКИ ПІД ТИСКОМ**

*Геннадій Холомєєв, Євгеній Світличний, Володимир Шкурпатенко,  
Костянтин Лобач, Сергій Саєнко*

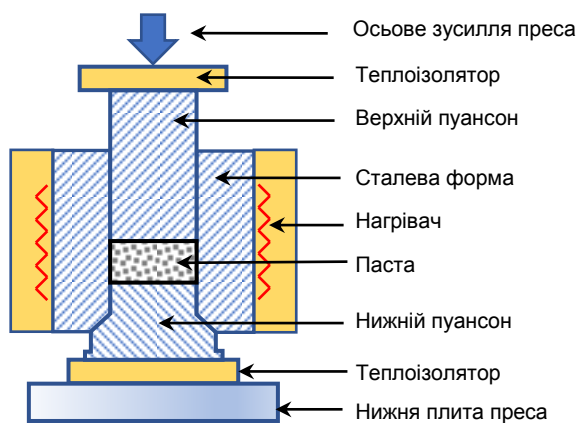
*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

За результатами експериментів присвячених розробці інноваційних в'язучих матеріалів для використання їх в технології інкорпорування рідких РАВ в захисні матриці, в ННЦ ХФТІ розроблено геополімерні композиції з застосуванням вітчизняних промислових відходів алюмосилікатного складу і різних мінеральних добавок. Отримані зразки геополімерів визначаються вельми щільною та гомогенною структурою та характеризуються прийнятними показниками фізичних та механічних властивостей.

Сучасні світові дослідження, що спрямовані на покращення властивостей в'язучих речовин, пов'язані з використанням методу термообробки під тиском. Перевагою цього методу є підвищення механічних характеристик за значно менший термін в порівнянні з традиційними способами виробництва. Тому, вивчення ефективності методу термообробки під тиском для технології геополімерів є актуальним.

У якості основних сировинних матеріалів використовували золи виносу ТЕЦ, металургійні шлаки, каоліни та піски. Як відомо, в Україні радіоактивні іонно-обмінні смоли (ІОС) відносяться до рідких РАВ середньої та низької активності. У якості імітатору радіоактивної ІОС використовували відпрацьовану неактивну ІОС Purolite C100E (катио-ніт), що уявляє собою тверді, сферичні частинки з переважним розміром 0,5 - 1,0 мм.

З сировинних матеріалів готували суху суміш та додавали відпрацьовану ІОС (до 20 ваг. %), окремо готували лужний активатор, який містив дистильовану воду, гідроксид калію КОН та рідке калієве скло  $K_2O(SiO_2)_n$ . Суміш з імітатором додавали до активатору та перемішували до отримання пасти у планетарному млині впродовж 30 хвилин зі швидкістю 200 об/хв. Далі пасту заливали в підігріту до необхідної температури (80 - 150 °C) металеву форму, яку поміщали в прес та здійснювали формування зразків під тиском 50-60 МПа. Далі зразки виштовхували та витримували відповідний час (7 - 28 діб) для твердіння, після чого використовували для визначення фізико-механічних властивостей. На рис. 1 і 2 показано схему процесу формування геополімеру з застосуванням термообробки під тиском та відповідно зовнішній вигляд і структуру отриманих зразків.



*Рис. 1. Схема процесу формування геополімеру з використанням термообробки під тиском*



а



б

*Рис. 2. Зовнішній вигляд (а) та структура зразків з ІОС (б), отриманих з використанням термообробки під тиском (80 °С)*

За результатами порівняльних досліджень фізичних і механічних властивостей та структури геополімерів обрано оптимальний склад композиції на основі золи виносу, доменного шлаку та метаксаоліну, а також рідкого калієвого скла та гідроксиду калію. Виготовлені зразки геополімеру визначаються однорідною структурою та характеризуються прийнятними показниками міцності при стисканні  $\geq 30$  МПа. Також визначено оптимальні параметри отримання геополімерів: температура - 80<sup>0</sup>С та тиск 60 МПа.

На підставі досліджень встановлено, що зразки з додатками до 20 % відпрацьованої ІОС характеризуються щільною, однорідною структурою та мають, в порівнянні з зразками оптимального складу, не значно менші показники межі міцності при стисканні (23 МПа).

Отримані результати досліджень показують перспективу використання запропонованого методу отримання геополімерної матриці, в якій інкорпоровані частинки відпрацьованої ІОС.

## ІММОБІЛІЗАЦІЯ ЗОЛИ ВІД СПАЛЮВАННЯ РАДІОАКТИВНО ЗАБРУДНЕНОЇ ДЕРЕВИНИ З ВИКОРИСТАННЯМ МАГНІЙ-КАЛІЙ-ФОСФАТНОЇ МАТРИЦІ

*Сергій Сасенко, Володимир Шкуропатенко, Євгеній Світличний,  
Олександр Пилипенко, Костянтин Лобач, Анна Зикова, Світлана Карсім*

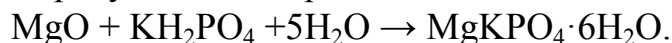
*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Після спалювання радіоактивно забрудненої деревини Чорнобильської зони в установці «Інсинератор» утворюється зола, що містить переважно  $^{137}\text{Cs}$  з підвищеною концентрацією. Враховуючи здатність золи до розпилення, переробка в тверду стабільну форму підвищує безпеку її транспортування та довготривалого зберігання. Отже, розробка високоефективної матриці для іммобілізації золи з високим ступенем включення, високою корозійною стійкістю та механічною міцністю є актуальним завданням.

В ІФТТМТ ННЦ ХФТІ проводяться дослідження нових магній-калій-фосфатних (МКФ) матеріалів та розробка методів іммобілізації радіоактивних відходів у захисні форми на їх основі. МКФ матриця була апробована спільно з Аргонською національною лабораторією для отвердження імітаторів високоактивних відходів донних відкладень із резервуарів у Хенфорді, США (партнерський проект Р-547), а також для інкапсуляції реакційноздатних металів (проект Horizon-2020 “Pre-Disposal management of radioactive waste (PREDIS)”). Було показано, що магній-калієвий фосфат є ефективним та універсальним матеріалом для іммобілізації різних типів РАВ.

Мета цієї роботи - оцінка можливості використання магній-калій-фосфатної матриці для іммобілізації золи від спалювання радіоактивно забрудненої деревини та визначення властивостей отриманого компаунду.

МКФ отримували в результаті реакції між оксидом магнію  $\text{MgO}$  та розчинним дигідрофосфатом калію  $\text{K}_2\text{H}_2\text{P}_2\text{O}_7$  з утворенням К-струвіту  $\text{MgKPO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  - мінералу з низькою розчинністю:



Одержання неактивної модельної золи здійснювали піролітичною обробкою деревини сосни при температурі  $650\text{ }^\circ\text{C}$  протягом 3 годин. Для насичення модельної золи цезієм використовували азотнокислий цезій  $\text{CsNO}_3$  у вигляді водного розчину (1 мас.%  $\text{CsNO}_3$ ).

Зразки МКФ компаунду виготовляли за наступною схемою: приготування сухої реакційної суміші з  $\text{MgO}$ ,  $\text{K}_2\text{H}_2\text{P}_2\text{O}_7$  та золи, розчинення сповільнювача реакції  $\text{H}_3\text{BO}_3$  у воді - добавка води до вихідної реакційної суміші, отримання пасти - заливка у форми, твердіння пасти - отримання зразків (рис.).

Проблеми з розпуханням та малим часом тужавлення МКФ пасти були вирішені шляхом визначення оптимальних відношень MgO до  $\text{K}_2\text{HPO}_4$  та води до цементної суміші.

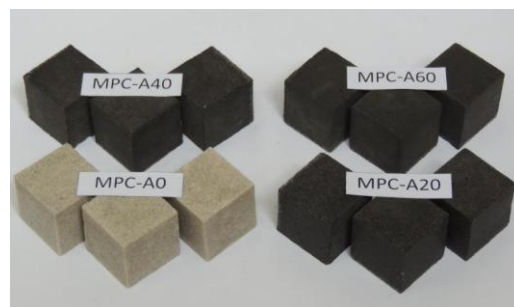


Рис. Схема виготовлення МКФ компаунду та зовнішній вигляд отриманих зразків ( $3 \times 3 \times 3$  см).

Для визначення допустимого ступеню включення золи до МКФ матриці виготовили дослідну партію МКФ зразків з введенням золи від 20 до 60 мас.%. З огляду на отримані дані щодо міцності на стиск показано, що при включенні золи до 40% міцність становить  $>20$  МПа, що значно перевищує відповідні вимоги до цементного компаунду ( $>5$  МПа). Після збільшення кількості золи до 60% міцність на стиск різко зменшується. Тобто встановлено, що допустимий ступінь включення золи в МКФ матрицю складає 40%.

Методами рентгене-фазового аналізу показано, що основною фазою МКФ матриць є К-струвіт  $\text{MgKPO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ . Також спостерігається кальцит  $\text{CaCO}_3$  та кварц  $\text{SiO}_2$ , які входять до складу золи. Показано, що МКФ матриці характеризуються щільною структурою з включеними частинками золи.

Швидкість вилуговування Cs являється основним критерієм практичного застосування матриць для зберігання або захоронення РАВ. Проведені випробування на вилуговування показали, що швидкість вилуговування Cs з МКФ компаунду, який вміщує 40% золи, становить  $1.2 \cdot 10^{-4}$  г/см<sup>2</sup>·добу, що відповідає нормативним вимогам до цементного компаунду (не більше  $10^{-3}$  г/см<sup>2</sup>·добу).

Отримані результати підтверджують перспективність використання нової магній-калій-фосфатної матриці для іммобілізації золи від спалювання радіоактивно забрудненої деревини Чорнобильської зони.

#### Посилання

1. S.Yu. Sayenko, V.A. Shkuropatenko, O.V. Pylypenko, S.O. Karsim, A.V. Zykova, D.V. Kutnii, Arun S. Wagh. Radioactive waste immobilization of Hanford sludge in magnesium potassium phosphate ceramic forms // *Progress in Nuclear Energy*. 2022, 152, 104315. <https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2022.104315>

2. Sergii Sayenko, Volodymyr Shkuropatenko, Oleksandr Pylypenko, Hennadii Kholomieiev, Svitlana Karsim, Anna Zykova. Production and Properties of Magnesium Potassium Phosphate Cements Containing Ash and Metallurgical Slag Additives for Radioactive Waste Immobilization // *Nuclear and Radiation Safety*. 2023, 2(98), p. 30-43. [https://doi.org/10.32918/nrs.2023.2\(98\).03](https://doi.org/10.32918/nrs.2023.2(98).03)

## ЯКІСТЬ СПЛАВІВ ЦИРКОНІЮ – ГОЛОВНИЙ КРИТЕРІЙ ЕФЕКТИВНОСТІ ЇХ ЗАСТОСУВАННЯ В ЯДЕРНОМУ ПАЛИВІ АЕС УКРАЇНИ

*А.П. Мухачев<sup>1</sup>, М.М. Пилипенко<sup>2</sup>, Д.О. Єлатонцев<sup>1</sup>, О.А. Харитонов<sup>1</sup>*

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

<sup>2</sup>*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

Застосування сплавів на основі цирконію реакторної чистоти із вмістом гафнію менше 0,01% у виробництві оболонок твेलів різних типів комерційних реакторів на теплових нейтронах залишається і буде стабільним у найближчі десятиліття. Їхня якість забезпечує термін експлуатації ядерного палива (ЯП) на реакторах потужністю 1000 МВт до 4 років. Головним критерієм ефективності виробів є корозійна і радіаційна стійкість виробів за підвищених температур і тисків, у сильних нейтронних полях.

Деякі технологічні показники ЯП (ступінь вигорання, питома витрата урану) відрізняються через різний склад ЯП. У процесі промислової експлуатації виробів з різних сплавів (Zircaloy, Zirlo, M-5, E-110, E-125, E-635, КТЦ-110, КТЦ-125) було визначено, що експлуатаційні характеристики сплавів цирконію визначаються як величиною вмісту критичних домішок (Hf, O, F, Si, Fe, Ni, Al, Ti), так і загальною частотою сплаву цирконію. Технології отримання цирконію реакторної чистоти були розроблені в 1960-х роках і практично не змінювалися. Нормативні вимоги до якості сплавів за вмістом домішок перехідних металів і домішок впровадження також майже не змінювалися відтоді.

Основною технологією залишається хлоридно-магнієва, створена в США, на основі якої виготовляють до 75% сплавів цирконію для реакторів на теплових нейтронах. Її особливістю є стабільна якість губки, яка визначається чистотою хлоридів цирконію і технічного магнію. Чистота цирконію за вмістом Hf, Si, REE, C і тугоплавких металів визначається ступенем очищення від них і зберігається в процесі відновлювальної плавки. Чистота цирконію за вмістом домішок впровадження (O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, C) визначається невисокою чистотою ZrCl<sub>4</sub>. Крім того, в процесі відновлення цирконій взаємодіє з матеріалом реактора, що підвищує концентрацію Ni, Cr, Fe в губці.

Для усунення негативного впливу домішок губка цирконію легується Ni, Fe, Cr, Sn, що визначає корозійну і радіаційну стійкість виробів. Вони визначають термін експлуатації твельної оболонки 4 роки. Підвищення терміну експлуатації твелів на цих сплавах до 5-7 років неможливе.

Сплави цирконію з ніобієм (E-110 і E-125), що застосовуються в реакторах ВВЕР, виробляють в обсязі до 25% від світового обсягу, вони



зарекомендували себе як надійний матеріал. Їхня чистота не перевищує 99,8%, при вмісті гафнію  $\leq 0,035\%$ , що в 4 рази вище вимог стандарту ASTM. Вміст вуглецю  $\leq 0,02\%$  визначається технологією процесу електролізу, за якої відбувається руйнування графітових анодів. Вміст фтору в сплаві досягає 100 ppm, що є негативним фактором у разі можливої аварії з підвищенням температури до 1200 °С.

Якість цирконію повністю визначається чистотою вихідної солі  $K_2ZrF_6$ . Низький вміст кисню в цирконії ( $<0,1\%$ ) знижує міцність сплавів у процесі експлуатації. Легування цирконію ведеться вакуум-дуговим способом, який не дає змоги додатково очистити сплав від більш легколетких, ніж цирконій, домішок, зокрема, F, Al, Ca, Mg. У роботах ННЦ ХФТІ було доведено, що кисень у цирконії є легуючим елементом, а не домішкою.

Новою технологією отримання сплавів цирконію з ніобієм для реакторів ВВЕР стала содово-екстракційна технологія перероблення цирконового концентрату без застосування токсичних реагентів (хлору і фтору) на стадіях розтину сировини до отримання солі реакторної частоти на рівні 99,9 % із вмістом домішок на рівні  $10^{-3}\%$ . Екстракційне розділення цирконію і гафнію на відцентрових екстракторах в азотнокислому середовищі збільшує кінетику процесу та інтенсифікує процеси поділу, як цирконію, так і гафнію, з підвищенням ступеня очищення від домішок Si, Al, Fe, Ni, Ti, C.

Стійкість сталі 1X18H10T гарантує високу якість нітратних солей цирконію і гафнію. Простота отримання  $ZrF_4$  забезпечує її якість шляхом застосування стійкого полімеру, фторпласту-4. Кальцієтермічне відновлення  $ZrF_4$  у присутності ніобію дає змогу в одному процесі отримувати сплав із необхідною концентрацією Nb і критичних домішок (C, Si, Ni, Ti, Al). Додаткове їх очищення до рівня 99,9% проводиться методом електронно-променевого рафінування.

Багаторічні матеріалознавчі випробування службових властивостей виробів зі сплавів, отриманих за новою технологією, проведені вченими ННЦ ХФТІ, засвідчили їхню відповідність нормативним вимогам для ВВЕР. Реакторні випробування виробів зі сплавів КТЦ-110 і КТЦ-125, проведені до 1991 р., переконливо засвідчили їхню відповідність штатній продукції, отриманій методом електролізу. Порівняння основних промислових технологій отримання компонентів ЯП з погляду критеріїв сталого розвитку дає змогу зробити однозначний висновок про перспективність української технології для виробництва вітчизняного ЯП, не повторюючи технології інших виробників ЯП. Українська технологія відкриває можливість підвищення ступеня вигорання ЯП до 70 МВт/кг урану на добу і подовження терміну його експлуатації до 5-7 років.

## **IMPROVEMENT OF THE Zr-1%Nb ALLOY FOR FUEL ELEMENT CLADDING OF NUCLEAR REACTORS**

***M.M. Pylypenko<sup>1</sup>, O.V. Yefimov<sup>2</sup>, T.V. Potanina<sup>2</sup>, A.O. Drobyshevska<sup>1</sup>,  
V.M. Pelykh<sup>1</sup>***

<sup>1</sup>*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

<sup>2</sup>*National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”, Kharkiv, Ukraine*

*E mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua*

In the programs of work carried out in the world to improve nuclear fuel for light water-cooled reactors and which are aimed at further improving the operational reliability of fuel cells with fuel burn-up to 70...75 (GW·days)/t U and a campaign length of up to 6...7 years, much attention is paid to increasing the resource characteristics of zirconium fuel element cladding and components of fuel assemblies.

This report presents the results of research on to improve the performance properties of the Zr-1%Nb alloys.

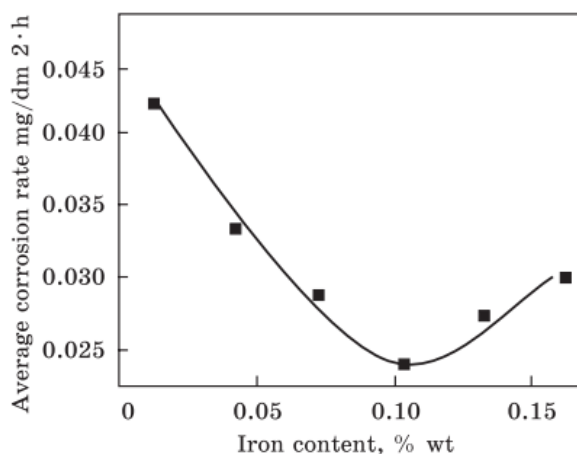
The composition, properties and operating conditions of modern zirconium-based alloys fuel cladding are analyzed. The need to ensure high radiation and corrosion resistance and reliability of fuel claddings for the safe operation and higher efficiency of pressurized water reactors NPPs is substantiated. Optimization of the Fe content will lead for increases corrosion resistance in the coolant and resistance to radiation growth and using the zirconium sponge as the base of alloys provide safety criteria under LOCA conditions.

The technology of magnesium-thermal production of spongy zirconium on laboratory installations has been studied. The processes for obtaining spongy zirconium are considered: reduction of zirconium tetrachloride and high-temperature vacuum sublimation of the reaction mass. The change in the content of impurities during the refining of magnesium-thermal the zirconium sponge was investigated using the electron beam melting method. It is 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. The results of the research can be used to develop an industrial magnesium-thermal technology in Ukraine for the production of spongy zirconium and equipment for its production.

The evolution of the structure of the Zr-1%Nb alloy with increasing iron content has been studied. It is shown that small additions of iron to the Zr-1%Nb alloy lead to a change in its structure due to the appearance of Laves phase precipitates. Due to the very low solubility of Fe in  $\alpha$ -Zr, practically all of it is concentrated in the Laves phases. The Fe content in the matrix is 0...0.1%, Nb – 0.3...0.7%. It was found that the number of Laves phase precipitates is determined by the Fe content in the alloy and increases with increasing Fe content. The

increase in the iron content in the Zr-1%Nb alloy leads to an increase in the microhardness of the alloy. And increase in the Fe iron content above 0.13 wt.% leads to a sharp increase in microhardness up to 1880 MPa.

Long-term corrosion tests of samples of the Zr-1%Nb alloy with different iron content (from 0.012 to 0.192 wt.% with an interval of 0.03 wt.%), obtained by Ukrainian technology, in WWER-1000 simulated primary circuit environment (temperature 350 °C, pressure 16.5 MPa) were carried out, and mathematical processing of the results of these studies allowed us to determine the optimal Fe content. Processing the results of experimental corrosion studies made it possible to determine the optimal Fe content, which leads to increased corrosion resistance of the Zr-1%Nb alloy under WWER-1000, is 0.1 wt.%. Increasing and decreasing the iron content in Zr-1% Nb alloy from the optimal amount (0.1 wt.%) leads to a corrosion rate increase (Fig.).



*Average corrosion rate of Zr-1% Nb alloy samples depending on the Fe content during 1500 h of testing*

Ar<sup>2+</sup> ions irradiation of the Zr-1%Nb alloy with different Fe content showed that increasing the Fe concentration leads to the decrease in the size of the interstitial dislocation loops and a slight increase in their density. X-ray microspectral studies of the composition of secondary phase particles in samples of the Zr-1%Nb alloys with Fe additions after irradiation to 15 dpa showed that, the precipitates of the Laves phase contain only 1...8% Fe; the content of Fe in the precipitates of the Laves phase was 30% before irradiation. During irradiation, the Fe release from the precipitates of the Laves phase, diffuse through the matrix and form secondary radiation-induced fine precipitates, which delay in <c>-type dislocation loops nucleation responsible for the acceleration of radiation growth. The Fe alloying of the alloys of the system Zr-Nb contributes to the suppression of the phenomenon of radiation growth in commercially effective ranges of radiation doses.

**EFFECT OF VARIOUS RELAXATION INFLUENCES  
ON THE CHARACTERISTICS OF VT1-0 NANOSTRUCTURED ALLOY**

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

*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

The technical basis for the use of titanium alloys as structural materials for nuclear power engineering are: high strength, high radiation resistance at operating temperatures, corrosion resistance in active environments. For the wide use of titanium alloys as structural materials for reactor vessels, a number of studies are required, because there are still many questions on the physics of strength. However, it can already be argued that, in terms of reliability and safety, they are a promising structural reactor vessels material.

Improving the performance characteristics of products made from titanium alloys is currently associated with the development of methods for the formation of nanocrystalline structures that have unique mechanical properties that are very different from the properties of coarse-grained polycrystalline objects. The most promising method for producing nanostructured crystalline materials is the method of severe plastic deformation, in particular, rolling deformation. However, the question remains of the stability of the created nanostructure over a wide range of temperatures and deformations.

In order to study the possibilities of relaxation of stress and stabilizing the nanostructure, we studied technical titanium grade VT1-0 of industrial production, the number of impurities of which does not exceed 0.3 %, strained by rolling at 20°C, the deformation was  $\varepsilon = 3.0$ . The nanograin structure with a size of ~100 nm formed by rolling is quite homogeneous in volume. Creep tests were carried out in stepwise loading mode at temperatures of 20°C and 350°C, the measurement accuracy was  $\sim 5 \cdot 10^{-5}$  cm. The evolution of the structure was monitored using an electron microscope.

It has been shown that rolled samples tested under creep conditions at 20°C and 350°C have higher strength compared to industrially produced samples. In this case, the level of plasticity decreases at 20°C by ~ 20 %, i.e. the material is strengthened and increases sharply (5 times) at  $T = 350^\circ\text{C}$ , which is due to the development of relaxation processes in the boundaries and near-boundary regions, as well as recrystallization during the creep process, i.e. the created nanostructure has low thermomechanical stability.

Ultrasonic treatment with a frequency of  $f=20$  kHz and an amplitude of 65 MPa leads to relaxation of internal stresses in the VT1-0 nanostructures alloy due to the

formation of an equilibrium structure of boundaries without noticeable grain growth. In this case, the mechanical properties of the alloy change as follows: the tensile strength increases, while maintaining the yield strength and plasticity.

This may be due to the rearrangement of the structure and the formation of new deformation boundaries (cell walls, polygonal boundaries, microtwins), which are more resistant to tensile loads.

In addition, the low stacking fault energy of the VT1-0 alloy can make it difficult for point defects to move to the boundaries of nanograins and slow down the recovery processes associated with vacancy flows, which complicates the reconstruction of the structure of boundaries and leads to a slowdown in recrystallization processes and the development of polygonization.

Irradiation by electrons with an energy of  $E = 10 \text{ MeV}$  and a dose of  $D = 5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-2}$  has slightly effect on the mechanical characteristics of VT1-0 in nanostructured states, but leads to the conservation and stabilization of the nanostructure during creep at  $T = 20^\circ\text{C}$ . Thus, commercially pure titanium VT1-0 in a nanostructured state with high strength characteristics and sufficient plasticity has well perspectives for the practical application under irradiation conditions at the temperature about  $20^\circ\text{C}$ .

At a test temperature of  $350^\circ\text{C}$ , irradiation with electrons with an energy of  $E = 10 \text{ MeV}$  and a dose of  $D = 5 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-2}$  of VT1-0 samples in a nanostructured state reveals a tendency to increase strength, plasticity and creep rate compared to the characteristics of non-irradiated rolled samples. This is due to the slowing down of recrystallization processes and the development of polygonization processes due to the decrease in the level of internal stresses in the nanostructured material after irradiation. This indicates that the process of structural transformation has slowed down under creep conditions.

## **Session [C]**

### **Materials for nuclear-power reactors of new generation, reactors on fast neutrons, fusion installations and SMR**

## **Секція [C]**

### **Матеріали для реакторів нових поколінь, реакторів на швидких нейтронах, термоядерних установок та ММР**

#### **DEVELOPMENT AND CHARACTERIZATION OF ODS AUSTENITIC STEEL AND ODS HEA**

***I.V. Kolodiy, O.S. Kalchenko, M.A. Tikhonovsky, O.M. Velikodnyi***

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine  
Email: kolodiy@kipt.kharkov.ua*

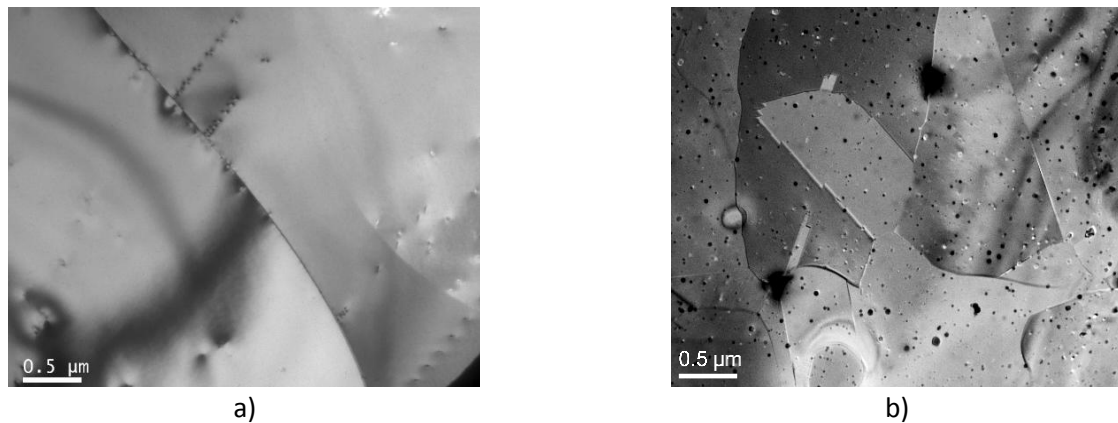
Modern concepts of future nuclear facilities (such as fusion and Gen IV fission reactors) require further improvements in reliability, safety and efficiency. One of the challenges for the development of these facilities is selection of appropriate structural materials for their active zones. Radiation environment in these facilities implies operation in more severe conditions, including high operation temperatures (>650 °C), high damage levels, and high rates of gas accumulation. Thus, traditional constructional materials are not suitable.

Among promising candidates for the use in such conditions are oxide-dispersion-strengthened (ODS) steels. Saturation of steel with a high density of nanosized oxide precipitates and their homogeneous distribution into the matrix not only improves its high-temperature mechanical stability, but also is expected to improve radiation resistance. Another promising class of radiation-resistant materials (according to the theoretical studies and preliminary experimental results) is so-called high-entropy alloys HEAs.

In this work, we report manufacturing route and detailed characterization of the austenitic steel 18Cr10NiTi-ODS and CrFe<sub>2</sub>MnNi-ODS HEA, strengthened by the nano-oxides of the Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> system. Both ODS materials were developed at NSC KIPT. The effect of nano-oxide precipitates and grain refinement on structure, microstructure, mechanical properties and radiation resistance was studied by the combination of XRD analysis, TEM and SEM observations and mechanical tests. 18Cr10NiTi-ODS steel has fine-grained structure with the average grain size of 1.2 μm. Complex nano-oxide precipitates have uniform distribution into the matrix and high number of density: average particle size is 10 nm and average density reaches ~ 7·10<sup>15</sup> cm<sup>-3</sup>.

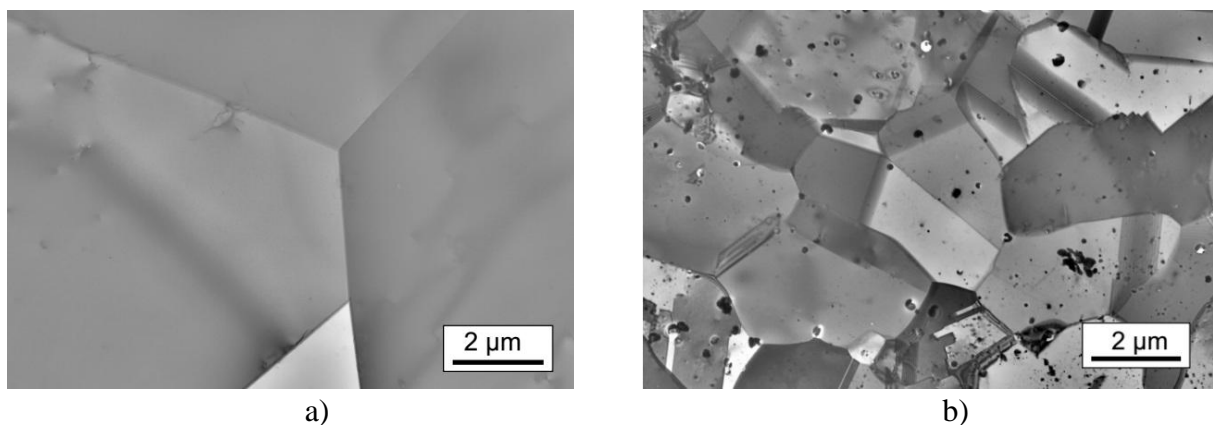
Due to the grain refinement and nano-oxide precipitates with uniform distribution into the austenite matrix, the strength characteristics of 18Cr10NiTi-ODS steel are significantly higher (by 1.5÷2.5 times) compared to conventional

18Cr10NiTi steel. This effect is especially evident at elevated temperatures (700 °C). At the same time, the plasticity of the ODS steel decreases slightly, but still remains at an acceptable level.



*Fig. 1. Microstructure of the conventional 18Cr10NiTi (a) and 18Cr10NiTi-ODS (b) steels*

Microstructure of the CrFe<sub>2</sub>MnNi-ODS HEA is characterized by the fine-grained structure (average grain size of 2 μm) with the presence of two types of precipitates. The first ones are large oxide precipitates size of 50÷150 nm, enriched with Cr and Mn. Additionally, a significant number of small precipitates size of ~10 nm and a density of ~10<sup>14</sup> cm<sup>-3</sup> are observed. It was established that this kind of precipitates is complex Y-Zr-O nano-oxides. As can be seen, ODS HEA has a slightly larger average grain size and a lower density of nano-oxide precipitates, compared to 18Cr10NiTi-ODS steel.



*Fig. 2. Microstructure of the CrFe<sub>2</sub>MnNi HEA (a) and CrFe<sub>2</sub>MnNi-ODS HEA (b)*

Mechanical tests of the CrFe<sub>2</sub>MnNi-ODS HEA revealed a significant increase in yield strength and ultimate strength (up to 2 times) with plasticity at about 20% (compared to initial CrFe<sub>2</sub>MnNi HEA). But it should be noted that mechanical properties of the ODS HEA are somewhat lower than those of 18Cr10NiTi-ODS steel. This may be due to a lower density of nano-oxide precipitates and a wide range of their size distribution in ODS HEA.

According to the presented results, developed ODS materials can be a promising material for usage in nuclear industry as a core internals material in future reactors.

## **МЕХАНІЗМ УТВОРЕННЯ ТРІЩИН У ТЕКСТУРОВАНИХ ВОЛЬФРАМИХ ЗРАЗКАХ ПРИ ОПРОМІНЕННІ ВОДНЕВОЮ ПЛАЗМОЮ З ТЕПЛОВИМИ НАВАНТАЖЕННЯМИ ПОДІБНИМ ДО УМОВ ITER**

***С.В. Суровицький<sup>1</sup>, С.В. Малихін<sup>1</sup>, І.Є. Гаркуша<sup>2</sup>, В.О. Махлай<sup>2</sup>,  
Л.Є. Кононопський<sup>1</sup>, Т.Б. Кононопська<sup>1</sup>, В.М. Любов<sup>1</sup>, С.С. Геращенко<sup>2</sup>,  
О.І. Гірка<sup>3</sup>***

<sup>1</sup> *Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»;*

<sup>2</sup> *ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;*

<sup>3</sup> *Max-Planck-Institut für Plasmaphysik, Boltzmannstrasse 2, Garching D-85748, Germany*

Довговічність елементів термоядерного реактора залежить від стійкості матеріалів і компонентів до повторюваних плазмових навантажень на першу стінку та дивертор міжнародного термоядерного реактору, зокрема ITER. Вольфрам був обраний як основний матеріал для дивертора завдяки його високій температурі плавлення та стійкості до розпорошення. Ще одним важливим критерієм при виборі захисних матеріалів для ITER є їхня стійкість до розтріскування. Тому аналіз можливих механізмів формування та розвитку тріщин у вольфрамових мішенях при радіаційно-термічному опроміненні є актуальною задачею, яка ставилась в даній роботі.

У наших попередніх роботах методом рентгенівської тензометрії вперше було визначено залишкові напруження в зразках вольфраму та досліджено їх зміни при опроміненні водневою плазмою в режимі ITER ELMs [1]. Було встановлено, що початкові напруження стиснення під дією плазмових навантажень перетворюються на напруження розтягу, а тріщини з'являються, коли ці напруження розтягу стабілізуються або починають знижуватися [2,3]. При цьому зародження тріщин пов'язано з розміром зерен, текстурою, густиною та розподілом дислокацій, кількістю вакансійних комплексів, які в початковій структурі обумовлені технологією виготовлення зразків. Для дослідження можливого механізму розвитку тріщин (дислокаційний механізм Астро та Мотта, або вакансійний механізм Вуда, або двійниковий механізм) були відібрані зразки таким чином, щоб залишкові макронапруження та параметри структурного стану і субструктури були близькими за значеннями. Для виключення окремих механізмів зразки піддавались стаціонарному опроміненню іонами із середньою енергією 2 кеВ в джерелі FALCON [4] для відпалу напружень та дефектів початкової структури. Таке опромінення відпалює вакансії та дислокації. Таким чином виключається дислокаційний механізм. Обрані зразки з різною віссю текстури, що передбачає різну кількість площин легкого ковзання. Опромінення водневою плазмою в режимі, що імітує перехідні події (ELMs)



в ІТЕР, проводили на квазістаціонарному прискорювачу плазми КСПП Х-50 [1-3] в кількості 100 імп. з енергією поверхневого навантаження  $0,45 \text{ МДж} \cdot \text{м}^{-2}$ .

За даними рентгенівських досліджень після опромінення водневою плазмою встановлено, що попередньо відпалені від дислокацій та залишкових напружень і надлишкових вакансій зразок з віссю текстури [100] виявився більш стійким до утворення тріщин, ніж зразок з текстурою [110], що містив додаткові вакансійні комплекси. На глибині 2 мкм у опроміненних зразках розвинулись практично однакові напруження, але в поверхневому шарі вони зовсім різні.

В результаті комплексного аналізу отриманих даних стверджується, що причиною утворення тріщин є пластична деформація поверхневих шарів шляхом двійникування. Зразки з різною текстурою в плані зародження тріщин поводяться вкрай протилежно. В об'ємно центрованих структурах при низьких температурах і великих швидкостях деформування текстура [100] зручна для деформації ковзанням, а текстура [110] зручна для деформації двійникуванням. Тріщина виникає як результат взаємодії двійника з двійником або двійника з межею зерна або двійника з округлим включенням. Роль таких включень можуть відігравати наповнені воднем мікропори. Мікропори утворюються як результат насичення воднем, що імплантується, петель віднімання, що утворилися при захопленні вакансійних комплексів.

Отримані результати можуть бути використані для прогнозування стійкості захисних елементів дивертора, а також остаточно вибору матеріалу, що контактуватиме з плазмою в термоядерному реакторі нового покоління ДЕМО.

#### References

1. V.A. Makhraj, I.E. Garkusha, S.V. Malykhin, et. al. Residual stresses in tungsten under expo-sures with ITER ELM-like plasma loads // *Phys. Scr.* 2009, v.T138, p.014060.
2. V A Makhraj, I E Garkusha, S V Malykhin, et. al. Tungsten damage and melt losses under plasma accelerator exposure with ITER ELM relevant conditions // *Phys. Scr.* 2014, N159 014024
3. I.E. Garkusha, S.V. Malykhin, V.A. Makhraj, et. al. Changes in the structure and substructure of tungsten during irradiation by hydrogen plasma flows at the specific energy close to the heat loads on the ITER surface // *Technical Physics*. 2014, vol. 59, Issue 11, p. 1620–1625.
4. V.A. Makhraj, N.N. Aksenov, O.V. Byrka et. al. Combined exposures of tungsten by stationary and Transient hydrogen plasma heat loads: preliminary results // *Problems of atomic science and technology*. 2013, № 1 (83) , p. 70-72.

## **ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ ДЛЯ РЕАКТОРІВ НА ШВИДКИХ НЕЙТРОНАХ, ТЕРМОЯДЕРНИХ РЕАКТОРІВ, НОВІТНІХ ЯДЕРНИХ УСТАНОВОК**

***І.В. Гурін, В.В. Колосенко, О.М. Буколов, О.В. Мошнік, С.І. Гурін***

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Широке використання графіту в реакторах пояснюється його доступністю, задовільними сповільнюючими властивостями та малим перерізом захоплення нейтронів. Чистий графіт має ефективний переріз захоплення нейтронів ( $0,032 \cdot 10^{-24} \text{ см}^2$ ). У світовій практиці найбільш поширені реактори кількох типів: каналні водографітові з киплячою водою та з перегріванням пари; корпусні водо-водяні з некиплячою та киплячою водою; низькотемпературні газографітові реактори, в яких у якості теплоносія використовується вуглекислий газ та високотемпературні газографітові з гелієвим теплоносієм; реактори на швидких нейтронах із натрієвим теплоносієм; басейнові водо-водяні реактори [1].

Останнім часом у всьому світі зростає інтерес до реакторів малої та середньої потужності або модульних реакторів (ММР) через їх здатність задовольняти потребу в гнучкому виробництві електроенергії для різних користувачів і застосувань і замінити застарілі електростанції. Серед 70 проектів ММР, представлених у звіті МАГАТЕ [2], 14 засновані на концепції ВТГР, ще 10 – сольові реактори. В більшості із них використовуються графітові елементи, або елементи, які містять графітові матеріали. Графітові матеріали також використовуються і в активній зоні ММР інших типів.

У ННЦ ХФТІ була розроблена унікальна технологія отримання шарових ТВЕЛІВ, в якій замість пресування застосовується операція формування виробу з подальшим ущільненням їх піровуглецем, із газової фази. У методиці замість внутрішнього та зовнішнього щільних піровуглецевих шарів (РyС) використовуються комбіновані (РyС+SiС) покриття із щільністю  $\geq 2,4 \text{ г/см}^3$ . Така заміна дозволяє знизити вихід газоподібних та твердих продуктів поділу з МТ у 100 разів. Комбінований захисний шар дозволяє зменшити товщину буферного шару майже вдвічі.

Альтернативою традиційним графітовим матеріалам є вуглець-вуглецеві композити (ВВКМ). ВВКМ – загальна назва широкого класу матеріалів, що складаються із вуглецевих або графітових волокон та вуглецевої або графітової матриці. Вони не тільки мають усі привабливі властивості графітів, але мають можливість керувати міцністю, теплопровідністю, електропровідністю й термічним розширенням матеріалів і готових виробів у потрібних напрямках. Вуглець-вуглецеві композити в порівнянні із

графітами більш стійкі до термічних і механічних ударів, абляції, електроерозії, мають високу радіаційну стійкість[1].

ВВКМ використовують не тільки для виготовлення паливних поглинаючих та регулюючих елементів реакторних установок, але й для виготовлення конструктивних елементів високотемпературних та сольових реакторів тощо [3]. ВВКМ можуть бути використані для створення унікальних високотемпературних ( $\geq 3000$  °C) систем вимірювання температури [4], виявлення водяної пари в газовому теплоносії тощо [5]. Також технологія ВВКМ може бути використана для оборотної мобілізації радіоактивних матеріалів.

#### Посилання

1. Воеводин В.Н и др. Углерод-графитовые материалы в ядерной энергетике (обзор) // *Вопросы атомной науки и техники, серия: «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»* 2015. №2(96), с. 52-64.

2. Advances in Small Modular Reactor Technology Developments.

Електронний документ. Доступ:

[https://aris.iaea.org/Publications/SMR\\_Book\\_2020.pdf](https://aris.iaea.org/Publications/SMR_Book_2020.pdf)

3. V.M. Azhazha and others. Electron irradiation test facility for irradiation of structural materials in conditions of molten salt reactor // *Вопросы атомной науки и техники*. 2005 г. № 4, Special issue “Materials for molten salt reactors”, с. 20-23.

4. Tokarieva O., Gurin I., Ovcharenko V. Study of the possibility of creating a high-temperature resistance thermoconverter from a carbon-carbon composite material // The 9th International scientific and practical conference “Study of world opinion regarding the development of science” (November 22-25, 2022) Prague, Czech Republic. International Science Group. 2022 – p. 606-608

5. .I.V. Gurin, V.E. Ovcharenko, O.V. Tokarieva, O.V. Moshnik. The use of CCCM for the creation of the high-temperature detectors of the water wapor // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. №2(144)–P.140-142 <https://doi.org/10.46813/2023-144-140>

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

## **ВИКОРИСТАННЯ ВУГЛЕЦЕВИХ НАНОТРУБОК ДЛЯ СТВОРЕННЯ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ З ПІДВИЩЕНОЮ РАДІАЦІЙНОЮ СТІЙКІСТЮ**

**В.Г. Удовицький, В.В. Литвиненко**

*Інститут електрофізики та радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна*

Розробка реакторів наступних поколінь потребує створення нових матеріалів з підвищеною радіаційною стійкістю. Хороші можливості покращення характеристик вже відомих і створення нових матеріалів з підвищеною радіаційною стійкістю відкриваються при використанні так званих наноструктурованих матеріалів (наноматеріалів), які завдяки особливостям своєї будови здатні витримувати значні радіаційні навантаження без суттєвої деградації своїх початкових властивостей [1]. В матеріалознавстві зараз значну увагу привертають і активно досліджуються вуглецеві нанотрубки (ВНТ), які завдяки багатьом своїм фізико-хімічним властивостям вже знайшли широке використання і мають значні потенційні можливості широкого використання при створенні нових конструкційних матеріалів в машинобудуванні, матеріалів мікро- і наноелектроніки, в біомедицині, в екології, тощо.

Значний інтерес з точки зору створення матеріалів і покриттів різного функціонального призначення представляють композитні матеріали на основі матриць з матеріалів різного типу (металічних, керамічних, полімерних, тощо), в які введені домішки ВНТ. В таких композитних матеріалах на основі ВНТ (КМВНТ) нанотрубки в більшості випадків відіграють роль армуючого компонента, покращуючи їх механічні властивості. В матеріалах, які піддаються радіаційному впливу, вони можуть слугувати також в якості стоків для радіаційних дефектів, підвищуючи цим їх радіаційну стійкість.

Тема розробки і дослідження різних КМВНТ для ядерної енергетики, як і багатьох інших питань її розвитку, є важливою і актуальною [2-4]. В Україні ці питання особливо актуальні, оскільки для нашої держави з огляду на втрату значної кількості електрогенерації наразі питання її відновлення мають надзвичайно важливе значення.

В доповіді зроблено огляд сучасного стану і перспектив розвитку КМВНТ з підвищеними механічними властивостями і радіаційною стійкістю для їх використання в ядерній енергетиці, а також представлено деякі власні технологічні напрацювання по дуговому синтезу ВНТ, які можуть бути використані при створенні КМВНТ.

Посилання

1. Н.А. Азаренков, В.Н. Воеводин, В.Г. Кириченко, Г.П. Ковтун. *Вісник Харківського національного університету ім. В.Н. Каразіна*. № 887. 2010, вип. 1/45, С. 1-24.
2. SO, Kang Pyo, et al *Nano Energy*, 2016, 22: 319-327.
3. RAO, P. T., et al. *Ceramics International*.2020, 46.10: 14591-14594. SU, Zhaokui, et al.
4. SU, Zhaokui, et al. *ChemNanoMat*, 2023. 9.2: e202200477.

**ВПЛИВ ІНТЕНСИВНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ  
В ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР СТАБІЛЬНОСТІ ФЕРИТУ  
НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ Й РАДІАЦІЙНІ  
ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ Т91**

*Г.Ю. Ростова<sup>1</sup>, І.В. Колодій<sup>1</sup>, Р.Л. Василенко<sup>1</sup>, О.С. Кальченко<sup>1</sup>,  
М.А. Тихоновський<sup>1</sup>, Г.Д. Толстолицька<sup>1</sup>, О.М. Великодний<sup>1</sup>, В.С. Оковіт<sup>1</sup>,  
М. Серрано<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup>Centro Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas, Madrid, Spain

Ферито-мартенситна 9%Cr сталь Т91 розглядається як матеріал - кандидат для майбутнього покоління реакторів GenIV в якості петлі охолоджувача першого контуру, паропровідного і теплообмінного обладнання АЕС з параметрами НКТ, а також як конструкційний матеріал в системах Accelerator Driven Transmutation. Головним фактором, що стримує широке використання феррито-мартенситних/мартенситних сталей із вмістом хрому 9% у конструкціях реакторів Gen-IV є їхня низька жароміцність (~ 500 °С). Дану проблему можна вирішити шляхом термомеханічної обробки, що включає інтенсивну пластичну деформацію (ПД) для подрібнення зереної структури та карбідних виділень та подальшу термічну обробку сталі для вирівнювання неоднорідності структури та розподілу карбідів/карбонітридів.

Для проведення ПД обрано метод багаторазового «осаджування-видавлювання» (БОВ), що розроблений в ННЦ ХФТІ. Перевагою цього методу є технологічна можливість отримання ультрадрібнозернистої структури як в лабораторних, так і в промислових масштабах [1]. В даній роботі БОВ проводилась при послідовному зниженні температури деформації з 750 до 575 °С для запобігання динамічної рекристалізації та максимального подрібнення зерна. Подальша термічна обробка проводилась за температур 730...550 °С протягом 1...50 год. Вивчення змін мікроструктури після кожного етапу обробки проводилось методами оптичної та електронної (сканувальної та трансмісійної) мікроскопії. Для встановлення впливу структурних змін на механічні характеристики проводилось вимірювання мікротвердості за Віккерсом, а також зразки тестувались на міцнісні та пластичні характеристики в умовах активного розтягування. Для визначення радіаційної стійкості сталі Т91 після термомеханічної обробки зразки опроміювались іонами аргону з енергією 1.4 MeV до дози 120 зна. Температура опромінення відповідала максимуму розпухання сталі Т91 та становила  $T = 460$  °С.

За допомогою методів оптичної та трансмісійної електронної мікроскопії було встановлено, що середній розмір зерен сталі Т91 після ПД зменшується з 20 мкм у вихідному стані до 140 нм після п'яти циклів БОВ. Зі збільшенням кількості циклів та зниженням температури осаджування-видавлювання, одночасно зі зменшенням середнього розміру зерен, спостерігається підвищення однорідності їх розподілу за розмірами.

Вивчення термічної стабільності структури сталі після ПД показало, що ультрадрібнозернистий стан сталі Т91 є найстабільнішим за температури термообробки 550 °С. Відпуск протягом 25 годин не викликав суттєвих змін розмірів зерен та виділень, а також мікротвердості, яка залишається на рівні 3000 МПа. Однак, підвищення температури відпуску до 650 °С призводить до росту

зерен, збільшення об'ємної частки і щільності виділень карбідних фаз, що в свою чергу знижує твердість.

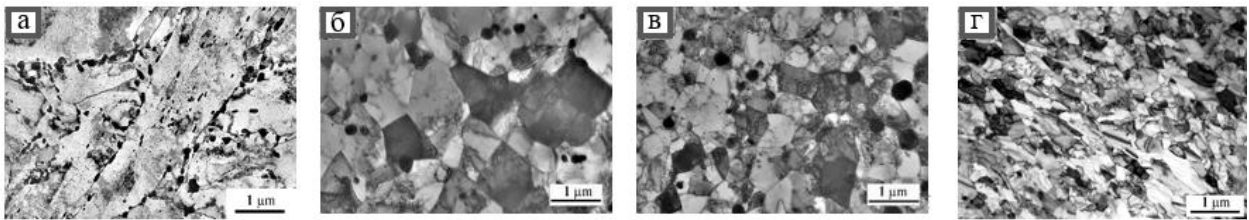


Рис. 1 – Мікроструктура сталі Т91: а – вихідний стан; б – 3 БОВ; в – 4 БОВ; г – 5 БОВ

Дослідження механічних властивостей в інтервалі температур випробувань  $-196...+550\text{ }^{\circ}\text{C}$  показали, що межа плинності і межа міцності сталі Т91 з ультрадрібнозернистою феритною мікроструктурою перевершують характеристики вихідної сталі, притому відзначається зберігання достатнього рівня пластичності оброблених зразків. Термомеханічна обробка із застосуванням ПД методом «осадження-видавлювання» дозволила досягти рекордних для цієї сталі значень межі текучості (1279 МПа при  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  і 502 МПа при  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) та міцності (1340 МПа при  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$  і 511 МПа при  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

Проведені дослідження розвитку поруватої структури після опромінення сталі Т91 у різних структурних станах показало, що після опромінення іонами Аг з енергією 1,4 МеВ до дози 120 зна при  $T = 460\text{ }^{\circ}\text{C}$  розпухання в ультрадрібнозернистій феритній структурі становить 0.65% порівняно з 0.26% для вихідної структури відпущеного мартенситу. Однак навіть більший рівень розпухання сталі Т91 з феритною структурою все одно є невисоким, оскільки, для 316 сталі з аустенітною структурою, розпухання становить  $\sim 15,6\%$ , що в 24 рази перевищує рівень розпухання сталі Т91 з феритною структурою.

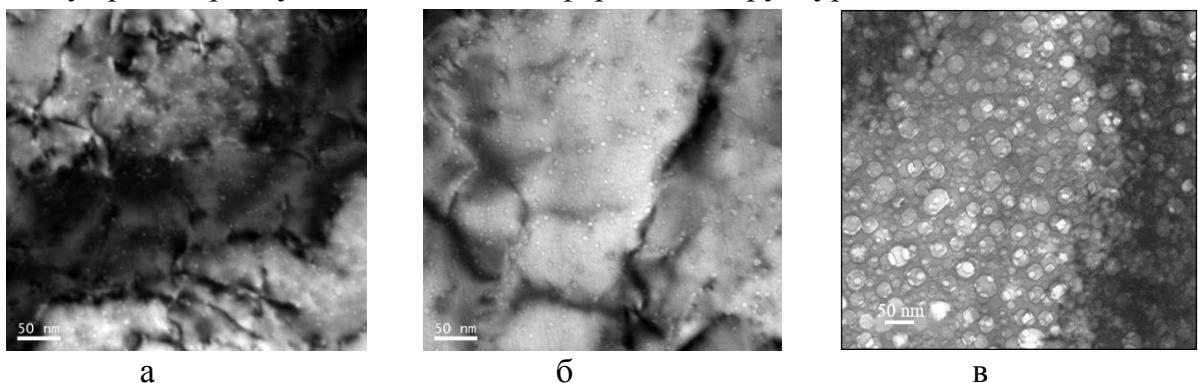


Рис. 2. Мікроструктура опромінених сталей: а – Т91 у вихідному стані зі структурою мартенситу відпуску, б – Т91 з феритною структурою, в – сталь SS316 з аустенітною структурою

Очевидно, що найкраща стійкість до розпухання вихідної сталі пов'язана з тим фактом, що у порівнянні із феритною та аустенітною структурами, структура відпущеного мартенситу має більш складну мікроструктуру, яка складається з ламелей та субзерен меншого розміру і більшої щільності границь, високої щільності дислокацій та карбідних/карбонітридних виділень, які є ефективними стоками точкових дефектів.

#### Посилання

1. О.В. Чорний та ін. Патент 42487 А Україна, МПК 7 H01B12/00 «Спосіб виготовлення ніобій-титанового надпровідника». Бюл. №9. Заявл. 12.03.2001; Опубл. 15.10.2001.

## МОДЕРНІЗАЦІЯ МІКРОСТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛІ Т91 ІНТЕНСИВНИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ ЗА ПІДВИЩЕНИХ ТЕМПЕРАТУР

*Г.Ю. Ростова<sup>1</sup>, І.В. Колодій<sup>1</sup>, Р.Л. Василенко<sup>1</sup>, О.С. Кальченко<sup>1</sup>,  
М.А. Тихоновський<sup>1</sup>, Г.Д. Толстолицька<sup>1</sup>, О.М. Великодний<sup>1</sup>, В.С. Оковіт<sup>1</sup>,  
М. Серрано<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup>Centro Investigaciones Energéticas, Medioambientales y Tecnológicas, Madrid, Spain

В даній роботі ми застосовували інтенсивну пластичну деформацію (ІПД) методом багаторазового «осаджування-видавлювання» (БОВ), який дозволяє проводити обробку у промислових масштабах. Термомеханічна обробка (ТМО) проводилась наступним чином: вихідний зразок був выдавлений за температури 875 °С з діаметра 40 мм до діаметра 20 мм. Після цього зразок піддавали попередньому відпалу (нормалізації) при 1250 °С (для розчинення карбідів) і охолодженню, а потім проводили три цикли ОВ (20 – 30 – 20 мм) при  $T=875$  °С, тобто в області метастабільності аустеніта. Істинна (логарифмічна) деформація за один цикл ОВ становила  $\epsilon \sim 1,6$ . Сумарна істинна деформація за 3 цикли БОВ склала  $\epsilon \sim 4,8$ . Після проведення процесу ІПД зразки піддавали відпуску в інтервалі температур 550-730 °С впродовж 1-100 годин. Мікроструктура сталі Т91 вивчалась методами оптичної мікроскопії, а тонку структуру досліджували за допомогою сканувальної та трансмісійної електронної мікроскопії. Механічні властивості сталі в вихідному стані та після ТМО встановлювались шляхом вимірювання мікротвердості за Віккерсом, а також в умовах активного розтягування. Стійкість зразків сталі Т91 з різною мікроструктурою до радіаційного розпухання вивчалась при опромінюванні високоенергетичними (1.4 МеВ) іонами аргону за температури 460 °С до дози 120 зна.

Мікроструктуру сталі після нормалізації та 3 циклів ОВ при 875 °С, тобто в області метастабільного аустеніта, можна охарактеризувати як "дефектний" або "поламаний" мартенсит (рис. 1,б). Середня ширина деформованих мартенситних ламелей становить 0,4-0,5 мкм. У середині ламелей спостерігаються границі субзерен, середній розмір субзерен складає близько 150 нм, а розмір кристалітів складає 47 нм. Після ІПД карбіди  $M_{23}C_6$  набувають округлої форми і розташовуються або вздовж границь ламелей, або вздовж границь субзерен. Відпуск при 550 °С перетворює "поламаний" мартенсит у більш "класичну" форму, формуючи блоки і збільшуючи розмір субзерен до 173 нм (рис. 1,в), практично не змінюючи ширину ламелей. Карбіди  $M_{23}C_6$  розташовуються вздовж мартенситних ламелей і границь субзерен, тоді як карбіди МХ знаходяться всередині субзерен. Підвищення температури відпуску до 600 °С в цілому не змінює характер мікроструктури, але ширина ламелей збільшується до 700 нм, а розмір субзерен зростає до 210 нм (рис. 1,г). При 650°С починається процес рекристалізації і

формування бімодальної мікроструктури, а при 730°C повністю рекристалізована мікроструктура з розміром зерен 2,8 мкм утворюється протягом 1 години.

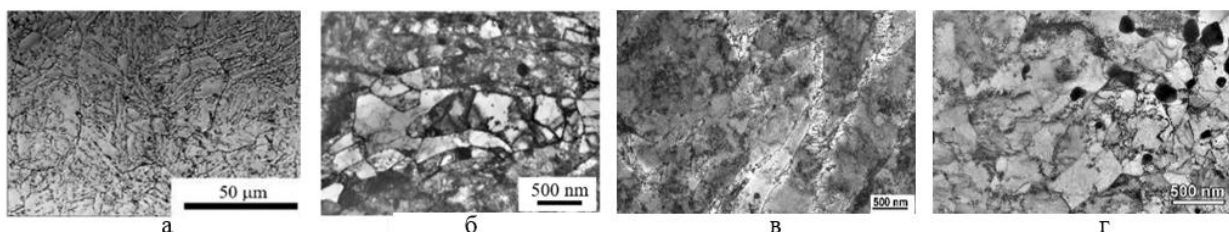


Рис. 1. Мікроструктура сталі T91: а – вихідний стан; б – після 3 циклів АВ при 875 °С; в – після відпуску при 550 °С/25 г.; г – після відпуску при 600 °С/25г

Внаслідок ІПД мікротвердість сталі склала 3958 МПа, що в 1,6 рази перевищує значення для вихідного стану (2480 МПа), тобто після стандартної термообробки «нормалізація-відпуск» (N&T). Після відпуску за температур 550 та 600 °С впродовж 25 годин мікротвердість залишається на достатньо високому рівні (3100 та 2780 МПа, відповідно), проте за температур вище 650 °С значення твердості різко знижуються внаслідок рекристалізації (рис. 2).

Аналіз механічних характеристик показав, що після ІПД і відпуску при 550 °С продовж 25 годин межа плинності і межа міцності сталі T91 при 600 °С в 1,5 рази вище ніж в вихідному N&T стані. При цьому, пластичність нижче лише в 1,18 рази і вона зберігається на високому рівні (14,2 %).

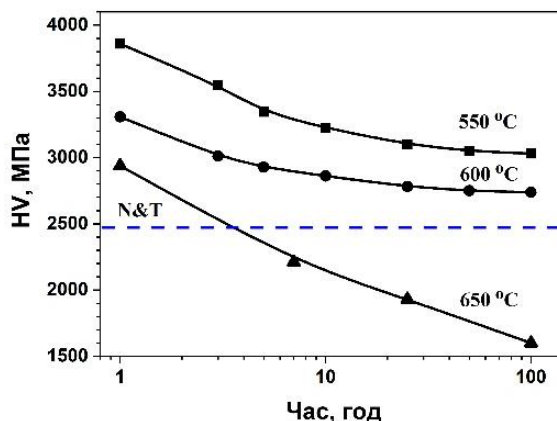


Рис. 2. Зміна мікротвердості сталі T91 в залежності від часу відпуску за різних температур

Дослідження мікроструктури сталі T91 після опромінення іонами аргону з енергією 1.4 MeV за температури 460 °С до дози 120 зна встановило, в зразках сталі, що отримані в тому ж процесі ТМО ( 3 циклу АВ при 875 °С і відпуск при 550 °С продовж 25 годин) рівень розпухання склав 0.12% (vs. 0.26% для вихідної сталі), тобто знизився більш ніж у два рази.

Таким чином, розроблений технологічний процес за рахунок утворення малого розміру субзерна (170 нм), високої щільності дислокацій ( $4.35 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) та виділень карбідів типу MX ( $3.8 \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$ ) суттєво покращив характеристики міцності та радіаційну толерантність ферито - мартенситної сталі T91.



## РАДІАЦІЙНА СТІЙКІСТЬ КАРБІДУ КРЕМНІЮ З ДОДАВАННЯМ ХРОМУ ЯК МАТЕРІАЛУ КОНТЕЙНЕРА ДЛЯ ГЕОЛОГІЧНОГО ЗАХОРОНЕННЯ РАДІОАКТИВНИХ ВІДХОДІВ

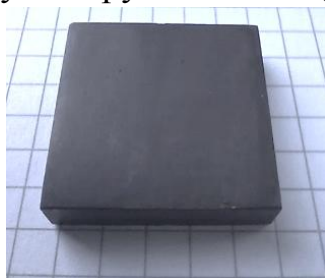
*Сергій Саєнко, Костянтин Лобач, Ігор Колодій, Олександр Пилипенко*

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

*E-mail: lobach0709@gmail.com*

Вирішення питань створення матеріалів контейнерів для геологічного захоронення радіоактивних відходів (РАВ) є одним із найважливіших напрямків в ядерній енергетиці. Очевидно, що такі контейнери повинні надійно запобігати можливості розповсюдження радіонуклідів у навколишньому середовищі, тобто бути радіаційно- та корозійно-стійкими й мати високі показники механічних властивостей. Саме такими властивостями володіють матеріали на основі карбиду кремнію (SiC), але враховуючи умови геологічного зберігання РАВ (радіаційне навантаження та вплив ґрунтових вод при  $T \approx 90^\circ\text{C}$ ), то питання підвищення радіаційних та корозійних властивостей є дуже актуальними.

В рамках виконання проєкту EU ConCorD (Container Corrosion under Disposal conditions, грантова угода № 847593), показано позитивний вплив додавання Cr на механічні властивості та корозійну стійкість кераміки SiC (рисунок) в умовах, що імітують ґрунтові води ( $T \approx 90^\circ\text{C}$ ).



*Отримані зразки SiC(Cr), розмір 25x25x4 мм*

Було встановлено, що додавання Cr до SiC підвищує значення мікротвердості з 22,8 до 25,5 ГПа, а також призводить до уповільнення корозійних процесів в зразках SiC, що може бути пов'язано з утворенням захисної плівки  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  на поверхні SiC. Середня розрахункова швидкість розчинення таких керамічних зразків SiC(Cr) у воді ( $T \approx 90^\circ\text{C}$ ) не перевищує 0,16 мкм/рік, що є досить низьким показником. Виходячи з отриманих результатів, доцільним стає оцінка стійкості отриманої структури SiC(Cr) до радіаційного випромінювання.

Параметри радіаційних випробувань обиралися виходячи з властивостей ізотопів  $^{137}\text{Cs}$  та  $^{90}\text{Sr}$ , як найнебезпечніших, що утворюються при поділі ядерного палива. Такі ізотопи мають здатність легко мігрувати в навколишньому середовищі та потрапляти в організм людини за біологічними ланцюжками, а їх період напіврозпаду становить приблизно 30

років. Активність  $^{137}\text{Cs}$  та  $^{90}\text{Sr}$  істотно спадає після 10 періодів напіврозпаду, що відповідає  $\approx 300$  років. За цей період захисний матеріал контейнерів РАВ може набрати поглинену дозу  $\gamma$ -опромінення на рівні  $10^6$  Гр. Також відомо, що швидкість набору дози суттєво впливає на поведінку захисних матеріалів контейнерів для зберігання РАВ: так при швидкості ( $10^3$ – $10^4$ ) Гр/год відбувається посилення корозійних процесів в таких матеріалах (внаслідок порушення їх цілісності).

Тому, в даній роботі для радіаційних випробувань кераміки  $\text{SiC}(\text{Cr})$  використовували імітаційне  $\gamma$ -опромінення до поглиненої дози  $2 \cdot 10^6$  Гр, що відповідає 300 рокам зберігання, та швидкістю набору дози  $10^4$  Гр/год.

Дослідні зразки були охарактеризовані за допомогою рентгеноструктурного аналізу (РСА), структурного аналізу (SEM), елементного аналізу (EDS) та радіаційних випробувань.

По даним РСА всі отримані зразки практично ідентичні за фазовим складом. Аналіз виявив наявність двох політипів  $\text{SiC}$ -6H і  $\text{SiC}$ -4H, а також незначної кількості вуглецю. Основу зразків становить політип  $\text{SiC}$ -6H (з масовою часткою  $\geq 96\%$ ) з параметрами решітки:  $a = 3,080\text{\AA}$ ;  $c = 15,112\text{\AA}$ . Варто зазначити про відсутність дифракційних піків хрому, навіть при максимальному вмісті. Можна припустити, що хром знаходиться у зразках у вигляді карбідів.

SEM аналіз зразків після  $\gamma$ -опромінення не виявив ніяких дефектів, порушень цілісності структури, утворень тріщин, змін структури поверхні та ознак розпухання.

Проведені дослідження EDS показують, що додавання Cr приводе до утворення невеликих за розміром карбідів  $\text{Cr}_x\text{C}_y$  в структурі  $\text{SiC}$ .

Формування таких дрібнодисперсних карбідів в матеріалах є дуже важливим чинником, тому що саме такі карбіди мають здатність до гальмування переповзання дислокацій і тим самим запобігають поглинанню міжвузлів з матриці, підвищують ступінь рекомбінації, що призводить до зниження точкових дефектів та відповідно до зниження рівня розпухання [1, 2]. Отримані результати свідчать, що кераміка на основі  $\text{SiC}(\text{Cr})$  може бути перспективним матеріалом для контейнерів геологічного захоронення РАВ.

#### Посилання

1. Voyevodin V.N., Neklyudov I.M. Evolution of the structure phase state and radiation resistance of structural materials: Kiev: Naukova Dumka, 2006. P. 376.
2. Shishov V.N., Peregud M.M., Nikulina A.V. et al. Influence of zirconium alloy chemical composition on microstructure formation and irradiation induced growth: Zirconium in the Nuclear Industry: Thirteenth Intern. Symp. ASTM STP 1423. 2002. P. 758 – 779.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**ТЕМПЕРАТУРНІ ДЕФОРМАЦІЇ ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВОГО  
КОМПОЗИТНОГО МАТЕРІАЛУ ПІД ЧАС ЙОГО ВИГОТОВЛЕННЯ  
У ПЕЧІ ПРЯМОГО НАГРІВУ**

***М.В. Мельтюхов***

*ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Ця робота є продовженням статті [1], в якій побудовано математичну модель і виконано числові дослідження стрижня з двох ділянок - елемент технологічного оснащення, який знаходиться в камері, і пружина струмопідводу. Дані дослідження на прикладі стрижневої системи моделюють зміни у напружено-деформованому стані (НДС) шарів вуглець-вуглецевого композитного матеріалу (ВВКМ) під час осадження піровуглецю методом термоградієнтного газофазного ущільнення (ТГУ) [2]. Матеріал шарів вважається ізотропним, як це, наприклад, робилося у роботі [3]. Механічна система, що розглядається, містить три елемента (Табл. 1, розрахунковий випадок 3): – двошаровий стрижень, шари якого можуть мати різну температуру, і пружина струмопідвода.

**Побудова математичної моделі.** Нехай поздовжня сила, напруга, площа поперечного перерізу, модуль пружності, коефіцієнт температурного лінійного розширення (КТЛР), подовження і нагрів першого і другого шарів, поздовжня сила в пружині характеризуються відповідно величинами:  $N_i$ ,  $\sigma_i$ ,  $F_i$ ,  $E_i$ ,  $\alpha_i$ ,  $\Delta l_i$ ,  $\Delta T_i$ ,  $N_{12}$ , де  $i$  - номер шару. Умови статички мають вигляд:

$$N_{12} = N_1 + N_2. \quad (1)$$

При осадженні шари ВВКМ щільно з'єднанні між собою:

$$\Delta l_1 = \Delta l_2 = \Delta l_{12}, \quad (2)$$

$\Delta l_{12} = \frac{N_{12}}{C}$  - переміщення кінця, а  $C$  – жорсткість пружини струмопідвода.

Переміщення у кожному шарі можна знайти як суму від складової, викликаної нагріванням та поздовжньою силою у стрижні:

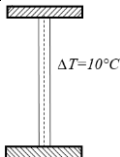
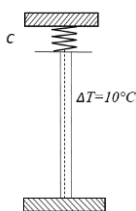
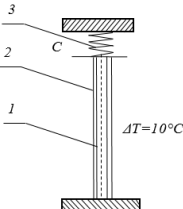
$$\Delta l_1 = l_1 \alpha_1 \Delta T_1 + \frac{l_1 N_1}{E_1 F_1}, \quad \Delta l_2 = l_2 \alpha_2 \Delta T_2 + \frac{l_2 N_2}{E_2 F_2}. \quad (3)$$

Тоді з умов (1-3) отримаємо систему лінійних алгебраїчних рівнянь:

$$\begin{cases} l_1 \alpha_1 \Delta T_1 + \frac{l_1 N_1}{E_1 F_1} = \frac{N_{12}}{C} \\ l_2 \alpha_2 \Delta T_2 + \frac{l_2 N_2}{E_2 F_2} = \frac{N_{12}}{C}, \\ N_1 + N_2 = N_{12} \end{cases} \quad (4)$$

яку можна розв'язати, наприклад, по правилу Крамера.

**Чисельні приклади.** Розглянемо чисельні приклади для наступних значень параметрів:  $E_1=E_2=1,8 \cdot 10^{10}$  Па,  $D_1=40$  мм,  $D_2=60$  мм,  $D_3=80$  мм,  $\Delta T_1=10^\circ\text{C}$ ,  $l=1$  м,  $\alpha_1=3 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ,  $C=2 \cdot 10^5$  Н/м.

Розрахунковий випадок	Схема	Результати і формули
1. Стрижень з ВВКМ без пружини струмопідводу		$N = \alpha \Delta T E F = 848 \text{ Н};$ $\sigma = \alpha \Delta T E = 0,54 \text{ МПа}.$
2. Стрижень з ВВКМ з урахуванням пружини струмопідводу		$N_1 = \frac{\alpha \Delta T l_1}{\frac{l_1}{E_1 F_1} + \frac{1}{C}} = 6 \text{ Н};$ $\sigma = 3790 \text{ Па};$ $\Delta l = 2,1 \cdot 10^{-7} \text{ м}.$
3. На перший шар ВВКМ осаджено другий шар, температура якого на $10^\circ\text{C}$ менша		$N_1 = -493,76 \text{ Н}, \sigma_1 = -0,314 \text{ МПа};$ $N_2 = 496,26 \text{ Н}, \sigma_2 = 0,226 \text{ МПа};$ $N_{12} = 2,50 \text{ Н};$ $\Delta l_{12} = 1,25 \cdot 10^{-5} \text{ м}.$

**Висновки.** В роботі створено математичну модель для визначення параметрів НДС в шарах двошарового стрижня, які осаджуються методом ТГУ, мають різну температуру і можуть мати різні механічні характеристики. Чисельні приклади доводять існування значних температурних зусиль, які виникають з появою другого шару нижчої температури.

#### Посилання

1. M.V. Meltyukhov, Y.V. Kravtsov. The thermal deformation of isotropic beam elements of technological equipment in the manufacturing of carbon-carbon composite materials in furnaces of direct heating. *Problems of Atomic Science and Technology. Series "Physics of radiation damages and effects in solids"* (122) 2023. №2(144). P 143 – 147.

2. В.А. Гурин, В.Ф. Зеленский. Газофазные методы получения углеродных и углерод-углеродных материалов // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение* (76). 1999. №4. с. 13-31.

3. Ашихмин В.П., Бирюков О.В., Лавинский Д.В., Морачковский О.К. и др. Анализ прочности элементов пресс-форм из углерод-углеродных материалов для псевдоизостатического прессования. // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение* (91). 2007. №6. с. 120-123.

## **ВПЛИВ РОЗМІРУ ЗЕРНА НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ ФЕРИТНОГО ТА АУСТЕНІТНОГО КЛАСІВ У РОЗПЛАВІ СВИНЦЮ ЗА ПІДВИЩЕНИХ ТЕМПЕРАТУР**

*Іван Кухар, Сергій Лаврись*

*Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів, Україна*

Досліджували закономірності впливу розміру зерна на механічні властивості сталей феритного та аустенітного класів у середовищі аргону та розплаву свинцю в інтервалі температур 350...600 °С.

Як матеріал обрали сталі феритного (AISI 409L) та аустенітного (X18H9T) класів. Для отримання різного розміру зерна сталі термічно обробляли. В результаті розмір зерна для феритної сталі становив – 80...120, 100...130 і 150...180 мкм, а для аустенітної – 35...40, 40...50 і 60...80 мкм. Дослідження механічних характеристик у температурному інтервалі 350...600 °С проводили на багатопозиційній розривній машині Р-0.5, у аргоні та розплаві свинцю, залишковий простір над якими заповнювали технічно чистим аргонном.

Показано, що рідкометалеве окрихчення відбувається за рахунок поширення тріщин межами зерен (міжкристалітне руйнування), а також за рахунок трансзеренного руйнування у випадку контакту рідкометалевого середовища з матеріалами. Оцінка впливу розміру зерна на температуру рідкометалевого окрихчення для сталей феритного та аустенітного класів засвідчила наступне. Для сталі феритного класу збільшення розміру зерна призводить до зміщення температури максимального ефекту рідкометалевого окрихчення в зону нижчих температур (від 500 до 450 і 400 °С, відповідно). При цьому збільшення розміру зерна феритної сталі спричинює й зниження механічних характеристик матеріалу.

Збільшення розміру зерна аустенітної сталі, як і для сталі феритного класу SUN 409L, призводить до незначного зниження межі міцності матеріалу. Негативного впливу рідкометалевого середовища зі збільшенням розміру зерна не виявлено. Встановлено, що за температур вище 400°C відбувається пластифікування матеріалу, а збільшення розміру зерна тільки понижає цей ефект, пластифікування змінюється від 8 до 6%.

Для експлуатації в рідкометалевому середовищі свинцю у температурному інтервалі 350...600 °С перевага повинна надаватися сталям з меншим розміром зерна незалежно від їх структурного класу.

**TEMPERATURE RANGE OF DEUTERIUM RETENTION FROM  
FERRITIC-MARTENSITIC STEEL IMPLANTED WITH DEUTERIUM  
AT TEMPERATURE 100 AND 300 K**

*V.I. Zhurba, O. Morozov, V.O. Prokolaeva, V.V. Seliukova*

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: zhurba@kipt.kharkov.ua; morozov@kipt.kharkov.ua*

Deuterium thermal desorption spectra were investigated on the samples of ferritic-martensitic steel (16Cr12W2VTiAB) implanted deuterium at temperatures 100 and 300 K with deuterium ions in the dose range from  $5 \times 10^{16}$  to  $4 \times 10^{18}$  D/cm<sup>2</sup>. It has been determined that for low implantation doses, the thermal desorption spectrum of ion-implanted deuterium is a wide temperature range of deuterium desorption in the temperature range of 400–1000 K. As the dose increases, this temperature range of deuterium desorption expands in the direction of decreasing temperature and at a dose of  $1.6 \times 10^{17}$  D/cm<sup>2</sup>, a wide peak with a maximum temperature of 400 K. A further increase in the implantation dose of deuterium is accompanied by the appearance of a lower temperature region of deuterium desorption with a maximum temperature in the temperature range of 200–250 K. At doses above  $8 \times 10^{17}$  D/cm<sup>2</sup>, a qualitative change in the deuterium thermal desorption spectrum occurs, which manifests itself in the appearance of a lower temperature region of deuterium desorption in the form of a clearly pronounced peak with a maximum temperature of ~180 K.

A further increase in the dose of implanted deuterium leads to an increase in the intensity of the lowest temperature peak of the deuterium thermal desorption spectrum, and it becomes dominant. The formation of a low-temperature intense peak in the deuterium thermal desorption spectrum may indicate the appearance of a new phase state, which can be considered as the formation of a hydride. The conclusion about the formation of a hydride was made on the basis of the data obtained by us in the study of the thermal desorption spectra of deuterium from Pd, Ti and ASS steel. These works show that the formation of hydrides is reflected in the deuterium thermal desorption spectrum by the appearance of lower temperature peaks. It is important that the formation of low-temperature deuterium desorption regions is accompanied by the appearance of a deuterium desorption region extended along the temperature scale in the temperature range of 200–1000 K.

Deuterium implantation at temperatures of 300 and 600 K leads to a significant decrease in both the temperature range of deuterium desorption and the amount of retained deuterium.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**ВЛАСТИВОСТІ ПЕРСПЕКТИВНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ  
EUROFER, МОДИФІКОВАНИХ ПОТУЖНИМ ІМПУЛЬСНИМ  
ПЛАЗМОВИМ ОПРОМІНЕННЯМ**

*С.С. Геращенко<sup>1</sup>, В.О. Махлай<sup>1</sup>, І.Є. Гаркуша<sup>1</sup>, Ю.В. Петров<sup>1</sup>,  
М.М. Аксьонов<sup>1</sup>, М.В. Кулик<sup>1</sup>, Д.В. Єлісєєв<sup>1</sup>, П.Б. Шевчук<sup>1</sup>, Ю.Є. Волкова<sup>1</sup>,  
Т.М. Меренкова<sup>1</sup>, С.О. Рудченко<sup>2</sup>, W. Pantleon<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup>Технічний університет Данії, Данія

Проблема стійкості конструкційних матеріалів ядерних та термоядерних реакторів займає важливе місце у розвитку сучасної енергетики. Такі матеріали повинні витримувати суворі умови, такі як високі теплові навантаження, бомбардування частинками, опромінення нейтронами високої енергії тощо. Глибоке розуміння механізмів пошкодження матеріалів і цілеспрямовані зусилля щодо їхньої мінімізації принесуть значні переваги, які можуть бути застосовані в різних ядерних середовищах. Імпульсні плазмові установки охоплюють широкий спектр сценаріїв, що включають високі теплові та часткові навантаження на поверхні. Ці установки використовуються для модифікації поверхонь [1-4] у різних технологіях, для вивчення механізмів ерозії різних матеріалів і виявлення ризиків, пов'язаних із забрудненням плазми продуктами ерозії. Ця робота присвячена характеристиці модифікацій поверхні, що виникають під час процесу твердіння матеріалів в умовах різних плазмових потоків, тобто за різної тривалості імпульсів, типів плазми та прикладених теплових навантажень.

Дослідження модифікацій поверхні під впливом потужних імпульсних плазмових потоків проводилося на двох різних установках: КСПП Х-50 та МПК. В експериментах із залученням потужний повноблочного квазістаціонарного плазмового прискорювач КСПП Х-50 відтворювались перехідні умови термоядерних реакторів. Основні параметри водневої плазми в КСПП включали енергію іонів близько 0,4 кеВ, максимальний тиск плазми 0,32 МПа (що перевищує тиск плазми, характерний для термоядерних реакторів), і діаметр потоку 18 см. Форма плазмового імпульсу була приблизно трикутною з тривалістю імпульсу 0,25 мс. Щільність енергії плазмового потоку досягала 3 МДж/м<sup>2</sup>. Установа МПК генерувала стиснені плазмові потоки з гелію з щільністю плазми ( $n_e$ ) близько  $10^{18}$  см<sup>-3</sup> і щільністю енергії плазми в діапазоні від 0,05 до 0,5 МДж/м<sup>2</sup>. Період напіврозряду складав близько 10 мкс. Експерименти проводилися з використанням чистого гелію при початковому тиску 266,64 Па. Теплові навантаження на оброблювані поверхні були вибрані таким чином, щоб перевищувати поріг плавлення оброблюваних матеріалів.

Вивчалася модифікацію та легування поверхні зразків радіаційно-стійких низькоактивованих сталей EUROFER та Cr18Ni10Ti шляхом нанесення покриттів вольфраму методом PVD та подальшого гартування в КСПП [1-3]. Детально досліджувалася властивості перезастиглих шарів поверхонь зразків EUROFER при впливі потужних імпульсних плазмових навантажень [3, 4].

Мікроструктуру досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопа (SEM, JSM 7001F). Точні вимірювання шорсткості поверхні проводилися за допомогою тестера Hommelwerke T500. Для вивчення мікроструктурної еволюції та вмісту елементів і фаз в опромінених зразках застосовувався метод рентгенівської дифракції. Під час експериментів проводили вимірювання маси для контролю втрати маси ( $\Delta m$ ) з точністю  $\pm 15$  мкг.

Властивості модифікації поверхонь різних сталей в експериментах, проведених на установках КСПП та МПК, досліджено за різних умов плазмових потоків, таких як тривалість імпульсів, плазми різних сортів газів та прикладені теплові навантаження.

Продемонстровано можливість легування поверхонь сталей вольфрамовими покриттями [1-3]. Модифікований шар включав змішаний матеріал покриття з підкладкою. Концентрація вольфраму досягала кількох wt% у поверхневому шарі товщиною до 4 мкм. На оброблених поверхнях виявлено фазу  $\alpha$ -Fe разом з лініями фази  $\gamma$ -Fe та вольфраму. Утворення повторно затверділих шарів супроводжувалося появою тріщин.

В повторно затверділому шарі на опромінених поверхнях EUROFER спостерігалася утворення дрібноклітинної структури з типовими розмірами комірок близько 150-500 нм [3-4]. Це може бути пов'язано з впливом високого температурного градієнту у розплавленому шарі, розвитку нейстійкості Бенара-Марангоні під час процесу затвердіння макрозерен.

#### Посилання

1. V. A. Makhraj et al. *Problems of Atomic Science and Technology, Series "Plasma Physics"* (32). 2016, № 6, p. 129–132.
2. I. E. Garkusha et al. *Journal of Physics: Conference Series*. 2018, v. 959, p. 012004.
3. O. V. Byrka et al. *Problems of Atomic Science and Technology, Series "Plasma Physics"* (134). 2021, № 4, p. 191–194.
4. S. S. Herashchenko et al. *Problems of Atomic Science and Technology, Series "Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science"* (147). 2023, № 5, p. 15–20.



**Session [D]**  
**Physics of radiation and ion-plasma technologies**  
**Секції [D]**  
**Фізика радіаційних та іонно-плазмових технологій**

**SYNTHESIS, STRUCTURE AND PROTECTIVE PROPERTIES  
OF PVD MAX PHASE-BASED COATINGS**

***A.S. Kuprin<sup>1</sup>, E.N. Reshetnyak<sup>1</sup>, T.A. Prikhna<sup>2</sup>, V.Ya. Podhurska<sup>3</sup>, O.P. Ostash<sup>3</sup>,  
V.A. Belous<sup>1</sup>, M.A. Bortnitskaya<sup>1</sup>, V.B. Sverdun<sup>2</sup>, I.O. Klimenko<sup>1</sup>***

<sup>1</sup> NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;

<sup>2</sup> V. Bakul Institute for Superhard Materials of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine;

<sup>3</sup> Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine, Lviv, Ukraine

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

Surface modification technologies have attracted the attention of many researchers as an effective way to improve the complex properties of materials. In recent years, protective ceramic coatings made of MAX phases have gained popularity among many other composite coatings. MAX phases are nanolaminated hexagonal carbides and nitrides with the general formula  $M_{(n+1)}AX_n$  (M: early transition metal, A: Group IIIA or IVA element, X: carbon or nitrogen,  $n = 1-3$  or higher). They contain successive layers of octahedral  $M_{n+1}X_n$  and pure A elements with covalent ionic bonds MX and metallic MA. The special nanometer layer structure and combined bonding type give MAX ceramic phases the advantages of both metallic and ceramic materials. As a result, they have a high Young's modulus, damage resistance and self-healing ability, resistance to high-temperature oxidation and radiation, corrosion resistance and wear resistance, combined with electrical conductivity and good thermal properties [1]. Therefore, the synthesis of MAX phases in the form of coatings is of increasing interest for many applications [2].

Successful development of MAX phase coatings requires an understanding of how the production method and deposition parameters affect the composition, crystallographic structure and morphology [3, 4]. In turn, it is important to know how they determine the physical, mechanical and technological properties of the resulting material.

The purpose of this review is to summarize the progress made in the field of protective coatings based on MAX phases in Ukraine. The first part of this review discusses the advantages and characteristics of the synthesis of such coatings using ion-plasma physical vapor deposition (PVD) methods [3-5]. The purpose of the

second part is to consider the properties of MAX phases that make them useful for creating multifunctional coatings to protect the surface of materials operating under difficult conditions of high temperature [4, 5] and wear [6]. Special attention is paid to the influence of PVD deposition parameters on the structure and properties of coatings. Cathodes in the form of 60 mm diameter and 5 mm thick discs based on the MAX phase  $Ti_2AlC$ , were produced using a single-stage technology. The process involved hot pressing of  $TiH_2$ ,  $TiC$ , and  $Al$  powders at 1350 °C and 30 MPa pressure for 30 minutes. The coatings from the cathodes based on the MAX phases were deposited by three PVD methods: ion-plasma sputtering with gas plasma, magnetron sputtering, and cathodic arc evaporation.

The possibilities of obtaining coatings with high protective properties and prospects of their application in various industries are considered.

*The work was supported by the III-7-22 (0785) Project of the National Academy of Sciences of Ukraine "Development of wear-resistant electrically conductive composite materials and coatings based on MAX phases for the needs of electrical engineering, aviation, and hydrogen energy" and by the NATO project SPS G6292 "Direct liquid fuelled molten carbonate fuel cell for energy security (DIFFERENT)".*

## References

1. E.N. Reshetnyak, A.S. Kuprin, T.A. Prikhna, M.A. Bortnitskaya, V.A. Belous. Synthesis, structure and protective properties of PVD MAX phase coatings. A review. Part I. MAX phase coatings deposition // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. N5(147) p. 111-125.
2. E.N. Reshetnyak, A.S. Kuprin, T.A. Prikhna, M.A. Bortnitskaya, V.A. Belous. Synthesis, structure, and protective properties of PVD MAX phase coatings. A review. Part II. Structure, properties, application prospects // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2024. N2(150) p. 76-95.
3. M.A. Bortnitskaya, E.N. Reshetnyak, A.S. Kuprin, T.A. Prikhna, V.B. Sverdun, I.V. Kolodiy, V.A. Belous, V.G. Marinin, T.B. Serbenyuk. Structure and Mechanical Characteristics of  $Ti_2AlC$  MAX phase cathodes and deposited ion-plasma coatings // *J. Nano- and Electronic Physics*. 2021, vol. 13, № 5, p. 05031 (7).
4. T.A. Prikhna, O.P. Ostash, A.S. Kuprin, V.Ya. Podhurska, T.B. Serbenyuk, E. S. Gevorkyan, M. Rucki, W. Zurowski, W. Kucharczyk, V.B. Sverdun, M.V. Karpets, S. S. Ponomaryov, B.D. Vasylyv, V.E. Moshchil, M.A. Bortnitskaya. A new MAX phases-based electroconductive coating for high-temperature oxidizing environment // *Composite Structures*. 2021, vol 277, p. 114649.
5. V. Podhurska, O. Kuprin, T. Prikhna, O. Ostash, D. Pohl, M. Karpets, V. Sverdun, T. Serbeniuk, R. Chepil, P. Potapov, S. Ponomarov. Development of oxidation-resistant and electrically conductive coating of Ti–Al–C system for the lightweight interconnects of solid oxide fuel cells // *Heliyon*. 2024, vol. 10, Issue 1, p. 23275
6. V. Podhurska, O. Kuprin, M. Bortnitskaya, O. Ostash, T. Prikhna, R. Chepil, V. Sverdun, I. Kolodiy, V. Belous. Structural and Tribology Properties of Ti-Al-C Coatings Deposited by Vacuum Arc Method // *Solid State Phenomena*. 2024, vol. 355, pp 107-115.

## STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF VN AND V-X-N COATINGS DEPOSITED BY CATHODIC ARC EVAPORATION

*A.S. Kuprin<sup>1</sup>, B. Warcholinski<sup>2</sup>, A. Gilewicz<sup>2</sup>, E.N. Reshetnyak<sup>1</sup>,  
G.N. Tolmachova<sup>1</sup>, Yu.V. Kovtun<sup>1</sup>, I.O. Klimenko<sup>1</sup>, V.A. Belous<sup>1</sup>, I.V. Kolodiy<sup>1</sup>,  
R.L. Vasilenko<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

<sup>2</sup>*Koszalin University of Technology, Koszalin, Poland*

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

One of the most interesting and relatively less studied coatings is the vanadium-nitrogen (V-N) system. The phase diagram of V-N show that there are two stable phases in the V-N system: hexagonal V<sub>2</sub>N and cubic VN. They show high hardness and wear resistance.

In the absence of systematic studies of V-N coatings synthesized in a wide range of nitrogen pressures and substrate bias voltages, especially with regard to one of their most important properties (adhesion) determining industrial applications, we undertook the subject of optimizing coating formation and finding a relationship between the properties of coatings synthesized by cathodic arc evaporation and technological parameters. The influence of the above parameters on the morphology, structure, mechanical and tribological properties of the coatings has been demonstrated [1].

Optical emission spectroscopy studies of vanadium plasma in a cathodic-arc discharge in a nitrogen atmosphere have been carried out [2]. Studies of cross-sectional scanning electron microscopy images of VN coatings deposited at different nitrogen pressures have shown that a dense, homogeneous, fine-grained microstructure is formed in the coating when the number of neutral V in the plasma is low, while in the presence of a large number of neutrals, the coating structure changes to a dense structure with columnar growth.

The effect of oxygen on V-O-N coating properties was also determined [3]. EDX and XRD analyses indicate that in coatings formed with a relative oxygen concentration in the range of 20-30%, the oxygen concentration in the coating dramatically increases from about 16 at.% to 63 at.% and the nitrogen concentration decreases from about 34 at.% to 3 at.%. The occurrence of the V<sub>5</sub>O<sub>9</sub> phase, which belongs to the Magnéli phases, was observed. The mechanical properties - hardness, adhesion and wear resistance - decrease with increasing oxygen concentration in the coating.

The properties of the Cr<sub>1-x</sub>V<sub>x</sub>N coatings were compared with CrN and VN, i.e. for coatings where x = 0 or 1 [4]. In coatings with vanadium the solid solution (Cr,V)N phase was observed. The hardness and elastic modulus of Cr<sub>1-x</sub>V<sub>x</sub>N

coatings increased from 20 GPa (CrN) to 35 GPa (VN) and 300 GPa (CrN) to about 500 GPa (VN) respectively. Adhesion of the coatings was very high. The critical load of the complete coating detachment exceeds 100 N. The highest wear rate was for CrN coating -  $(1.7 \pm 0.1) \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ , while the lowest was for VN coating -  $(1.2 \pm 0.6) \times 10^{-7} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ .

The coatings of the V-Mo-N system were deposited by the cathodic arc evaporation method from the unfiltered plasma of two V and Mo cathodes [5]. It was found that at a nitrogen pressure of 1 Pa the  $\text{V}_{29}\text{Mo}_{21}\text{N}_{50}$  coating formed with a predominantly cubic c-(V, Mo)N structure and an insignificant fraction of hexagonal h-(Mo, V)N. All coatings are characterized by a fairly good surface quality, high hardness of 30...32 GPa and adhesion to the steel substrate. The effect of bilayer thickness in VN-MoN multilayer coatings on their structure and mechanical properties was also investigated.

Correlating the structure of the coatings and the hardness and adhesion results with the wear results allows a more complete evaluation of the possibility of using VN-based coatings on tools and machine parts as protective coatings.

## References

1. A.S. Kuprin, A. Gilewicz, G.N. Tolmachova, I.O. Klimenko, I.V. Kolodiy, R.L. Vasilenko, B. Warcholinski. Effect of Nitrogen Pressure and Substrate Bias Voltage on Structure and Mechanical Properties of Vacuum Arc Deposited VN Coatings // *Metall Mater Trans A*. 2023, vol. 54, p. 4438–4455.
2. Yu.V. Kovtun, A.S. Kuprin, A.N. Shapoval, S.A. Leonov, R.L. Vasilenko, Yu.A. Besedina. Optical emission spectroscopy of vanadium cathodic arc plasma at different nitrogen pressure // *J. Appl. Phys.* 2023, vol. 134, p. 243301.
3. B. Warcholinski, A. Gilewicz, A.S. Kuprin, G.N. Tolmachova, E.N. Reshetnyak, I.O. Klimenko, I.V. Kolodiy, R.L. Vasilenko, M. Tarnowska. Mechanical Properties of V-O-N Coatings Synthesized by Cathodic Arc Evaporation // *Materials*, 17, 419, (2024).
4. A.S. Kuprin, V.D. Ovcharenko, A. Gilewicz, G.N. Tolmachova, I.V. Kolodiy, R.L. Vasilenko, T. Kuznetsova, V. Lapitskaya, B. Warcholinski. Structural, mechanical and tribological properties of Cr-V-N coatings deposited by cathodic arc evaporation // *Tribology International*. 2022, vol. 165, p. 107246.
5. A.S. Kuprin, E.N. Reshetnyak, A. Gilewicz, B. Warcholinski, R.L. Vasilenko, H.Y. Rostova, I.O. Klimenko, G.N. Tolmachova, A.V. Ilchenko. Effect of nitrogen pressure on the structural and mechanical properties of V-Mo-N coatings deposited by cathodic arc evaporation // *PAST*. 2022, N140(4), p. 107–113.

**INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE DEPOSITION  
PROCESS PARAMETERS OF PROTECTIVE NITRIDE COATINGS  
AND COMPLEX ION-PLASMA MODIFICATION ON HYDROGEN  
PENETRATION, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES  
OF STEEL AND TITANIUM ALLOY Ti6Al4V**

*V.A. Belous<sup>1</sup>, N.A. Azarenkov<sup>1</sup>, A.S. Kuprin<sup>1</sup>, I.O. Klimenko<sup>1</sup>,  
G.D. Tolstolutska<sup>1</sup>, G.N. Tolmachova<sup>1</sup>, V.Ya. Podhurska<sup>2</sup>, O.P. Ostash<sup>2</sup>,  
M.G. Ishchenko<sup>3</sup>*

<sup>1</sup>*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

<sup>2</sup>*Karpenko Physico-Mechanical Institute NAS of Ukraine, Lviv, Ukraine;*

<sup>3</sup>*JSC “Ukrainian Energy Machines”, Kharkiv, Ukraine*

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

One of the main factors determining the energy efficiency of nuclear and thermal power plants is the reliability of the steam turbine unit. The steel parts of the steam distribution system are highly loaded components, the life and reliability of which determine the operating time before the turbine has to be repaired. The problem that needs to be addressed immediately is a significant reduction in the friction and wear coefficients of the steam distribution system parts in order to increase their service life. According to the national energy strategies in force in Ukraine until 2035, the problems of imbalance between power generation and consumption are to be solved by the development of hydrogen technologies.

The aim of this work is to study the effect of the deposition process parameters of protective nitride coatings and complex ion-plasma modification on hydrogen penetration, mechanical and tribological properties of steels and titanium alloy Ti6Al4V.

Coatings based on TiN, CrN, and MoN were chosen as the subject of research based on previous experience of their application for protection of various products used in the power engineering industry of Ukraine [1]. Using a Bulat-type installation, two metal plasma sources were used to coat samples of titanium alloy Ti6Al4V and 15Kh12VNMF steel. The steel samples were previously subjected to ion plasma modification (nitriding) in a two-stage discharge plasma. The coatings were characterized by X-ray diffraction. The mechanical properties of the coatings were investigated by nanoindentation using a Nanoindenter G200 with a CSM module. Wear tests were performed using a reciprocating device consisting of a pair: a coated plate and an Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> or coated steel ball (TiN, CrN and MoN) with a diameter of 10 mm. The coefficient of friction was determined at 20 and 500 °C for 30 minutes with the ball pressed against the sample with a force of 2 N.

Studies of the tribological properties of the Ti-6Al-4V titanium alloy substrate and coatings at temperatures of 20 and 500 °C in a pair with an Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ball have shown that TiN and CrN coatings can be used to increase the wear resistance of the Ti-6Al-4V alloy at temperatures from 20 to 500 °C [2].

The study of the tribological properties of 15X12VNMF steel with CrN, TiN, and MoN coatings against a steel ball with CrN, TiN, and MoN coatings showed the following:

- MoN has a high wear resistance ( $10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N m) and friction coefficient in a pair with steel (0.5) and TiN coating (0.37) only at a temperature of 20 °C.

- TiN has high wear resistance ( $10^{-6}$  mm<sup>3</sup>/N m) and low coefficient of friction in combination with steel (0.45) and CrN ( $10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N m and 0.4) and TiN ( $10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N m and 0.3) coatings at both 20 and 500 °C.

- CrN has high wear resistance ( $10^{-5}$  mm<sup>3</sup>/N m) and low coefficient of friction in combination with steel (0.6) and CrN ( $10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N m and 0.38) and TiN ( $10^{-7}$  mm<sup>3</sup>/N m and 0.25) coatings at 20 °C, and its protective properties decrease slightly at 500 °C.

Thus, the most promising way to increase the wear resistance of 15Kh12VNMF steel in the temperature range of 20-500 °C is to use the friction pair of nitrided steel parts with CrN-TiN coatings.

The influence of nitriding parameters on the penetration of hydrogen into the material volume and the wear resistance of protective coatings was determined. Nitride coatings of TiN, CrN and MoN, as well as surface nitriding, can reduce hydrogen retention in titanium alloy Ti6Al4V and steel 15X12VNMFV by an order of magnitude.

*The work was financially supported by the National Academy of Science of Ukraine (program "Support of the development of main lines of scientific investigations" (KPKVK 6541230)).*

## References

1. Yu.A. Zadneprovskiy, V.A. Belous, Yu.A. Besedina, G.N. Tolmachova. Strength Properties of 25CrMoV Steel Modified by Complex Ion Plasma Treatment with Deposition of Interlayer Metal Coatings // *East European Journal of Physics*. 2 (2024) p. 263-269.

2. I.O. Klimenko, V.A. Belous, V.Ya. Podhurska, O.P. Ostash, V.D. Ovcharenko, G.N. Tolmachova, I.V. Kolodiy, M.G. Ishchenko, I.M. Babayev, O.S. Kuprin. Tribological properties at 20 and 500°C of TiN and CrN cathodic arc coatings deposited on Ti-6Al-4V alloy // *East European Journal Of Physics*. 1. (2024) p. 380-385.

**EROSION RESISTANCE OF STRUCTURAL MATERIALS  
AND PROTECTIVE COATINGS UNDER CAVITATION LOADS  
OF VARIOUS INTENSITY – NEW CONCEPTS AND METHODOLOGIES**

*Volodymyr Safonov<sup>1</sup>, Janusz Steller<sup>2</sup>*

*<sup>1</sup>NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

*<sup>2</sup>Szewalski Institute of Fluid-Flow Machinery, PAS, Poland*

Since recognizing its severe erosive effects in the end of XIXth century, cavitation has been considered a major technical obstacle in development of high specific speed hydraulic turbomachinery and other hydraulic equipment. Due to very high safety and reliability requirements, avoiding erosive effects is of particular importance in case of cooling circuits in nuclear installations.

The measures to counter-act cavitation erosion can be divided into several categories, including: proper layout of the hydraulic system, relevant selection of operating conditions, the use of structural materials with erosion resistant streamlined surfaces. Since simple combining material is not always feasible, highly resistant protective coatings or advanced surface hardening technologies have been applied for a longer time. Similar technologies are used to protect the steam turbine blading against erosion by droplets produced in result of steam condensation process.

According to the predominant erosion mechanism, protective coatings can be classified as thin or thick. The dominant erosion mechanism for thin coatings is the development of cracks followed by delamination and peeling of coating fragments due to adhesion failure. In the case of thick coatings, the dominant mechanism is pitting erosion with penetration through the coating until the substrate material is reached. Surface protection methods include the application of various composite, nitride or carbide coatings using modern methods such as HVOF or PVD. Arc PVD methods are used, in particular, to obtain multilayer TiN, CrC or WC coatings with a thickness of up to several tens of micrometers. The effectiveness of this technology as a countermeasure against erosion caused by cavitation and liquid droplet impact was investigated at the hydraulic lab of the Institute of Fluid-Flow Machinery (IMP PAN) in Gdansk within the framework of two joint projects of NSC KIPT NAS of Ukraine and IMP PAN (2018-2024).

The results of tests carried out at the IMP PAN rotating disk rig confirm the superiority of multilayer CrC coatings when applied to some types of stainless steel. The optimum carbon content has been determined and the dependence of the coating resistance on the ratio of hardness and elastic modulus has been confirmed. Some important conclusions about the optimum process parameters have been also drawn.

The key methodological problem when establishing cavitation or droplet impact erosion resistance of any coating or structural material is dependence of impinged surface performance on the erosive load exerted. In case of tests conducted at some stationary specimens (e.g. double-barricade cavitation tunnel or vibratory rig) cavitation load can be established basing on measurements of cavitation pulses by means of piezoelectric transducers. The other approach consists in replacing cavitation or liquid impact load by process aggressiveness identified basing on distribution of pits emerging in the initial stage of erosion at some soft reference material surface. Reference materials showing low dependence of mass loss on the cavitation pulse amplitude have been used by the authors to establish erosive load at rigs with non-stationary specimens. By using the eroded surface analysis, it is also possible to establish the surface distribution of load exerted.

A problem encountered in case of coatings is always the erosion progress measure. As using specimen mass or volume loss curves creates obvious interpretation difficulties, the authors decided to use coating penetration or detachment probability parameters depending on whether thick or thin coating approach been chosen. With current state of lab techniques both mentioned parameters can be considered measurable. Even if detailed surface analysis is much more cumbersome than plain specimen weighing, its capability to enable precise correlation of damage and erosive load using only one specimen will remain a greater advantage of this novel methodology.

Last but not least one should mention that characterising cavitation or droplet impact load by a single number parameter, assumed proportional to the flux of energy delivered, cannot be considered sufficient for assessment the surface resistance and prediction of erosion progress. This fact was particularly clearly confirmed by the International Cavitation Erosion Test Project co-ordinated by the IMP PAN. One of results of this major scientific endeavour was conclusion that some qualitative features of cavitation load should be taken into account whenever material performance under different load conditions is to be predicted. This consideration has lead directly to the concept of fractional cavitation resistance, according to which the tested material may show different resistance to different load fractions. The superposition law allowing to calculate material performance under polyfractional load basing on material resistance to individual fractions has been derived and published as general equation of polyfractional erosion processes. Quite recently, the authors of this paper have proposed to use a similar approach to thin and thick coatings. The basic concepts and results will be presented in the full version of the paper.



XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**СТРУКТУРА ТА НАПРУЖЕНИЙ СТАН ПОКРИТТІВ ВОЛЬФРАМ –  
Ti-Zr-Ni-КВАЗІКРИСТАЛ НА СТАЛІ ЕВРОФЕР У ВИХІДНОМУ  
СТАНІ ТА ПІСЛЯ ОПРОМІНЕННЯ ВОДНЕВОЮ ПЛАЗМОЮ**

*С.В. Малихін<sup>1</sup>, І.А. Копилець<sup>1</sup>, В.В. Кондратенко<sup>1</sup>, С.В. Суровицький<sup>1</sup>,  
Л.Є. Конотопський<sup>1</sup>, В.О. Махлай<sup>2</sup>, І.Є. Гаркуша<sup>2</sup>, С.С. Геращенко<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> НТУ «Харківський політехнічний інститут», Харків, Україна;

<sup>2</sup> ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна  
E-mail: serhii.malykhin@khpri.edu.ua

Одним з основних завдань при реалізації ядерних і термоядерних реакторів є оцінка стійкості систем і матеріалів, що працюють в умовах високих потоків енергії (тепла), частинок і механічних навантажень. Для вирішення задачі необхідне отримання нових фізико-хімічних закономірностей радіаційно-індукованих процесів у нових матеріалах [1]. Важливим питанням є оцінка впливу термоядерної плазми на матеріали першої стінки та дивертору термоядерного реактора, які будуть взаємодіяти з плазмою під час перехідних процесів, таких як зриви струму, нестійкості вертикального зміщення та крайові локалізовані моди [1, 2]. У якості основного еталонного матеріалу був обраний вольфрам через малу швидкість розпорошення, високий поріг плавлення та високу теплопровідність. Однак поступове накопичення внутрішніх макронапружень та розвиток поверхневих тріщин сприяють значній макроскопічній ерозії, а накопичення ізотопів D<sup>+</sup>, T<sup>+</sup>, He<sup>+</sup> призводять до крихкості вольфраму. Для запобігання негативним явищам пропонується використовувати шаруваті W/Ti-Zr-Ni квазікристал (QC), або QC/W композиції для підвищення радіаційної стійкості матеріалів ядерної - та термоядерної енергетики. Квазікристали Ti-Zr-Ni здатні зменшувати вплив водню на вольфрам та сталь, бо вони поглинають водень до 2H/at. у вигляді твердого розчину без утворення гідридів. Відсутність у них властивості трансляційної інваріантності робить квазікристали стійкими до підвищеної радіації. Такі шаруваті системи слід розглядати як сучасні наноструктуровані SMART системи, в яких кожен шар виконує свою функцію. В даній роботі досліджуються вплив водневої плазми на структурний стан, внутрішні макронапруження та морфологію поверхні шаруватих покриттів на поверхні ферито-мартенситної сталі Еврофер. Зразками слугували 1) 2 мкм покриття W/St., 2) 5,4 мкм QC складу Ti41Zr41Ni18/2 мкм W/St., 3) 2 мкм W/5,4 мкм QC/St., 4) 0,2 мкм W/5,4 мкм QC/St. Їх досліджували у вихідному стані та після тривалого (60 год) відпалу при 480 С. Покриття осаджували методом прямогочного магнетронного розпилення мішеней з вольфраму та сплаву Ti41Zr41Ni18 (ат.%) у вакуумній камері в середовищі очищеного аргону при

тиску  $2 \cdot 10^{-1}$  Па. Елементний склад контролювали методом флуоресцентного рентгенівського аналізу. Як підкладки використовували полірований сталевий лист Єврофер феритного класу. Зразки опромінювали потоком водневої плазми на квазістаціонарному плазмовому прискорювачі КСПП Х-50 (ННЦ ХФТІ). Основні параметри плазмового потоку КСПП були такими: енергія іонів близько 0,4 кеВ, тривалість імпульсу - 0,25 мс, кількість імпульсів – 5, теплове навантаження - 0,6 МДж/м<sup>2</sup>. Структуру, фазовий склад та залишкові напруження досліджували методом рентгено - структурного аналізу. Зйомки проводили на апараті типу ДРОН у фільтрованому Ка-Си випромінюванні. Обробку спектрів виконували з використанням програмного пакету New\_Profile 3.5. Морфологію поверхні вивчали за допомогою мікроінтерферометру МІІ-4, оснащеного цифровою камерою. Згідно результатів досліджень у вихідному стані в шарах вольфраму діють суттєві макронапруження стиснення. В покритті вольфраму на сталевій підкладці напруження становлять  $\sigma = -1,00$  ГПа, а після відпалу їх рівень підвищується до  $\sigma = -1,3$  ГПа. Період решітки в недеформованому стані становив до відпалу  $a_0 = 0,31688$  нм, після відпалу дещо зменшився до  $a_0 = 0,31670$  нм. Опромінення водневою плазмою відпаленого зразка призвело до зростання періоду решітки на  $\Delta a = 0,00012$  нм і зниженню напружень на  $\Delta \sigma = 260$  МПа. На поверхні спостерігається формування гофрованого рельєфу, без відшарування покриття, без формування тріщин. В більш тонкому покритті вольфраму на підшарі квазікристалу напруження набагато більші  $\sigma = -2,5$  ГПа, та після відпалу трохи зменшується до  $\sigma = -2,35$  ГПа. Період решітки в недеформованому стані становив приблизно  $a_0 = 0,31677$  нм. Після опромінення залишкові напруження стиснення в вольфрамовому шарі суттєво зменшились до -300 МПа, а період решітки в ненапруженому стані збільшився на ті ж самі  $\Delta a = 0,00012$  нм. Змінення відбулися і в шарі квазікристалічної фази. Параметр квазікристалічності  $a_q$  після опромінення зменшився з 0,5212 до 0,5169 нм. З'явилося додаткове відбиття імовірно від кристалічного апроксиманту 2/1. Оскільки згідно з підрахункам температура на поверхні квазікристалічного шару може сягнути приблизно 1000 С, а початок перетворення QC фази в фазу 2/1 апроксиманту становить 600 С, ми вважаємо ймовірним протікання такого перетворення.

#### Посилання

1. F. Maviglia et al. Impact of plasma-wall interaction and exhaust on the EU-DEMO design // *Nuclear Materials and Energy*. 2021, v. 26, p. 100897.
2. J.H. You et al. Limiters for DEMO wall protection: Initial design concepts & technology options // *Fusion Engineering and Design*. 2022, v. 174, p.112988.

## ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ ПОКРИТТІВ КАРБІДУ ЦИРКОНІЮ ZrC ЕЛЕКТРОДУГОВИМ МЕТОДОМ

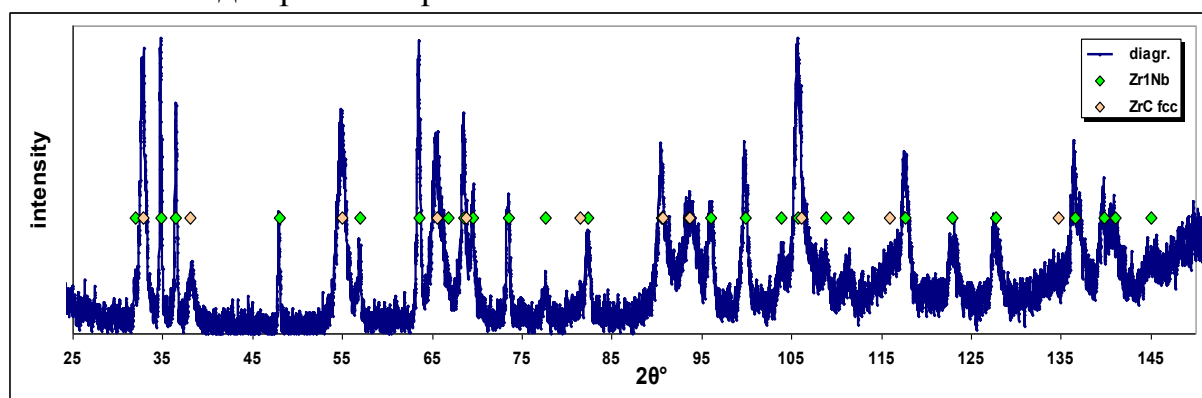
**Б.М. Широков, Д.Г. Малихін, О.Ю. Журавльов, С.В. Стригуновський,  
В.І. Радченко**

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Карбід цирконію (ZrC), поряд з деякими іншими тугоплавкими кераміками, розглядається як матеріал-кандидат для використання у електронній техніці та ядерних реакторах [1]. Зокрема привабливі властивості ZrC включають високу температуру плавлення, що перевищує 3500°C (для складів, близьких до стехіометричних), високу теплопровідність при дуже високих температурах та низькі перерізи поглинання нейтронів.

Незважаючи на зусилля розробки технологічних процесів одержання карбіду кремнію, були одержані лише обмежені дані про ключові конструктивні властивості, такі як високотемпературна міцність, повзучість, пружні константи та реакція на опромінювання, які вважаються необхідними для запропонованих в даний час застосувань ZrC. Карбід цирконію стабільно існує у діапазоні субстехіометричних складів. Багатий вуглецем склад зазвичай призводить до присутності графітової вуглецевої фази, вбудованої трохи нижче стехіометричного ZrC. Обмежені дані для матеріалів, що знаходяться у широкому діапазоні параметрів стехіометрії, хімічної чистоти та щільності, вказують на те, що різні властивості ZrC сильно залежать від цих параметрів.

У роботі отримано карбід цирконію шляхом введення толуолу C<sub>7</sub>H<sub>8</sub> у процес дугового розпилення цирконію. Осадження карбіду цирконію проводилось на твельні трубки довжиною 30 мм. Очищення поверхні зразка проводилось іонами цирконію при потенціалі зміщення -100 ~ 800 В, 5 хвилин, при струмі дуги 100 А та тиску в камері 10<sup>-5</sup> торр. При струмі дуги 100 А, потенціалі зміщення на зразку – 250 В та тиску толуолу у камері 10<sup>-3</sup> торр наносили покриття карбіду цирконію 30 хвилин. На рис. приведена рентгенівська діаграма покриття ZrC.



Діаграма покриття ZrC на підкладці Zr-1.0%Nb

### Посилання

1. H.F. Jackson, W.E. Lee. Properties and Characteristics of ZrC // *Comprehensive Nuclear Materials*. 2012, vol. 2, p. 339-372.

## **ЗАХИСТ ЖАРО- ТА КОРОЗІЙНО-СТІЙКИМИ ПОКРИТТЯМИ ВИРОБІВ СКЛАДНОЇ КОНФІГУРАЦІЇ ЗІ СХОВАНИМИ ВНУТРІШНІМИ ПОРОЖНИНАМИ**

*С.О. Крохмаль*

*ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Використання захисних жаро- і корозійностійких покриттів одержуваних методами осадження з газової фази металоорганічних сполук дозволяє створювати композиційні матеріали (каркас + матриця - матеріал, який його просочує), що мають як складну конфігурацію, так і приховані порожнини.

Отримання композиційних матеріалів з тугоплавкою матрицею, які мають високі міцнісні та захисні властивості та можуть працювати в умовах високих температур, являє певний інтерес для створення нових виробів, які можуть бути використані в сучасній техніці. Одним із напрямків використання таких матеріалів, можливо, є створення паливних елементів дисперсного типу для енергозабезпечення космічної техніки. Матеріал матриці повинен мати адгезійну міцність до матеріалу паливного елемента, відповідні ядерно-фізичні, механічні та хімічні властивості, мати високу температуру плавлення. Заповнення об'єму каркасу матеріалом матриці має бути максимально високим.

Метою цієї роботи було досягнення максимального ступеня просочення каркаса тугоплавким матеріалом матриці, забезпечити високу їхню адгезійну та механічну міцність. Цьому особливо сприяє висока проникаюча здатність матеріалу покриття до важкодоступних порожнин та мікротріщин [1], яка дозволяє максимально повно заповнювати об'єм навколо каркасу.

Одним із способів отримання тугоплавкої матриці може бути просочування речовиною, що осаджується з газової фази металоорганічних сполук [2], які дозволяють суттєво знизити температуру проведення процесу [3]. Як прекурсор для отримання тугоплавкої карбідохромової матриці може бути матеріал, що отримується при піролізі ХОР «Бархос», що випускається промисловим способом (ТУ-6-01-1149-78). Мінімальні температури кипіння та розкладання ХОР «Бархос» – 145 та 300°C, відповідно. Фізико-хімічні властивості такого прекурсору [1,4] та особливості газофазного способу осадження роблять його зручним для вирішення подібного технічного завдання.

Попередньо установку відкачували до тиску 1,3–6,7 Па, оскільки на атмосфері прекурсор і матеріал каркасу окислюються при нагріванні до температури піролізу. Ділянку над зоною нагріву охолоджували до температури 80-90 °С. Нагрівання виробу проводили до температури 500 – 550 °С, а реагент подавали зі швидкістю 0,6 г/год. Швидкість протяжки зони при цьому становила 0,65 мм/год.

Високий градієнт температури по вертикалі всередині каркасу, що просочується, створювали шляхом розігріву його донної частини зонним

нагрівачем з одночасним охолодженням вище лежачої ділянки системою зонного охолодження.

Газоподібні продукти розпаду, що утворюються в зоні піролізу, відводили із зони реакції за допомогою системи відкачування та виморожували в азотній пастці. При цьому пари вихідного реагенту, який непрореагував в зоні реакції, відкачувалися разом з продуктами розпаду, конденсувалися на вертикальних стінках, що охолоджувалися, і поверталися назад в зону реакції. Контроль над інтенсивністю перебігу процесу піролізу здійснювали за показаннями датчика тиску. За допомогою механізму протягування забезпечували необхідну швидкість переміщення зони реакції знизу нагору відносно нерухомих зон нагрівання та охолодження.

Ступінь заповнення об'єму після просочення визначали на поперечних шліфах отриманого композиційного матеріалу за допомогою напівавтоматичного вимірювача координат [5].

В результаті експериментів було:

- Розроблено спосіб одержання композиційних матеріалів з тугоплавкою матрицею та високим ступенем просочення речовиною, що осаджується з газової фази.
- Експериментально показано, що розроблений спосіб отримання композиційних матеріалів дозволяє отримувати матеріали зі ступенем просочення об'єму, що досягає 95-96% при ефективності використання прекурсора на рівні 75-80%.

#### Посилання

1. С.А. Крохмаль, Т.Н. Зуева Получение пиролитических покрытий из карбида хрома на внутренних поверхностях протяженных каналов // *Вістник Національного технічного університету «ХПІ»*. Збірник наукових праць. Тематичний випуск «Хімія, хімічна технологія та екологія». – Харків: НТУ «ХПІ». – 2008. – №41. – с. 29-38.

2. С.А. Крохмаль, А.А. Авилов, С.Ф. Дудник Авторское свидетельство №312247 от 02.04.1990г. Способ пропитки изделий веществом, осаждаемым из газовой фазы.

3. Б.Г. Грибов, Г.А. Домрачев, Б.В. Жук и др. Осаждение пленок и покрытий разложением металлоорганических соединений. М.: Наука, 1981, 322с.

4. С.А. Крохмаль, Б.М. Широков О возможности использования металлоорганических соединений хрома для защиты деталей и технологической оснастки, используемой для работы в агрессивных средах *Вістник Національного технічного університету «ХПІ»*. Збірник наукових праць. Тематичний випуск «Хімія, хімічна технологія та екологія». – Харків: НТУ «ХПІ». – 2007. – №32. – с. 47-54.

5. А.С. Брус, П.М. Зейдлиц Полуавтоматический измеритель координат Вопросы атомной науки и техники, сер. Автоматизация физического эксперимента и его математическое обеспечение, вып. №1, Харьков, ФТИ АНУССР, 1971, с. 132-135

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВИХІДНОЇ СТРУКТУРИ ЗВАРНИХ РОТОРІВ  
ПАРОВИХ ТУРБІН АЕС**

***В.В. Дмитрик, Синь Лей, І.В. Касьяненко***

*Національний технічний університет «ХПІ», Харків, Україна*

Ротори парових турбін високого, середнього і низького тиску виготовляють провідні фірми енергетичної галузі: АТ «Українські енергетичні машини», Сталь Лаваль, Рато Шнайдер, ББЦ і Шкода. Конструкції роторів кожної із наведених фірм мають свої відмінні особливості. Наприклад, до складу зварних роторів (виробник АТ «Українські енергетичні машини») входять окремі ковані диски і хвостовики, з'єднані між собою циліндричними перемичками зі зварними швами. На відміну від цільнокованих роторів зварні ротори мають більш високу жаростійкість, що сприяє стійкості їх роботи, а також меншу чутливість до несбалансу і розцентровки, що мають місце при експлуатації роторів. Також зварні ротори порівняно з більшою легкістю піддаються балансуванню. Область зварних роторів, яка при їх роботі зазнає найбільших напружень, не контактує з корозійним середовищем. Також в зварних роторах із-за відсутності центрального отвору в дисках максимальні робочі напруження є майже в два рази меншими, ніж у цільнокованих роторах з центральним каналом.

При виготовленні поковок для зварних роторів використовують сучасні удосконалені технології лиття і термічної обробки, що забезпечує високий рівень хімічної, структурної і механічної неоднорідності їх металу.

В парових турбінах, які виготовляються на підприємстві АТ «Українські енергетичні машини», застосовуються зварні ротори низького тиску. Зварні ротори для «швидкохідних» турбін характеризуються робочою кутовою швидкістю обертання валопроводу 3000 об/хв. Такий тип конструкції використовується у турбінах К-220-44; К-320-23,5; К-500-65; К-500-240; К-750-65 та ін.

В тихохідних турбінах К-500-60/1500; К-1000-60/1500; К-1000-60/1500-2М з робочою швидкістю обертання валопроводу 1500 об/хв також використовують зварні ротори.

Збільшення робочих навантажень на зварні ротори обумовлює необхідність підвищення якісних характеристик їх вихідної структури, що необхідно для надійної експлуатації роторів. Зварні з'єднання роторів на відміну від цільнокованих характеризуються визначеною наявністю структурної, хімічної і механічної неоднорідності. Ковані заготовки зі сталі 25Х2НМФА, діаметром до 3000 мм із осьюовою довжиною до 3600 мм для зварних роторів тихохідних турбін мають масу до 75000 кг. Сталь для таких заготовок виплавляють в основних дугових печах, піддають циркуляційному вакуумуванню і розливають у вакуумній камері або в атмосфері інертних газів. Сталь 25Х2НМФА має наступний хімічний склад, % мас.: С (0,23...0,27); Si (0,17...0,36); Mn (0,40...0,70); S ( $\leq$  0,015); P ( $\leq$  0,015);

Cr (1,80...2,20); Ni (1,30...1,60); Mo (0,4...0,6); V (0,05); Cu ( $\leq 0,25$ ). Макроструктура заготовок, згідно нормативних вимог, не повинна мати тріщин, флокенів, усадкової рихлості, раковин, заковів, відносно великих неметалевих включень, а також ланцюжків із включень. Не враховуються неметалеві включення розміром до 1 мм, якщо вони розташовані хаотично і не створюють локальних скупчень і ланцюжків. Скупчення становлять окремі групи дефектів розміром до 1 мм в кількості більше 10. Ланцюжок надається, як згруповані в лінію включення, розміром до 2 мм в кількості не менше 5 штук, з відстанню між дефектами, що не перевершує трикратної довжини найбільш видовженого дефекту, який входить в цей ланцюжок. Великими неметалевими включеннями вважаються включення, повздовжній розмір яких є більшим 2 мм. Механічні властивості заготовок зварних роторів зі сталі 25X2НМФА при 20 °С є наступними, табл.

Типи зразків	Умовна межа плинності, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Ударна в'язкість, Дж/м <sup>2</sup> ·10 <sup>5</sup>	Кут вигину, градус	Твердість по Брінеллю, МПа
Повздовжні	520...687	657	16	45	5,9	150	2646
Тангенціальні	520...687	657	14	40	4,9	120	2646

Із конструкційної високоякісної сталі 25X2НМФА виготовляють ковані заготовки для зварних роторів турбіни К-1000-60/1500, а також для її модифікації К-1000-60/1500-2 та ін.

Шляхом оптимізації параметрів автоматичного зварювання при виготовленні зварного ротора зі сталі 25X2НМФА отримали вихідну структуру ротора з підвищеними якісними характеристиками. Таку оптимізацію виконували шляхом обробки і наступного узагальнення результатів моделювання зварювального нагрівання ротора, який виготовляли, а також з урахуванням показників відповідних експериментів.

Таким чином отримали зварний ротор, вихідна структура якого на відміну від вихідної структури зварного ротора, отриманого за штатною технологією, характеризувалась наступними особливостями. На ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації зони термічного впливу (ЗТВ) зварного з'єднання бал аустенітного зерна складав 7–8 (ДСТУ 8972 : 2019). В аналогічній структурі штатної технології 4–5. Нові продукти розпаду аустеніту на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ складали сорбіт або тростит. Відповідно в структурі даної ділянки (зразки штатної технології) нові продукти розпаду аустеніту представляли глобуляризований перліт.

Встановили, що механічні властивості зварного ротора, виготовленого за новою технологією, є на 15–20 % вищими від аналогічних властивостей ротора, виготовленого за штатною технологією.

**ЗАСТОСУВАННЯ CVD АЛМАЗНИХ ПОКРИТТІВ  
ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ СТІЙКОСТІ РІЖУЧИХ ПЛАСТИНОК  
З ПОЛІКРИСТАЛІЧНОГО АЛМАЗУ**

***В.І. Грицина<sup>1</sup>, К.І. Кошевий<sup>1</sup>, О.А. Опалєв<sup>1</sup>, О.М. Решетняк<sup>1</sup>,  
В.Є. Стрельницький<sup>1</sup>, А.О. Лямцева<sup>2</sup>, А.О. Чумак<sup>2</sup>, С.А. Клименко<sup>2</sup>,  
О.О. Бочечка<sup>2</sup>, О.І. Чернієнко<sup>2</sup>***

<sup>1</sup>ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup>Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ, Україна

*E-mail: reshetnyak@kipt.kharkov.ua*

Ріжучий інструмент, оснащений надтвердими композитами на основі синтетичного алмазу, дуже затребуваний для обробки нових матеріалів, таких як кераміка, вуглепластик, композиційні матеріали, важкооброблювані сплави на основі кольорових металів, які широко використовують для виготовлення деталей авіаційної, космічної, ракетної, військової техніки та інших високотехнологічних виробів. Додаткове підвищення працездатності композитного інструменту можна досягти нанесенням на його поверхню суцільних полікристалічних алмазних покриттів, які не містять сторонніх зв'язувальних матеріалів. Метою даної роботи було дослідження можливостей покращення зносостійкості ріжучих пластин з полікристалічного синтетичного алмазу, шляхом нанесення на їх поверхню алмазних покриттів методом CVD у тліючому розряді постійного струму, що стабілізується поперечним магнітним полем.

Заготовки ріжучих пластин було отримано шляхом спікання за тиску 8 ГПа та температури 1750°C сумішей різних фракцій алмазного порошку, вирощеного у ростовій системі Mg–Zn–C [1]. Два типи спечених заготовок було застосовано. Для першого типу вихідний алмазний порошок на 100 % мас. складався з частинок розміром <40 мкм після ситової класифікації продукту синтезу. Для другого – склад алмазного порошку містив 40 % мас. більш крупних частинок розміром 80-125 мкм.

Алмазні покриття на поверхні пластин синтезували із воднево-метанової суміші за парціального тиску CH<sub>4</sub> в межах (2,2–2,7)·10<sup>2</sup> Па при температурі підкладки від 1060 до 1175°C. Для активації робочого газу використовували тліючий розряд постійного струму, стабілізований поперечним магнітним полем [2, 3]. Відпрацьовано процеси попередньої термічної обробки різальних пластин для запобігання впливу домішок із компонентів ростової системи на процес синтезу покриття. Вивчено вплив температури поверхні різальних пластин під час осадження на структуру покриттів. Згідно з результатами рентгенівської дифрактометрії за обраних параметрів CVD процесу в покриттях формується полікристалічний алмаз (просторова група кубічна Fd3m). Ці дані підтверджуються характерними мікроскопічними



зображеннями поверхні покриттів, на яких видно чітко ограновані кристали алмазу з середнім розміром 5–30 мкм. З'ясовано, що на поверхні різальних пластин синтезуються суцільні покриття товщиною 20–30 мкм, які мають однорідну структуру, як на краях, так і в центрі пластини. Середній розмір кристалів алмазу в покритті в першу чергу визначається структурою застосованої полікристалічної алмазної заготовки різальної пластини. Для різальної пластини, яка сформована з більш крупних частинок, розмір алмазних зерен в покритті значно більший, що цілком зрозуміло, оскільки морфологія алмазного покриття визначається можливістю епітаксійного росту алмазу на кристалах різальних пластини. Показано, що за температури в межах 1060–1150 °С кристали алмазу в покриттях чітко ограновані з прямокутними або трикутними гранями. Подальше підвищення температури синтезу призводить до утворення на поверхні великих алмазних кристалів менш впорядкованих дрібних складових.

Проведено дослідження впливу нанесеного покриття на експлуатаційні властивості інструментів, оснащених надтвердими композитами на основі синтетичного алмазу, під час чистового безударного точіння алюмінієвого сплаву АК12М2МгН і технічної кераміки МК90. Показано, що полікристалічні алмазні покриття товщиною 30 мкм, осаджені на робочі поверхні різальних пластин за температури 1110–1150°С, дозволяють під час обробки алюмінієвого сплаву отримати оброблені поверхні з меншою шорсткістю, а під час обробки технічної кераміки підвищити зносостійкість інструментів у 1,52–1,75 рази, що поширює область використання та забезпечує підвищення ефективності інструменту. Збільшення температури синтезу до 1175 °С сприяє формуванню покриття з гіршими експлуатаційними властивостями.

#### Посилання

1. О.О. Бочечка, Г.А. Петасюк, О.І. Чернієнко, О.В. Куш, В.С. Гаврилова, І.О. Гнатенко, В.В. Гаращенко. Вплив складу та властивостей алмазних порошків, синтезованих в системі Mg–Zn–C, на формування з них полікристалів під час спікання за високого тиску // *Інструментальне матеріалознавство*. 2021. № 24. С. 237–249.
2. V.I. Gritsyna, S.F. Dudnik, O.A. Opalev, V.E. Strel'nitskij. Using DC glow discharge for diamond coatings synthesis // *Probl. of Atomic Sci. and Techn.* 2018, №1, p. 93–95.
3. 17. V.I. Gritsyna, S.F. Dudnik, O.A. Opalev, et al. Peculiarities of diamond film synthesis by the glow discharge // *Probl. of Atomic Sci. and Techn.* 2018, №1, p. 96–100.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

**СИНТЕЗ ЗАХИСНИХ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ АЛМАЗОПОДІБНИХ  
ПОКРИТТІВ ДЛЯ БІОМЕДИЧНОГО ЗАСТОСУВАННЯ**

***В.Є. Стрельницький<sup>1</sup>, В.В. Васильєв<sup>1</sup>, О.А. Лучанінов<sup>1</sup>,  
О.М. Решетняк<sup>1</sup>, В.Б. Макаров<sup>2</sup>, Ю.Я. Волков<sup>1</sup>***

<sup>1</sup>ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup>Комунальне некомерційне підприємство «Міська клінічна лікарня № 16»

Дніпровської міської ради, Дніпро, Україна

E-mail: reshetnyak@kipt.kharkov.ua

Захисні покриття на основі алмазоподібного вуглецю (DLC – diamond like carbon) ефективно застосовують у різних галузях завдяки високій твердості, хімічній інертності, високій зносостійкості та відмінним трибологічним властивостям. Будучи біосумісним DLC має широкі можливості для медичного застосування у ортопедичних імплантатах, серцево-судинних клапанах, ендопротезах суглобів і хірургічному інструментарії. Зокрема, використання покриттів з алмазоподібного вуглецю у вузлах тертя ендопротезів запобігає надходженню іонів важких металів в організм, зменшує зношування, збільшує термін служби та надійність виробів. Робота присвячена розробці обладнання і процесів вакуумно-дугового синтезу DLC покриттів для біомедичного застосування, які характеризуються мінімальною кількістю дефектів, високими механічними показниками, гарною адгезією, що запобігають зношуванню і корозії у біорідини при тривалому функціонуванні виробу.

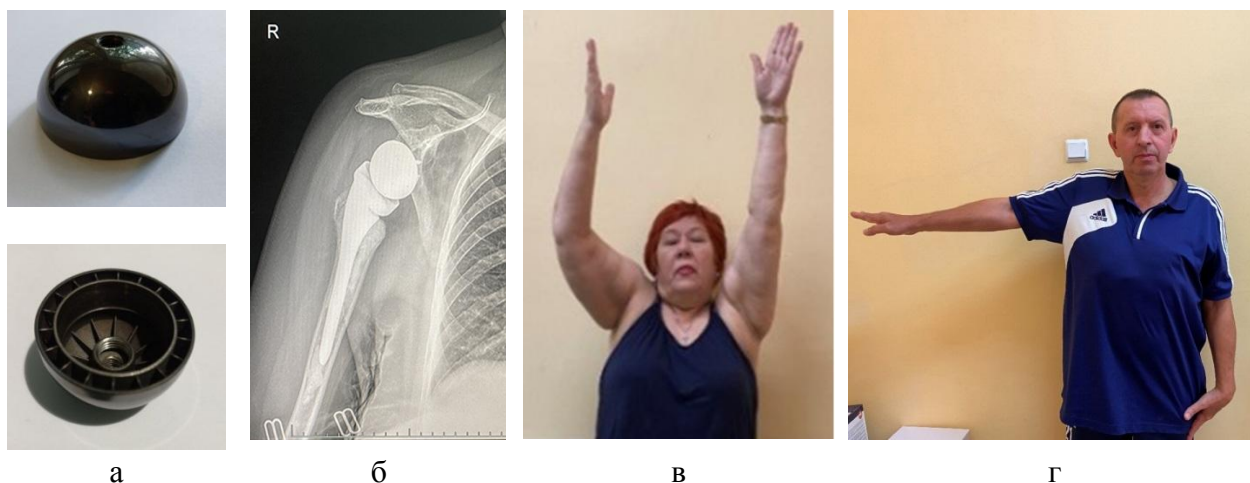
Систематичні дослідження вакуумно-дугового синтезу плівок алмазоподібного вуглецю були розпочаті у ННЦ ХФТІ ще на початку 1970-х років. Обладнання і методики осадження DLC покриттів активно розвиваються, удосконалюються і впроваджуються в різних галузях. В даний час у ННЦ ХФТІ на основі нещодавно розробленого високопродуктивного джерела фільтрованої вакуумно-дугової плазми створена установка для осаджування високоякісних алмазоподібних покриттів. Відпрацьована радіаційно-іонна технологія попереднього очищення поверхні виробу і осадження на неї покриттів в умовах подачі імпульсного високовольтного потенціалу. Розроблено процеси осадження алмазоподібних покриттів різної товщини (від кількох нм до кількох мкм) з високою адгезією до підкладки.

Створена технологічна оснастка для забезпечення рівномірного нанесення DLC покриттів на сферичні поверхні. Для цього застосовано пристрій з кільцевим магнітом, що фокусує зовнішнє магнітне поле на сферичну поверхню виробу під кутом близьким до її нормалі. Розроблено процес нанесення алмазоподібних покриттів на сферичні частини ендопротезів суглобів із нержавіючої сталі та кобальт-хромового сплаву. Покриття характеризуються твердістю 30...40 ГПа та гарною адгезією до металеві

підкладки. Високий рівень адгезії досягається за рахунок оптимізації рівня залишкових напружень при використанні високовольтного імпульсного потенціалу зміщення підкладки під час осадження та багатошарової архітектури покриттів. З'ясовано, що DLC покриття не відшаровуються при різких перепадах температури: кип'ятінні ендопротеза або при зануренні його в рідкий азот.

Експериментально показано, що алмазоподібні покриття, осаджені вакуумно-дуговим способом за розробленою технологією, цілком придатні для застосування у медичних імплантатах, завдяки біосумісності, остеоінтеграції, відсутності негативного ремоделювання прилеглої кісткової тканини, високій зносостійкості в біологічному середовищі. За допомогою тестів *in vivo* оцінена реакція тканин на зразки з покриттями. Після випробувань не виявлено розшарування покриттів, продуктів корозії, токсичної дії на навколишні тканини, асептичної запальної реакції. Тести на зносостійкість алмазоподібних покриттів на дисках зі сплаву Co-Cr-Mo, що проводились за стандартом ASTM G99-17 у біологічній рідині показали їх високу зносостійкість.

Алмазоподібні покриття були нанесені на партію експериментальних ендопротезів плечових суглобів (див. рис.). Ендопротези були імплантовані пацієнтам з тяжкими травмами плечових суглобів. Після реабілітації у всіх пацієнтів відновилась рухливість плечового суглоба без побічних ефектів. Отримані алмазоподібні покриття є багатофункціональними, мають комплекс унікальних властивостей і можуть служити для модифікації поверхні деталей і інструменту, що застосовуються в різних галузях.



*Ендопротези плечового суглоба з алмазоподібними покриттями (а) застосовані у клінічній практиці. Рентгенограма (б) та фото (в, г) пацієнтів через 2 місяця після операції*

**БАГАТОШАРОВІ ПОКРИТТЯ (TiAlCrY)N/ZrC, СФОРМОВАНІ  
МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАДЖЕННЯ*****С.В. Литовченко, О.В. Максакова, В.М. Береснєв, Д.В. Горох, Б.О. Мазілін****Харківський національний університет ім. В.Н. Каразіна, Харків, Україна**E-mail: s.lytovchenko@karazin.ua*

Одним з найпоширеніших та ефективніших шляхів модифікації поверхневого шару матеріалів є створення на їхній поверхні функціональних іонно-плазмових покриттів на основі нітридів і карбідів тугоплавких металів. Такі покриття є ефективним засобом підвищення експлуатаційної довговічності матеріалів та продуктивності технологічних процесів. Ефективність функціональних покриттів, сформованих фізичними методами осадження (варіантом яких є вакуумно-дугове осадження), багато в чому залежить від рівня їхньої адгезії до основи та фізико-хімічних властивостей (зокрема, стійкості до термобаричних навантажень, в тому числі циклічних та повторюваних, схильності до крихкого руйнування, тривалого збереження показників твердості та пластичності) [1-3]. Зазначений комплекс властивостей покриттів завжди був у центрі уваги розробників та традиційно піддавався оптимізації. Одним із шляхів такої оптимізації є застосування багатошарових покриттів. Багатошарова архітектура дає можливість краще адаптувати механічні та трибологічні властивості покриттів до технологічно складних застосувань завдяки прояву характерних структурних та розмірних ефектів, серед яких – розщеплення і відхилення тріщин на межах зерен і фаз, дисипація енергії утворення тріщин, локальна релаксація внутрішніх напружень і пластичність на нанорівні, обумовлені локальною деламінацією і утворенням нанопор. Перевагами багатошарових структур є можливість інтегрувати властивості, притаманні окремим шарам, у новій структурній комбінації. Наприклад, один шар може характеризуватися низьким коефіцієнтом тертя, високою твердістю та стійкістю до високотемпературного окислення для запобігання утворення тріщин, а інший шар може забезпечити високу адгезію, пластичність та еластичність для підвищення стійкості покриття. Це стимулює пошук нових композицій багатошарових покриттів, які б мали покращені антикорозійні властивості в поєднанні з високою твердістю, стійкістю до окиснення та зносу, а також структурною стабільністю при високих температурах, та відповідали вимогам сучасних технологічних процесів.

Досліджено формування багатошарових багатокомпонентних покриттів типу (TiAlCrY)N/ZrC та визначені деякі їхні характеристики. Покриття осаджували вакуумно-дуговим методом на установках, обладнаних необхідними компонентами та елементами для створення вакууму або необхідного газового середовища, пристроями формування певних

плазмових потоків з регульованими характеристиками (плазмові випарники), механічних складових для розміщення зразків та їхнього переміщення, елементів контролю та управління процесом випаровування-конденсації. Перед осадженням покриттів проводили очистку і активацію поверхні підкладки іонним бомбардуванням протягом 10 хвилин.

Покриття осаджували з двох випарників – багатоелементного TiAlCrY та цирконієвого. По осі камери симетрично до випарників розташований тримач зразків-підкладок, який пов'язаний з електродвигуном для забезпечення переміщення зразків між зонами дії випарників. Технологічна схема формування покриттів будується на переміщенні зразків між випарниками з зупинками біля відповідного випарника на певний проміжок часу. При цьому при роботі багатоелементного випарника реакційним газом в камері є азот, а при роботі цирконієвого випарника – ацетилен.

Рентгенівський аналіз виявив в покриттях 2 фази: нітрид TiAlCrYrN та карбід ZrC, обидві фази мають ГЦК ґрати (структурний тип NaCl). Параметр ґратки ZrC становить 0,4694 нм, а нітриду TiAlCrYrN – 0,4356 нм. Поділ накладених дифракційних ліній на складові засвідчив, що лінії нітриду TiAlCrYrN розширені набагато більше у порівнянні з карбідом ZrC (практично розмиваються в дифракційне гало). Це свідчить про рентгеноаморфний стан багатоелементного нітриду.

Адгезійну міцність визначали методом скрайбування. Вдалося визначити граничні значення критичного руйнівного навантаження. В покритті, синтезованому при потенціалі зміщення -200 В, когезійне руйнування починається при мінімальному навантаженні 21,13 Н, Результат свідчить про високу когезійну міцність покриття. У подальшому при навантаженні 29,5 Н спостерігається незначне відшарування покриття на краях подряпин. Порівняльний аналіз показав, що зразки покриттів (TiAlCrY)N/ZrC при подряпинах зношуються, але не відшаровуються, тобто руйнуються за когезійним механізмом, пов'язаним з пластичною деформацією та утворенням втомних тріщин в матеріалі покриття. Вони показали високу адгезійну міцність і відносно низький ступінь розшарування.

#### Посилання

1. Cavaleiro A., Hosson J.Th.M. Nanostructured Coatings. Springer, NY. 2006. 648 p.
2. Maksakova O.V., Pogrebnjak O.D., Beresnev V.M. Features of investigations of multilayer nitride coatings based on Cr and Zr // *Uspehi Fiziki Metallov*. 2018, vol.19, No. 1. p. 25-48.
3. Wang L., Li L., Li G., Ma Q. Improved Adhesion of TiAlSiN Nanocomposite Coatings on Cemented Carbide Substrate by Pre-Implantation // *Coatings*. 2019, vol. 9, p. 209-214.

**EFFECT OF MAGNETRON SPUTTERING POWER ON THE PROPERTIES OF TiZrNbMoTa HIGH-ENTROPY ALLOY COATINGS*****S. Romaniuk<sup>1</sup>, K. Nowakowska-Langier<sup>1</sup>, A. Taran<sup>2</sup>****<sup>1</sup> National Centre for Nuclear Research, Otwock, Poland;**<sup>2</sup> NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

Modern materials with unique properties are essential for the development of high-tech industries. One promising category of such materials is high-entropy alloys (HEAs). Significant attention is currently focused on the development and production of HEAs containing elements with high melting points, such as Ta, W, Nb, and Mo. These alloys are characterized by high thermal stability, corrosion resistance, and mechanical strength. This work investigates TiZrNbMoTa coatings deposited using the Pulsed Magnetron Sputtering method. To form the multicomponent TiZrNbMoTa coating, a mosaic target on a titanium base with inserts of Zr, Nb, Mo, and Ta was designed and manufactured, taking into account the sputtering ability of each component.

The effect of sputtering power on the structure and properties of the coatings was studied. During synthesis, the sputtering power was varied from 250 to 1000 W. Each coating was deposited for 20 minutes at a fixed pressure of  $5 \times 10^{-5}$  Pa, with argon as the working gas. The results show a correlation between sputtering power and the chemical composition of the TiZrNbMoTa coating. As the power increased, the concentration of Ta decreased from 18.87 to 12.66% (correlation coefficient -0.95), while the Ti content increased (correlation coefficient 0.85). Additionally, the deposition rate was found to increase almost linearly with power, leading to a layer thickness increase from 162.8 to 1214 nm. Depending on the deposition conditions, the TiZrNbMoTa alloy exhibited different structures, including FCC and BCC. XRD analysis revealed the formation of an amorphous-nanocrystalline structure with a preferred orientation along the (110) plane and a body-centered cubic (BCC) structure. Coatings deposited at different powers exhibited hardness ranging from 7.19 to 10.88 GPa and an elastic modulus from 96.86 to 126.4 GPa. Changes in sputtering power contributed to a gradual increase in grain size and the appearance of internal defects, which likely caused a reduction in hardness to 7.19 GPa at a power of 500 W. Furthermore, elastic recovery (We%) and the ratios of elastic to plastic deformation ( $H/E$  and  $H^3/E^2$ ) were evaluated, with indicators of good wear resistance achieved at the maximum power of 1000 W.

These findings facilitate the optimization of the deposition process to produce TiZrNbMoTa coatings with tailored characteristics suitable for specific operating conditions.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**STRUCTURE AND COMPOSITION OF ARC-PVD ZrTaN/ZrTiCuN  
NANOLAMINATE COATINGS**

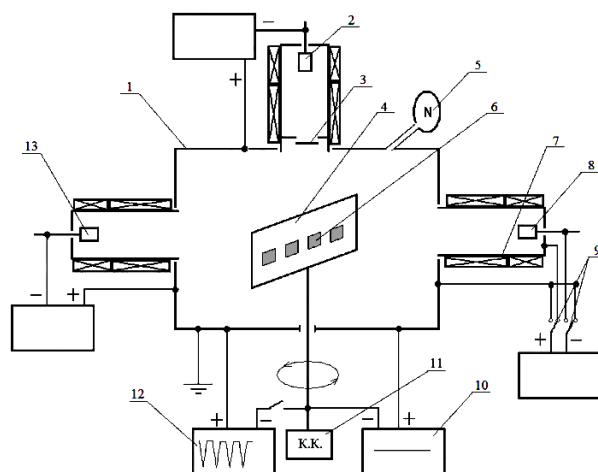
**A.V. Taran<sup>1</sup>, I.E. Garkusha<sup>1,3</sup>, V.O. Stolbovyi<sup>1</sup>, K. Nowakowska-Langier<sup>2</sup>,  
S.P. Romaniuk<sup>2</sup>, O.I. Tymoshenko<sup>1</sup>, I.O. Misiruk<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;

<sup>2</sup> National Centre for Nuclear Research, Otwock, Poland;

<sup>3</sup> V.N. Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, Ukraine

Composite systems, such as nanolaminates and nanocomposite coatings, have been extensively studied to overcome the limitations of single films and achieve superior mechanical performance. In the present research the structure and phase composition of nanolaminate PVD coatings have been investigated. Coatings were applied in a modernized vacuum-arc installation "Bulat-6" (Fig. 1) using ZrTa and ZrTiCu as cathode materials. The "Bulat-6" vacuum-arc installation is also equipped with a source of constant voltage, the value of which can be changed in the range of -5...-1300 V, which is supplied to the substrate holder with samples.



1 - vacuum chamber, 2 - vacuum-arc evaporator; 3 - metal screen,  
4 - sample holder screen, 5 - nitrogen pressure regulator, 6 - samples, 7 - vacuum-  
arc evaporator body - gas discharge anode, 8 - ZrTa cathode, 9 - switching relay,  
10 - constant voltage source, 11 - command controller, 12 - pulse voltage source,  
13 - ZrTiCu cathode.

*Fig. 1. Schematic diagram of a modernized vacuum-arc installation of the "BULAT-6" type for applying multilayer coatings*

For the ZrTa cathode, the arc discharge current was equal to 120 A, for ZrTiCu 100 A. Polished stainless steel substrates 12X18H9T with dimensions of 20 × 20 × 3 mm, copper foil with a thickness of 0.2 mm were used as samples, which were previously washed with an alkaline solution in an ultrasonic bath, and then nephrosom C2-80/120. The substrates were located at a distance of 250 mm from

the evaporator. After the vacuum chamber was pumped down to a pressure of  $P = 0.006$  Pa, a potential of  $-1300$  V was applied to the substrates, their surface was cleaned and activated with ions of the cathode material for 9...10 minutes. Then metal layers were deposited at a residual gas pressure of  $P = 0.006$  Pa, and then nitride layers at a nitrogen pressure of  $P = 0.26$  Pa and at a negative potential on the substrate of  $-200$  V. 118 layers were deposited with a total coating thickness of  $\approx 4$   $\mu\text{m}$ .

EDS distribution of chemical elements, SEM cross-section and EDS spectrum of nanolaminate  $\text{TzTaN/ZrTiCuN}$  coatings are depicted in Fig. 2 (a-c).

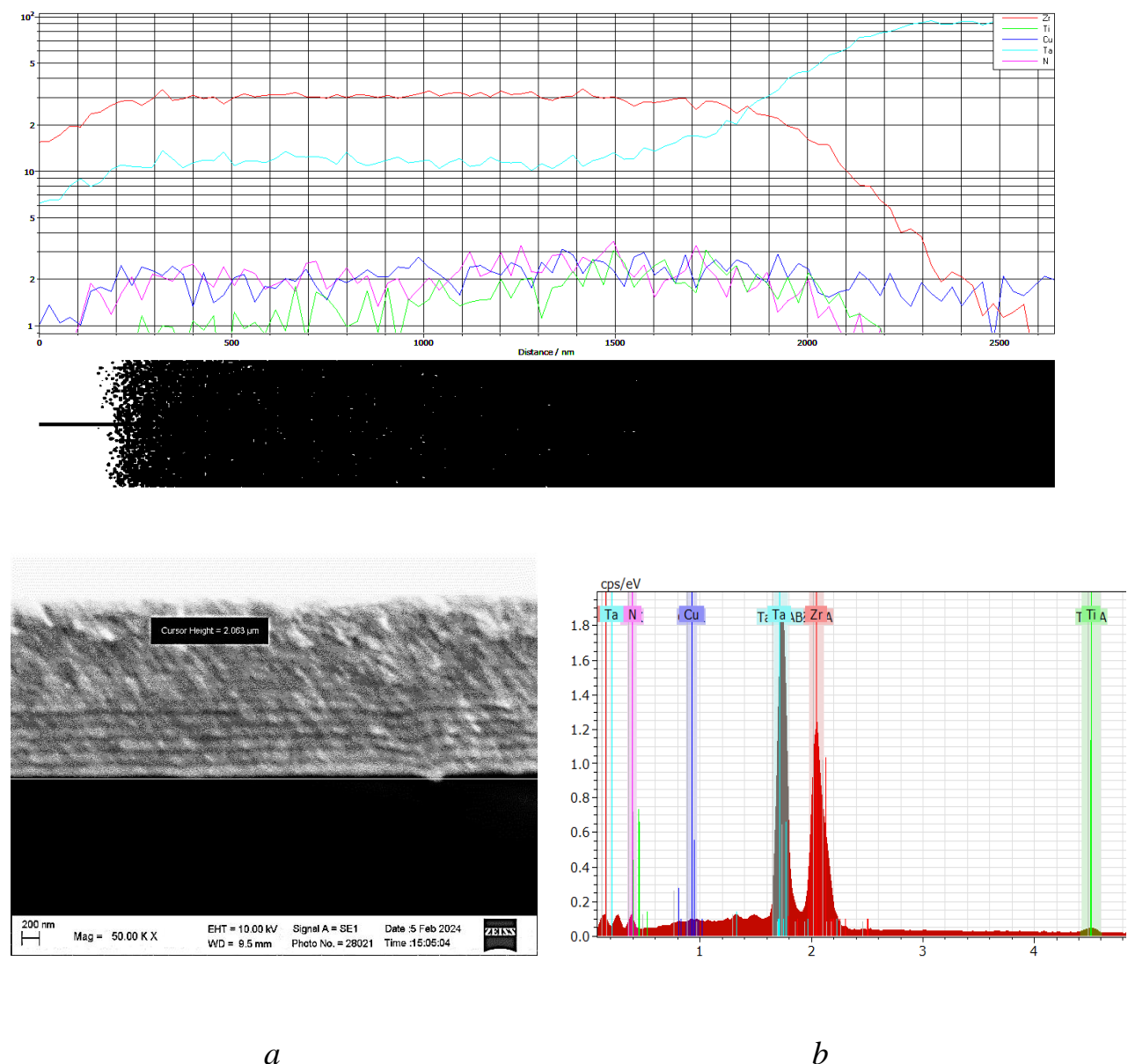


Fig. 2. EDS distribution of chemical elements (a), SEM cross-section (b) and EDS spectrum of nanolaminate  $\text{TzTaN/ZrTiCuN}$  coatings



## EFFECT OF SUBSTRATE TEMPERATURE ON INTRINSIC STRESSES IN CARBON COATINGS DEPOSITED FROM C<sup>+</sup>, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub><sup>+</sup> AND C<sub>6</sub>H<sub>6</sub><sup>+</sup> FLOWS

*O.I. Kalinichenko, V.E. Strel'nitskij*

*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: aikalinichenko@kipt.kharkov.ua*

As is known, during deposition of a coating from a stream of low-energy ions, compression stress arises in the coating, which play a significant role in the kinetics of formation and fracture of coatings. In the case of deposition of carbon films, experiments have shown a correlation between the intrinsic stress and the proportion of  $sp^3$  bonds in the coating. Therefore, it is important to investigate all factors affecting the value of intrinsic stresses in the deposited coating.

In the present work, the effect of substrate temperature  $T_0$  on the intrinsic stresses during ion deposition of carbon coatings from C<sup>+</sup>, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub><sup>+</sup> and C<sub>6</sub>H<sub>6</sub><sup>+</sup> ion flows is theoretically investigated.

Previously, we proposed a modification of the Davis formula [1] to calculate intrinsic stress  $\sigma$  based on the nonlocal thermoelastic peak (NTP) model. Applied to the case of a carbon coating deposited from a flux of C<sub>n</sub>H<sub>n1</sub><sup>+</sup> ions in the DC regime, the formula has the form [2]:

$$\sigma(E, \chi, T_0) = A \frac{E_Y}{1 - \Pi} \frac{\zeta(E/\chi)}{1 + w(E/\chi, T_0)}, \quad (1)$$

where  $\chi = (12n + n1)/12 \approx n$ ; the function

$$w(E, T_0) = n_0 \nu \int_0^{\tau_c(E)} V(E, t) e^{-\frac{\varepsilon}{k_B T(E, T_0, t)}} dt \quad (2)$$

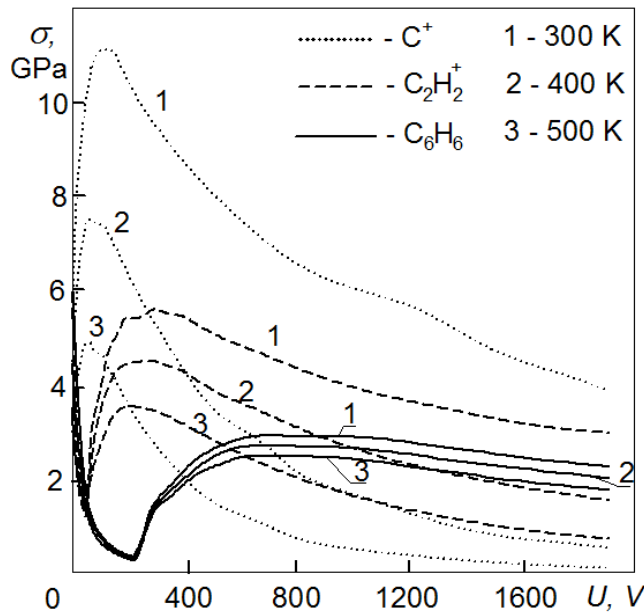
sets the number of thermally activated transitions with the activation energy  $\varepsilon$  of defect migration in the carbon coating. Here  $n_0$  is the concentration of atoms,  $\nu$  is the vibrational frequency of the atom,  $k_B$  is the Boltzmann constant,  $\tau_c(E) \sim [R(E, 0)]^2 / 4\kappa$  is the effective lifetime of NTP,  $\kappa$  is the thermal diffusivity of the coating,  $V(E, t)$  is the volume of NTP, approximated by a spherical segment, radius  $R(E, t) = L(E)/2 + 2\sqrt{\kappa(t + \tau)}$ , with the centre in the middle of the mean projective range of the ion  $L(E)$ , and  $\tau$  is the ion-ion relaxation time. Temperature  $T(E, T_0, t)$  in the NTP is found from Eq.

$$\frac{\eta(E)E}{\rho C V(E, t)} = TD\left(\frac{\theta}{T}\right) - T_0 D\left(\frac{\theta}{T_0}\right), \quad (3)$$

where

$$D(x) = \frac{3}{x^3} \int_0^x \frac{z^3}{e^z - 1} dz, \quad (4)$$

$\eta(E)$  is the fraction of phonon losses of the  $C^+$  ion with energy  $E$ ,  $\rho$  and  $C$  are the density and high-temperature limit of specific heat capacity of the target material, respectively;  $\theta$  is the Debye temperature. The defect formation function  $\zeta(E)$  of the  $C^+$  ion in the carbon coating was obtained from the fraction of the ion energy used for the formation of long-lived point defects. The functions  $L(E)$ ,  $\eta(E)$ , and  $\zeta(E)$  used in the calculations were found using the SRIM2000 software package.



*Intrinsic stresses arising in carbon coatings deposited from beams of  $C^+$ ,  $C_2H_2^+$  and  $C_6H_6^+$  ions at substrate temperatures of 300, 400, and 500 K.  
 $U$  is the accelerating potential*

Fig. shows the results of calculations using expressions (1) - (4) of intrinsic stresses in carbon coatings deposited from beams of  $C^+$ ,  $C_2H_2^+$  and  $C_6H_6^+$  ions at different substrate temperatures. As can be seen from the figure, an increase in the deposition temperature always leads to a decrease in intrinsic stress. The greatest influence on the intrinsic stress has the temperature of the substrate in the case of deposition of the coating from the flow of ions  $C^+$ , the least - in the case of deposition of ions  $C_6H_6^+$ . In the first case, the stress variation can be 6 GPa, in the latter case - no more than 0.5 GPa.

The obtained results were used in qualitative analysis of the structural state of the carbon coating material using the  $P$ ,  $T$ -diagram of the carbon phase state.

#### References

1. Davis C.A. *Thin Solid Films*. – 1993, v.226, p.30.
2. A.I. Kalinichenko, V.E. Strel'nikij. *PAST* 2024, №1(149), p.120.

## ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ОСАДЖЕННЯ ПОКРИТТІВ НА ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОШАРОВОЇ Ti/TiN-СИСТЕМИ

*І.В. Сердюк, В.О. Столбовий, А.О. Андреев, Р.В. Кривошанка*

*ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Теоретично шляхом введення титану у вигляді проміжних шарів у нітрид титану, тобто отримання таким чином багатошарової системи Ti/TiN, можна підвищити рівень пластичної деформації і, в зв'язку з більш низьким модулем пружності титану в порівнянні з нітридом титану TiN, загальмувати розвиток тріщин в площині такого шаруватого покриття. Отже, багатошарові Ti/TiN покриття повинні проявити покращений опір руйнуванню в порівнянні з одношаровими (однофазними) TiN покриттями. Проведені в цьому напрямку дослідження показали, що у разі вакуумно-дугових систем з відносно великими товщинами шарів у періоді багатошарової системи найбільшу тріщиностійкість при збереженні великої твердості можна очікувати при товщині шарів титану близько 120-130 нм [1,2]. При цьому необхідно зазначити, що вплив багатошарового стану на релаксацію напружень в шарах позначається при дуже малих періодах (з сумарною товщиною шарів у періоді менше 20-25 нм при співвідношенні товщини шарів Ti до TiN не меншому 1/4 [3]. Однак у випадку прикордонного перемішування твердість таких багатошарових систем відносно невисока. У цьому зв'язку слід зазначити, що в разі вакуумно-дугового методу з відносно високою енергією заряджених частинок на відміну, наприклад, від магнетронного, при малих товщинах шарів перемішані в результаті імплантації зони будуть перекриватися і шари титану будуть збагачуватися азотом, що призводить до втрати переваг, пов'язаних з пластичністю титанових шарів в таких багатошарових системах. Це визначало мінімальну товщину шару титану для забезпечення не перемішаного титанового шару, яка становила 30 нм. По максимальній товщині титанового шару ставилося обмеження 250 нм, більше якої, за даними робіт [1,2], відбувається різка втрата твердості системою. Таким чином, аналіз впливу на структуру, напружено-деформований стан і механічні властивості багатошарової системи Ti/TiN товщини титанового шару (в інтервалі від 30 до 250 нм) та величини негативної напруги на підкладці при відносно товстих шарах TiN представляє науковий інтерес.

Багатошарові покриття Ti/TiN були отримані у вакуумно-дуговій установці «Булат-6». В якості зразків використовувалися поліровані підкладки з нержавіючої сталі 12Х18Н9Т та мідної фольги. Підкладки були розташовані на відстані 250 мм від випарника з титану VT1-0. Перед нанесенням багатошарового покриття вакуумну камеру відкачували до тиску

$2,7 \cdot 10^{-3}$  Па. Очищення поверхні зразків проводили бомбардуванням іонами титану протягом 10 хв. при негативній напрузі 1 кВ. Нанесення шарів титану проводили при тиску залишкових газів  $2,7 \cdot 10^{-3}$  Па, а шарів TiN - при тиску азоту 0,67 Па. Загальна товщина покриття становила 7 мкм. Величина негативної напруги на підкладці становила 0, -40, -70, -200 В.

При дослідженні багатошарової системи Ti/TiN встановлено, що в шарах нітриду титану товщиною 300 нм і більше при подачі негативної напруги розвивається текстура [111]. Ступінь досконалості текстури підвищується зі збільшенням товщини шару, що свідчить про характер зародження такого типу текстури, стимульованої радіаційним бомбуванням при нанесенні вакуумно-дугових покриттів. Товщини титанових шарів більше 30 нм виявляється достатньо, щоб розвиток напружено-деформованого стану в шарах TiN проходив без їх суттєвої релаксації. Теж виявляється і при більш товстих титанових шарах 125 нм і 250 нм. При збільшенні негативної напруги на підкладці відбувається зростання макродеформації в TiN фазі. Причому вихід на максимальне значення деформації відбувається вже при відносно невисокій напрузі -40...-70 В, а при більшій напрузі при збереженні практично постійного значення макродеформації стиснення близько 2 %, відбувається зростання досконалості текстури, що призводить до підвищення відносної інтенсивності рефлексів, та збіднення легкими атомами, що призводить до зменшення періоду в ненапруженому перетині. Таким чином, максимальна пружна деформація становить близько 2 %. Така деформація розвивається при безперервному деформуванні субповерхневих шарів при імплантації іонів під час росту покриття. Починаючи з відносно малої товщини шару нітриду титану (300 нм) формується деформований стан, властивий і для великих товщин монопокриттів, завтовшки 3,5–7,0 мкм. При товщині шару титану в багатошаровій системі Ti/TiN менше 125 нм механічні властивості зберігаються досить високими (твердість 34...36 ГПа при модулі пружності 413...434 ГПа), що робить їх перспективними для використання при високому знакозмінному навантаженні.

#### Посилання

1. Yu. Xiang et al. Investigation of Ti/TiN multilayered films in a reactive mid-frequency dual-magnetron sputtering // *Applied Surf. Science*. 2007, v. 253, p. 3705-3711. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.08.002>
2. Juergen M. Lackner. Industrially-scaled room-temperature pulsed laser deposition of Ti-TiN multilayer coatings // *Journal of Physics: Conference Series*. 2007, v. 59, p. 16-21. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/59/1/004>
3. Lin G. et al. Factors Affecting Microhardness of Ti/TiN Multilayer Films Deposited by Pulsed Bias Arc Ion Plating // *Plasma Process Polym.* 2007, v. 4, p. S120-S123. <https://doi.org/10.1002/ppap.200730502>

## **INFLUENCE OF DEPOSITION PARAMETERS ON THE COMPOSITION AND STRUCTURE OF VACUUM-ARC DEPOSITED (Ti-Cr)N COATINGS FOR THE PROTECTION OF STRUCTURAL MATERIALS OF ENERGY EQUIPMENT COMPONENTS**

*Yu.A. Zadneprovskiy<sup>1</sup>, V.A. Belous<sup>1</sup>, V.S. Goltvyanytsya<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

<sup>2</sup>*National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, Ukraine*

*E-mail: yaz@kipt.kharkov.ua*

A modern trend in the creation of surface protection of structural materials used in power engineering is the formation of vacuum arc coatings based on Me-N compounds with improved performance characteristics. NSC KIPT (Kharkiv) has technologies for complex ion-plasma surface hardening of turbine parts with nitride coatings, which significantly increases their wear resistance and extends their service life at least 2 times [1]. However, the current operating conditions of steam and nuclear power plant parts require the creation of new protective materials that can be used as multicomponent nanostructured coatings. For the protection of the surface of nuclear reactor fuel elements, the direction of deposition of vacuum arc coatings based on Ti-N compounds, in which, in particular, chromium is used as an impurity, has been developed. (Ti-Cr)N coatings are characterized by improved mechanical, corrosion and radiation resistance properties and are also resistant to oxidation at high temperatures [2 - 4]. However, the deposition of CrN, (Ti-Cr)N coatings is characterized by low rates (up to 5  $\mu\text{m/h}$ ) [5, 6], which is mainly due to the high chromium sputtering coefficient [7]. The "depletion" of coatings by a particular metal component can depend on many parameters of the deposition process, starting with the droplet component, the pressure of the working nitrogen gas and the ion energy, which depends on the value of the substrate bias voltage. The aim of the research was to determine the synthesis parameters of Ti-N based nanostructured coatings in order to obtain the optimal Cr additive content in terms of improving the performance characteristics.

The coating deposition was carried out on a standard vacuum arc setup using plasma sources with magnetic retention of the cathode spot and focusing of the plasma flow [1]. A straight-line separator with a flap was used to separate the plasma stream from macroparticles. For the deposition of coatings, one-component cathodes made of VT1-0 titanium alloy (99.9 %) and two-component Ti-Cr cathodes (23 % and 32 wt% chromium) made by vacuum arc melting were used.

The obtained dependencies of the chromium concentration in (Ti-Cr)N coatings on the nitrogen pressure  $\text{Cr} = f(P_{\text{N}_2})$  and on the microhardness  $H_\mu = f(P_{\text{N}_2})$ , which are characterized by extreme behavior, allowed to determine the range of operating pressures  $P_{\text{N}_2} = (1-5) \times 10^{-3}$  Torr necessary to obtain coatings with high mechanical properties.

It is shown that the value of  $H\mu$  of the coatings is directly dependent on the value of  $C_{Cr}$  of the chromium concentration in them. Comparative studies of the chromium concentration as a function of the substrate bias voltage  $C_{Cr} = f(U)$  during deposition in both direct and separated plasma streams have yielded (Ti-Cr)N coatings with high Cr contents (up to 20 wt% for separated coatings), and the influence of cathode material macroparticles on the concentration of metal components in the coatings has been determined. The main physical mechanisms affecting the sputtering of Cr components both under the conditions of gas target action and during plasma chemical synthesis on the substrate surface are discussed. The phase composition and microstructure of (Ti-Cr)N coatings have been studied and their influence on the performance of the samples has been determined. In the specified range of nitrogen pressures, using the Ti-32Cr cathode, nanostructured coatings were obtained in which crystalline  $(Cr,Ti)_2N$  compounds with a high content of X-ray amorphous phases were found. The size of the crystallites in the coatings is in the range of 6 to 8 nm.

Thus, the prospects of using titanium-chromium alloy cathodes to deposit nanostructured coatings with high mechanical properties have been demonstrated. The developed (Ti-Cr)N coatings can be used to increase the service life of power equipment components.

#### References

1. Yu.A. Zadneprovskiy, V.A. Belous, Yu.A. Besedina, G.N. Tolmachova. Strength Properties of 25CrMoV Steel Modified by Complex Ion Plasma Treatment with Deposition of Interlayer Metal Coatings // *East European Journal of Physics*. 2024, vol. 2, p. 263-269.
2. Qing Li, Peng Song, Ruiqian Zhang et al. Corrosion mechanism and performance of Cr-coated Zr-4 alloy in 360°C water and 1300°C steam // *Journal of Materials Research and Technology*. 2024, vol. 29, p. 1524–1534.
3. A.S. Kuprin, V.A. Zuyok, V.A. Belous, V.D. Ovcharenko, E.N. Reshetnyak, R.L. Vasilenko, G.N. Tolmachova, Ya.O. Kushtyml. Protective vacuum-arc coatings on zirconium alloy fuel cladding to prevent catastrophic accidents at nuclear reactors // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. №2(144), p. 94-104.
4. A.S. Kuprin, V.A. Belous, V.N. Voyevodin, R.L. Vasilenko, V.D. Ovcharenko et al. Irradiation resistance of vacuum arc chromium coatings for zirconium alloy fuel claddings // *Journal of Nuclear Materials*. 2018, vol. 510, p. 163-167.
6. Steffen Schüttler, Sascha Thiemann-Monje, Julian Held and Achim von Keudell. Azimuthal ion movement in HiPIMS plasmas - Part II: lateral growth fluxes // *Plasma Sources Sci. Technol.* 2023, vol. 32, 105008 (12pp).
6. M. Akbarzadeh, A. Shafyei, H. R. Salimijazi. Characterization of TiN, CrN and (Ti, Cr) N Coatings Deposited by Cathodic ARC Evaporation // *IJE TRANSACTIONS A: Basics*. 2014, vol. 27, No. 7, p. 1127-1132.
7. I.I. Aksenov, D.S. Aksyonov. Physical aspects of vacuum-arc coating deposition // *East Eur. J. Phys.* 2014, vol.1, No.3, p. 22-39.

**Session [E]**  
**Methodology of irradiation and experiment technique**  
**Секція [E]**  
**Методологія опромінення та техніка**  
**експерименту**

**EXPERIMENTAL SETUP FOR ION BEAM RADIATION STUDIES  
OF REACTOR MATERIALS**

*V.A. Baturin, P.O. Litvinov, O.Yu. Karpenko, S.O. Yeromin, O.Yu. Roenko*

*Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Ukraine, Sumy, Ukraine*

Methods based on the use of beams of charged particles to create radiation damage are used quite successfully as an express analysis of radiation damage to materials. In the process of irradiation with an accelerated beam of charged particles, it is possible to reproduce and study almost all known effects of radiation under well-controlled conditions, as well as to study the physical nature of these effects in detail. A unique complex has been created at the IPF based on a high-dose ion implanter to study the radiation resistance of materials on heavy ion beams.

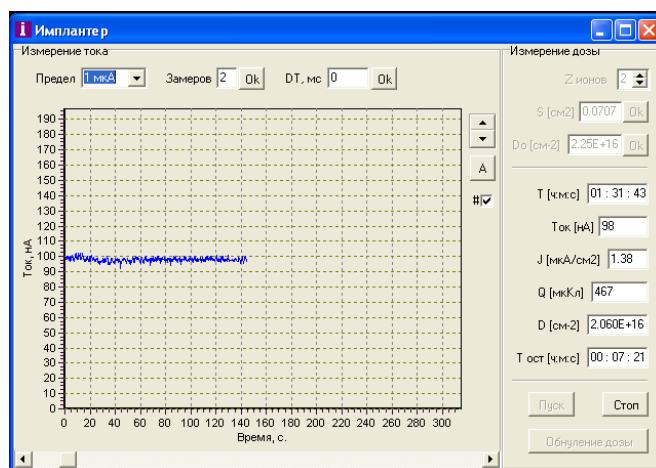
The ion implanter of the standard design is a direct current accelerator with regulation of ion energy from 20 to 300 keV in the doubly charged ion mode. Installation of the source of metal ions developed by us (one/two chargers) in the implanter allows accurate irradiation of samples in the chamber with metal ions (Fe, Ni, Cr, Cu, Zr, Mo, etc.) and gas ions (H, He, N, O, Ar, etc.) in the energy range from 20 to 300 keV. The current in the sample chamber approaches 130  $\mu\text{A}$  for metal ions and 200–300  $\mu\text{A}$  for gas ions.

The accelerated ion beam separated by masses enters the first receiving chamber, where it is purified from the neutral component and scanned in the vertical and horizontal planes (the scanning area varies from  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  to  $100 \times 100 \text{ mm}^2$ ). The second chamber contains the irradiated target, a precision radiation dose measurement system, a target heating system and its temperature measurement system.

A beam of metal ions is generated and formed in the ion injector. The energy of charged ions at the ion source output can be set in the range of  $5 \div 20 \text{ keV}$ . Mass separation of ions is carried out in a  $90^\circ$ -sector electromagnet with a maximum mass number  $M/Z \sim 60$ . After separation, the ions are again focused by an Einsel lens and accelerated to the required energy in an accelerating tube. The accelerated beam enters the first receiving chamber, which is at ground potential. To cut off the neutral component of the ion beam, plates are installed at the chamber input, deflecting the accelerated beam in the horizontal plane at a small angle. The deflected ion beam enters the horizontal and vertical scanning system (the scanning area varies from  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  to  $100 \times 100 \text{ mm}^2$ ). The first chamber contains a fixed

and a movable Faraday cup for measuring the ion beam current. Electrostatic lenses inside the ion injector and at the mass separator outlet, as well as the beam scanning system, allow regulating the ion current density in the plane of the sample under study in a wide range ( $10^{-2} \dots 100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ ). The temperature of the irradiated samples can be regulated in the range of  $100 \div 600 \text{ }^\circ\text{C}$  using a heater based on a halogen lamp with a water-cooled reflector. The sample temperature is measured remotely by an infrared sensor. The irradiation dose is measured by the Faraday cup and the ion current integrator. The residual gas pressure in the chambers is  $\sim 10^{-4} \text{ Pa}$ .

During the irradiation of the studied samples, it is necessary to measure the ion beam parameters, such as the ion current density, ion dose (fluence), temperature of the irradiated sample, etc. Special software was developed for this purpose (Fig.). The code was written in the Delphi7 environment and is about 700 kB in size.



*Software for measuring ion irradiation parameters*

A B7-21A digital voltmeter connected to a PC was used to measure the ion current passing through the diaphragm in the target holder. The program allows you to read this current from the voltmeter, plot its time dependence and integrate the ion current value over time to calculate the ion fluence. The input parameters of the program are:

- the charge state of the ion  $Z$  ( $Z = 2$  for doubly charged ions used in the experiments);
- the area  $S$  of the diaphragm used to measure the ion current [ $\text{cm}^2$ ];
- required ion fluence value  $D_0$  [ $\text{cm}^{-2}$ ].

The output parameters are:

- current irradiation time  $T$  [h:m:s];
- current value of ion current passing through the diaphragm [nA];
- current value of ion current density  $J$  [ $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ ];
- current value of electric charge  $Q$  brought by ions [ $\mu\text{C}$ ];
- current value of ion fluence  $D$  [ $\text{cm}^{-2}$ ];
- remaining time of the irradiation process  $T_{\text{rest}}$  [h:m:s] (if  $D > D_0$ , an audible signal is given).

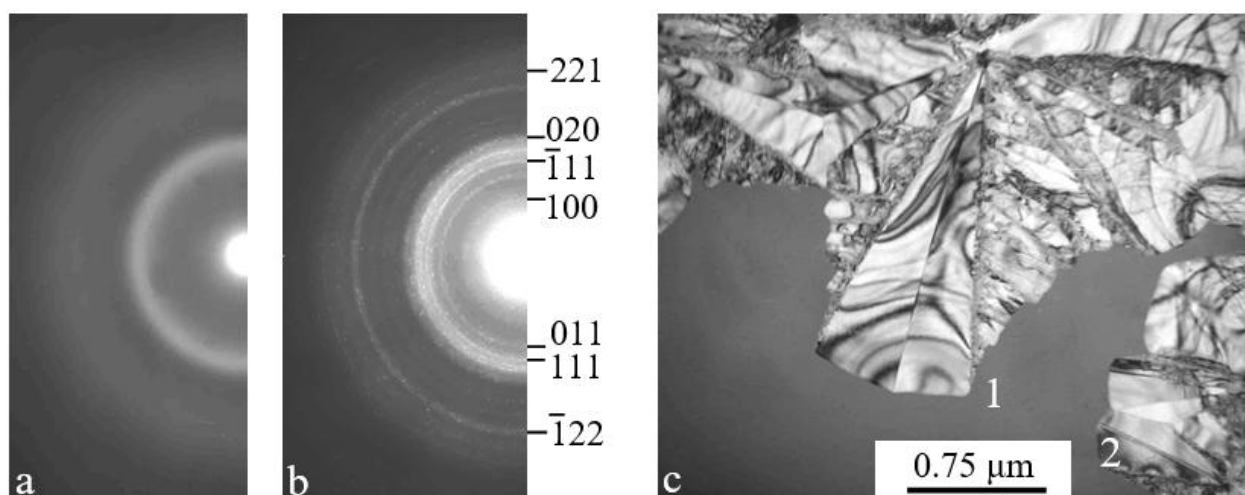


## RADIATION ENHANCED CRYSTALLIZATION OF AMORPHOUS LASER CONDENSATES OF HAFNIA AND ZIRCONIA

**A.G. Bagmut**

*National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine  
Email: agbagmut@gmail.com*

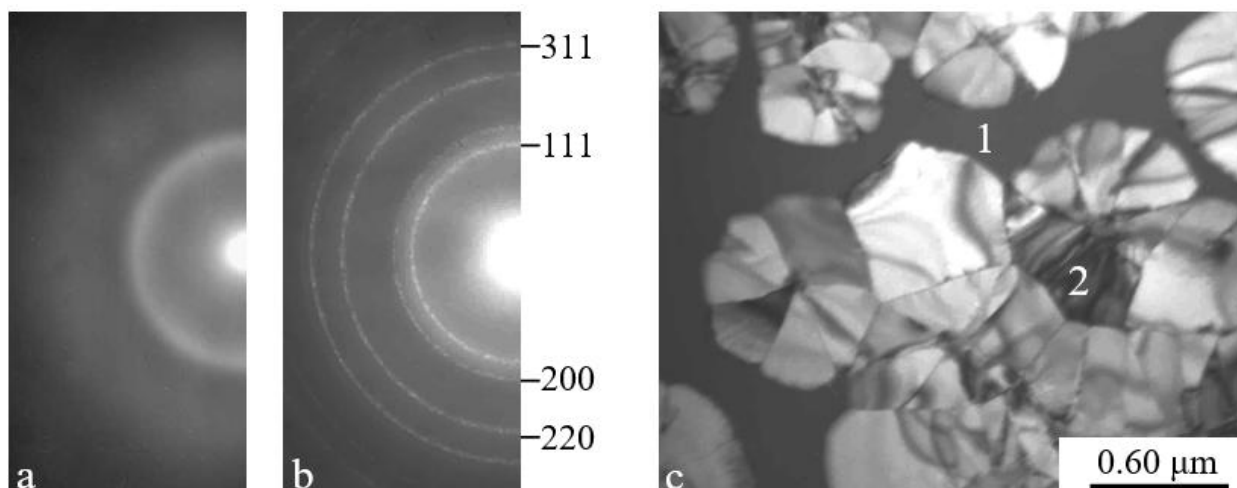
Amorphous films of hafnia ( $\text{HfO}_2$ ) and zirconia ( $\text{ZrO}_2$ ) are formed on substrates at room temperature in the process of pulsed laser evaporation of Hf and Zr targets in an oxygen atmosphere. Irradiation of amorphous film with the electron beam initiates its crystallization. The transformation has one-stage character. The amorphous hafnia polymorphically passes into the crystalline one with monoclinic modification of  $\text{HfO}_2$ . (Fig. 1). According to the video recording data during crystallization of the film a single dendrite grows in the field of observation. The dendrite grows at the constant rate at dose rate ( $\sim 6 \cdot 10^4 \text{ e}^-/\text{\AA}^2 \cdot \text{s}$ ) of electron beam irradiation of the film. In this case the dendritic diameter  $D$ , the length  $h_1$  of the first order and  $h_2$  of the second order dendrite branches where  $\sim t$ . The crystalline fraction  $x \sim t^2$ . These structural and morphological characteristics qualitatively indicate the implementation of the dendrite polymorphous crystallization mode [1].



*Fig. 1. Electron-beam crystallization of the amorphous  $\text{HfO}_2$  film: ED patterns of the initial state (a) and after partial crystallization of the film (b); TEM image of the film after partial crystallization (c). 1 – amorphous phase. 2 – crystal phase*

The amorphous zirconia polymorphically passes into the crystalline one with cubic modification of  $\text{ZrO}_2$  (Fig. 2). According to the video recording data during crystallization of the film multiple crystals grows in the field of observation.

Nucleation happens only at the beginning and growth takes place afterwards. Each crystal grows at the constant rate at the constant intensity of electron beam irradiation of the film. This nucleation mechanism would be identified as a Site-Saturate Nucleation (SSN) [2]. In this case  $\langle D \rangle \sim t$  and  $x(t) = 1 - \exp(-ktn)$ . The Avrami exponent  $n = 2.03$  (nearest integer = 2). It contains information about growth dimensionality (N). For site-saturated nucleation  $n = N$ . These structural and morphological characteristics qualitatively indicate the implementation of the island polymorphous crystallization mode [3].



*Fig. 2. Electron-beam crystallization of the amorphous  $ZrO_2$  film: ED patterns of the initial state (a) and after partial crystallization of the film (b); TEM image of the film after partial crystallization (c). 1 - amorphous phase. 2 - crystal phase*

#### References

1. A. Bagmut, Problems of Atomic Science and Technology 137(1), 64 (2022).
2. M. Moghadam, P. Voorhees, Scripta Materialia 124, 164 (2016).
3. A. Bagmut, I. Bagmut, Molecular Crystals and Liquid Crystals 768, 63 (2024).

**CARBON SORBENTS FOR IODINE FILTERS OF NPP VENTILATION SYSTEMS AND METHODS OF DETERMINING THEIR CHARACTERISTICS. REVIEW OF RESEARCHES AT NSC KIPT**

*V.I. Sokolenko, V.V. Levenets, I.V. Gurin*

*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

During the operation of the nuclear power plant, a wide range of radionuclides is produced, gaseous radioactive waste is formed, including inert radioactive gases, molecular iodine and its organic compounds, as well as aerosols resulting from depressurization of fuel cells. Ventilation and gas purification systems equipped with filter columns and iodine filters are used to capture these harmful substances and ensure permissible standards of radioactive emissions into the external environment, as well as to prevent the impact of radiation factors on NPP service personnel. Their working substance is granular activated carbon, which has the ability to absorb dangerous components of gas mixtures, of which the isotope  $^{131}\text{I}$  and radioactive methyl iodide  $\text{CH}_3^{131}\text{I}$  are the most harmful to humans. According to IAEA standards, the sorbent used in the filter must have a methyl iodide purification factor of at least 100.

Degradation of the operational characteristics of the iodine filter is a consequence of: a) saturation and "poisoning" of the sorbent with radioactive substances, which leads to their breakthrough, b) the formation of a dust fraction due to friction of granules. Granules are worn under the action of lateral alternating von Karman forces, which are associated with vibration loads and the turbulent nature of the flow of filtered air in the intergranular space. When replacing the spent sorbent in all power units (at the beginning of the aggression of the Russian Federation, the nuclear power plants of Ukraine had 15 power units), about 150 tons of active coal are required. Currently, Ukraine does not have its own production of active coal for the needs of nuclear power plants. The world's famous brands are represented on the nuclear activated carbon market: Calgon Carbon Corp. (UK), CarboTech CMS (Germany), Norit Group (Netherlands), Jacobi Carbons (USA). In addition to the production technology of such coal, the characteristics of the raw materials are also important. Taking into account the global trends in the development of nuclear energy, it is clear that high-quality impregnated activated carbon is a sought-after product. Therefore, the task of creating domestic carbon nuclear sorbents with a high level of properties on the basis of innovative technologies and effective certification methods developed at

the NSC KSPT is urgent, with the prospect of implementation in the nuclear industry.

The review presents the results of research conducted at the NSC KIPT on the adsorption, mechanical, and aerodynamic properties of carbon sorbents of various manufacturers and the factors for deterioration of properties under conditions corresponding to the air flow regime in the NPP ventilation system. For the first time, the Rebinder effect was observed on various brands of activated carbon saturated with moisture and iodine vapors. The obtained data were used in the selection of sorbents for repair and manufacture of AU-1500 type adsorbers for NPP ventilation systems.

In recent years, NSC KIPT has developed research into methods for creating activated carbon materials with a high specific surface area using pyrolysis processes, high-temperature treatment of carbon materials and refining of products and materials in inert environments and vacuum, and activating materials using a scientific and technical complex of gas-phase technologies for carbon-carbon materials. The sorption capacity for iodine vapor of samples of carbon fabrics “31-3”, “31-6”, “35-1”, “35-2” and “KIPT 16-00”, obtained at NSC KIPT, carbon fabrics of the Saut and Busofit brands and activated granular carbons ISQ-3 and DGF-2 was studied. It was shown that the sorption capacity of the 31-6 and KIPT 16-00 series fabrics is ~30% higher than that of the Saut fabric and ~4 times higher than the characteristics of the SKT-3 and DGF-2 activated granular carbons.

In order to determine the coefficient of absorption of methyl iodide by carbon sorbents (cleaning coefficient), an iodine filter control stand (SKIF) using a stable isotope of iodine was developed and created at KIPT. The stand consists of two modules - the pumping module (SKIF-1) and the measurement module (SKIF-2). Unlike foreign (Germany, USA) methods for determining the purification coefficient, based on the use of radioactive methyl iodide, the SKIF stand uses non-radioactive methyl iodide and the nuclear-physical method of recording excited radiation. The patented method of determining the efficiency of iodine absorption by carbon materials of adsorbers of NPP ventilation systems meets EU and US standards.

## RESEARCH OF THE CONTROL RODS OF THE NUCLEAR REACTOR PROTECTION SYSTEM

*N. Belash, V. Levenets, O. Omelnik, O. Lonin, A. Shchur*

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

The safety of nuclear reactors is one of the most important factors in the further development of the industry. A special role in improving the safety of energy production at nuclear power plants is played by the control and protection systems of the reactor core – Reactor Protection System (RPS).

Boron carbide –  $B_4C$  is one of the most chemically and mechanically stable substances, has high resistance to oxidation, is insoluble in aqueous media and concentrated acids

The study used the methods of PIGE, PIXE and computed tomography (CT).

Samples for investigation were presented STC NFC NSC KIPT.

The research was performed on the analytical nuclear physic complex (ANFC) “Sokil” and computer tomography were studied on a multidetector CT SOMATOM Definition AS 64 (Siemens). The projection of the proton beam on the target was a circle with a diameter of 3 mm. A Ge (Li)-detector was 2.5 keV for the energy of  $\gamma$ -quanta of 1332 keV. He was oriented at an angle of  $0^\circ$  and the distance from the target to the surface of the detector crystal was 1.5 cm. A Si-pin detector with a resolution of 160 eV along the 5.9 keV line was used to record X-rays. The detector was placed at a distance of 45 mm from the target at an angle of  $135^\circ$ .

The analysis of the obtained data shows that the chosen methods of analysis of elemental and isotopic content makes it possible to detect differences in stoichiometry and isotopic composition of boron carbide in a non-destructive manner, with sufficient accuracy without complex sample preparation, with high expressiveness. Analysis by PIGE indicates the presence in the alloy samples of a group of light elements – Li, B, Na, F and the PIXE method allows you to determine elements from Al to W.

The study samples by STC NFC by computed tomography. It is shown that the use of CT scan in certain physical conditions, radiation energy – 140 keV, tube current more than 200  $\mu A$ , is appropriate to determine the integrity of the shell, end structures, as well as density and its distribution for the filler (neutron absorber).

As a result, the elemental and isotopic composition of the rods was determined and a computer tomography of the rods was carried out.

## DETECTORS OF IONIZING RADIATION FOR NEW GENERATION REACTORS

*A. Pudov<sup>1\*</sup>, A. Rybka<sup>1</sup>, S. Sokolov<sup>1</sup>, V. Kutny<sup>1</sup>, L. Davydov<sup>1</sup>, A. Abyzov<sup>1</sup>,  
A. Zakharchenko<sup>1</sup>, L. Pirozhenko<sup>1</sup>, E. Bogdan<sup>1</sup>, A. Ulybkin<sup>1</sup>,  
K. Kovtun<sup>2</sup>, A. Kosinov<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine;*

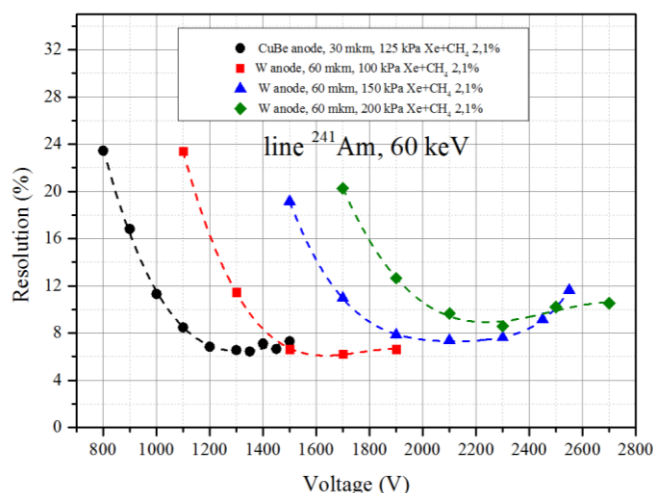
<sup>2</sup>*State Enterprise “Scientific and Technological Center “Beryllium” NAS of Ukraine,  
Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: pudov@kipt.kharkov.ua*

In the context of currently ongoing large-scale shelling of energy facilities, Ukraine’s nuclear power plants play a special role. At the same time, as in the rest of the world, the areas of nuclear safety, security, spent-fuel storage, anti-terrorism, non- proliferation, ecology and environmental monitoring remain vital and face an increasing number of challenges. In order to face these challenges, novel, more advanced and/or more economically viable safety systems and their components, including the detectors and sensors of ionizing radiation, must be developed.

For several decades now, NSC KIPT has been conducting research and development of new generation ionizing radiation detectors for various applications.

In particular, dosimeters and spectrometers of  $\gamma$ -radiation based on semiconductor single crystals of CdZnTe and other compounds based on them have been developed [1]. As a result of the conducted research, many material science problems were solved to achieve high operational characteristics of the manufactured detectors. Gamma-radiation detection units were manufactured and tested, in which the latest electronics and output signal processing methods were used.



Gas-filled  $\gamma$ -radiation detectors based on high-purity xenon (99.999%), designed for radiation control systems of nuclear power plants, have been developed [2]. These detectors operate in both counting and spectrometric modes. Gas-filled detectors are preferred for measuring spectral characteristics of low-energy  $\gamma$ -radiation; the energy resolution for  $\gamma$ -quanta with an energy of  $\sim 60$  keV of such detectors is  $\sim 6$ -7% (see Figure: Energy Resolution vs. Anode voltage of various detector models). The main characteristics of the developed detectors are at par with foreign analogues.

Among the most recent achievements is the development of digital signal processing systems for detectors [3], the use of which significantly expands the scope of their application.

Large-volume (2000 cm<sup>3</sup>) ionization chambers based on high-purity xenon (99.9999%) under high pressure (40 atm) (HPXe) have also been developed [4] for detecting  $\gamma$ -radiation in a wide energy range of ~30–1500 keV. Such detectors have a number of unique advantages (wide operating temperature range, temporal stability, etc.) for use in nuclear energy, non-proliferation, and space.

Among the studies currently being conducted is the development of self-powered neutron detectors (SPND) based on metallic hafnium for in-reactor thermal neutron dosimetry. In water-cooled reactors, rhodium SPNDs with significant response inertia have been in use. Hafnium "Compton" SPNDs can detect changes in the neutron flux inside the reactor almost instantly, which can significantly improve both the safety and operating characteristics of the reactors. At present, the main theoretical calculations have been made, the promising qualities of these devices have been proven [5], and work is underway to create detector prototypes [6].

Another direction of modern research is the development of detectors of  $\alpha$ -radiation and thermal neutrons based on CdS/CdTe thin-film semiconductor diode structures [7].

#### References

1. Ionizing radiation detectors based on cadmium-zinc telluride: V.Ye. Kutny, A.V. Rybka, L.N. Davydov, A.A. Zakharchenko, D.V. Kutny, A.S. Abyzov – Kh., 2020. – 352 p.
2. S.A. Sokolov, A.V. Kosinov, A.O. Pudov, V.E. Kutny, A.V. Rybka, K.V. Kovtun, S.I. Melnikov, I.S. Timchenko, S.N. Olejnik. Proportional detectors of gamma-radiation based on high purity xenon gas for radiation monitoring. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. №5(147), p. 146-151. <https://doi.org/10.46813/2023-147-146>
3. Pudov A. O., Sokolov S. A., Abyzov A. S., Rybka A. V., Kutny V. E. Digital FPGA-based processing of pulses of gas-filled gamma-radiation detector for acoustic noise suppression // *Tekhnologiya I Konstruirovaniye v Elektronnoi Apparature*. 2022, no. 1–3, p. 44–49. <http://dx.doi.org/10.15222/TKEA2022.1-3.44>
4. A.O. Pudov, A.S. Abyzov, S.A. Sokolov, L.N. Davydov, A.V. Rybka, V.E. Kutny, S.I. Melnikov, G.A. Kholomyeyev, S.A. Leonov, A.A. Turchin. Measurements and modeling of charge carrier lifetime in compressed xenon // *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. A* 892 (2018) 98–105. <https://doi.org/10.1016/j.nima.2018.03.001>
5. A. Ulybkin, A. Rybka, K. Kovtun, V. Kutny, V. Voyevodin, A. Pudov, R. Azhazha, E. Bogdan. Compton (prompt-response) neutron detectors: Comparison of emitter materials through the nuclear transmutation model // *Sensors International*. 1 (2020) 100020. <https://doi.org/10.1016/j.sintl.2020.100020>
6. E.A. Bohdan, L.A. Pirozhenko, R.V. Azhazha, S.V. Khudyakov, A.A. Vierovkin, A.V. Rybka, V.E. Kutny, K.V. Kovtun, S.A. Sokolov, A.L. Ulybkin, A.O. Pudov. Mineral insulators for Compton detectors of neutrons with a metal Hafnium emitter. *PAST*. 2020. №1(125).
7. A.V. Kosinov, A.O. Pudov, S.A. Sokolov, A.V. Rybka, V.E. Kutny, L.N. Davydov, A.S. Abyzov. Simulation of thin-film detectors of ionizing radiation and thermal neutrons based on CdTe // *J. Appl. Phys.* 134, 234503 (2023), <https://doi.org/10.1063/5.0174060>

## ОСОБЛИВОСТІ ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ БАГАТОВИМІРНИХ ВУГЛЕЦЬ-ВУГЛЕЦЕВИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

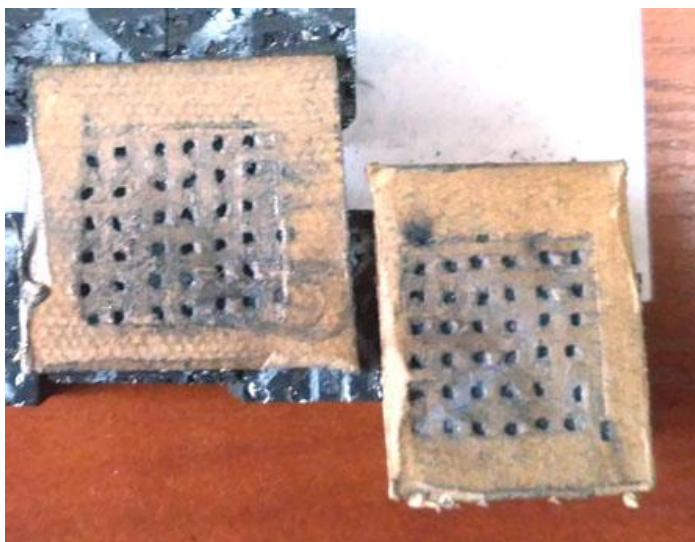
*І.В. Гурін, О.В. Мошнік, С.І. Гурін, Ю.В. Гуйда*

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

ВВКМ – загальна назва широкого класу матеріалів, що складаються із вуглецевих або графітових волокон та вуглецевої або графітової матриці. Вони не тільки мають усі привабливі властивості графітів, але мають можливість керувати міцністю, теплопровідністю, електропровідністю й термічним розширенням матеріалів і готових виробів у потрібних напрямках. Вуглець-вуглецеві композити в порівнянні із графітами більш стійкі до термічних і механічних ударів, абляції, електроерозії, мають високу радіаційну стійкість.

При проведенні досліджень властивостей ВВКМ необхідно враховувати ряд особливостей, пов'язаних із будовою цих матеріалів.

Так, наприклад, при визначенні межі міцності при стиску необхідно враховувати поведінку складових матеріалу. Наповнювач (волокно) має значно вищий модуль пружності (150-450 ГПа) ніж матриця (10-30 ГПа). Дану особливість для композиту 3D-структури армування наочно демонструє рисунок нижче .



На рисунку наведено зовнішній вигляд прокладок з ДВП, які було розташовано між зразком та пуансоном розривної машини при випробуванні зразків на стиск. Як видно їх представлено на рисунку, в інтерфейсному шарі контакт із зразками з ВВКМ здійснюється, переважно, по торцях армуючих волокон того напрямку, уздовж якого вирізаний зразок.

Аналогічна ситуація спостерігається і при дослідженні теплопровідності, що істотно впливає на передачу теплового потоку в області інтерфейсу.

Для нівелювання даного ефекту використовується ряд технологічних прийомів. Одним із запропонованих прийомів є застосування прокладок, вирізаних з фольги з терморозширеного графіту товщиною 0,5 і 1 мм. Проведені випробування у на контрольних зразках підтвердили високу ефективність використання таких прокладок.



## ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕМЕНТНОГО СКЛАДУ ЗРАЗКІВ КАРБІДУ КРЕМНІЮ ЗА ДОПОМОГОЮ СПЕКТРОМЕТРІЇ ЗВОРОТНОГО РОЗСІЮВАННЯ

*В.М. Бондаренко, В.В. Левенець, К.В. Лобач, В.І. Сухоставець, С.М. Утенков*

*NSC “Kharkov Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

Основною метою дослідження було визначення вмісту кисню в зразках карбіду кремнію після введення в них різного роду домішок з наступною довготривалою витримкою у воді.

Для аналізу зразків карбіду кремнію методика зворотного розсіювання (ЗР) була нами застосована у варіанті з протонним пучком.

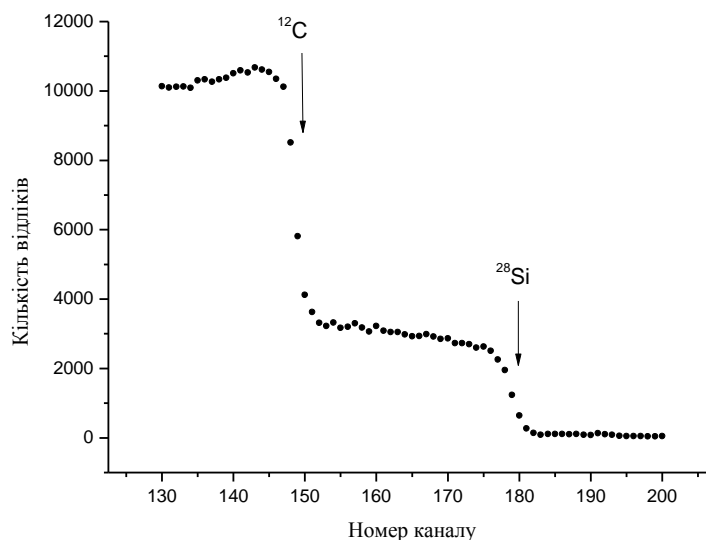
Вимірювання проводились на протонному пучку прискорювача “Сокил” ННЦ ХФТІ. Пучок протонів діаметром 3 мм падав на зразок. Під час вимірювань енергія  $E_0$  протонів складала 1,52 МеВ при середньому струмі пучка 200 нА. Кут падіння пучка на зразок становив  $\varphi_1=0$ , кут реєстрації розсіяних протонів  $\theta=165^\circ$ .

Відповідно, відношення виходів ЗР для  $i$ -го і  $j$ -го елементів речовини зразка можна представити у вигляді:

$$\frac{Y_i}{Y_j} = \frac{(c_i / A_i) \sigma_i(E_0, \theta) (k_j S(E_0) + \beta S(k_j(E_0)))}{(c_j / A_j) \sigma_j(E_0, \theta) (k_i S(E_0) + \beta S(k_i E_0))}, \quad (1)$$

де  $\sigma_i$  і  $\sigma_j$  – диференціальні перерізи пружного розсіювання протонів на ядрах відповідних ізотопів елементів;  $\beta = \cos \varphi_1 / \cos \varphi_2$ . В нашому випадку  $\beta=1,035$ .

Наведено спектр ЗР від зразка карбіду кремнію, в який був добавлений кремній (1%) та вуглець (0,3%), і який витримувався у воді при 35 °С на протязі 1000 годин.



*Рис. 1. Спектр зворотного розсіювання від вихідного зразка SiC*

В спектрі спостерігаються дві характерні сходинки, що відповідають розсіюванню протонів на атомах  $^{12}\text{C}$  і  $^{28}\text{Si}$ , що входять в склад речовини зразка.

На рис. 2 подано спектр ЗР від зразка карбіду кремнію з домішкою хрому.

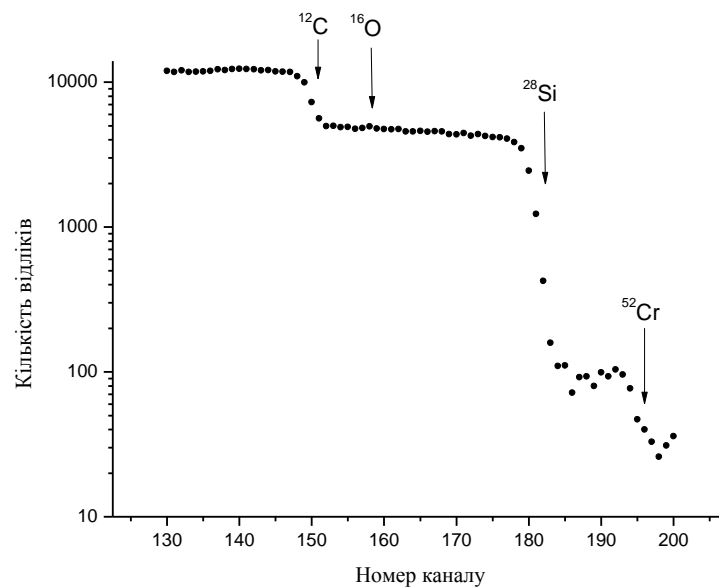


Рис. 2. Спектр зворотного розсіювання від модифікованого зразка SiC.

Порівняно з вихідним зразком в цей зразок був добавлений хром (0,5%) та вуглець (0,15%). Зразок витримувався у воді при 35 °С на протязі 1000 годин.

Обробка спектру показала, що вміст кисню в речовині зразка складає 0,27+-0,07 мас.% (або 0,35 ат.%).

Зрозуміло, що в даному випадку йдеться про кисень, зв'язаний у речовині зразка, тому що кисень води, в якій витримувався зразок, повинен разом з водою швидко залишати зразок в умовах вакууму експериментальної установки.

## FORMATION OF SPUTTERED EXCITED PARTICLES DURING ION BOMBARDMENT OF COMPLEX OXIDES

*I.O. Afanasieva, V.V. Bobkov, V.V. Gritsyna, Yu.I. Kovtunenka*

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

The bombardment of solids by ions of medium energies is accompanied by a number of secondary processes, one of which is the optical radiation of sputtered excited atoms and ions. This phenomenon is called ion-photon emission (IPE) and is the basis of the method of analysing the surface of solids - ion-photon spectroscopy (IPS). Despite the fact that research on the IPE phenomenon has been going on for more than 60 years, there is still no single theory that describes this phenomenon. This is due to the great complexity of the problem, because within the framework of unified concepts, it is necessary to take into account the influence of processes that lead to the flight of particles in an excited state, as well as the spectroscopic parameters of the excited state of the sputtered particle. In this case, one of the most important questions is how the excited state of a particle flying away from the surface during ion bombardment of solids is formed. In most works on the experimental study of the IPE phenomenon, the quantum yield of radiation is determined ( $\gamma_{ik}$ ). But this parameter is affected not only by the process of knocking out particles in the excited state, but also by the parameters of the spectral transition [1] ( $A_{ik}$  – probability of transition,  $\tau_i$  – lifetime of the excited state) of the studied emission and the multiplicity of the excited state, which is determined by its statistical weight  $g$ , and they can significantly complicate the conclusions of the analysis of experimental data. In this regard, it makes sense to introduce the concept of the excitation efficiency of a level  $\sigma(E_i) = \frac{\gamma_{ik}}{g_i A_{ik} \tau_i}$ , as depending only on its energy.

A comprehensive study of the main parameters of the radiation of excited particles sputtered by medium-energy ions (20 keV) from the surface of complex oxides (yttrium aluminium garnet  $Y_3Al_5O_{12}$  and magnesium aluminium spinels  $MgO \cdot nAl_2O_3$ ) was carried out in order to determine the processes leading to the flight of particles in the excited state. It is shown that the optical spectra for all investigated targets are due to the spontaneous emission of excited atoms and ions of metals that are part of the investigated targets. No lines of oxygen, which is also part of the oxides, are observed. However, the emission of YO, AlO, and possibly MgO molecules is observed in the spectra of the corresponding oxides. From the analysis of the spatial distribution of radiation, it was determined that there are two groups of excited particles belonging to two different velocity groups. These are relatively slow particles with an energy of 100-500 eV and fast particles with an energy of more than 1 keV. The group of slow particles includes metal atoms in states with low excitation energy. The group of fast particles includes single- and

double-charged metal ions and metal atoms in states with high excitation energy. The kinetic energy of flying particles is obtained as a result of collision processes. These can be multiple collisions, when an excited state is formed when a common electron cloud of a pair of separating particles is divided. Or the processes of cascade collisions, where the excited state is formed when the bond between a particle and a solid is broken. From the experimentally determined values of the quantum yield of radiation, the efficiency of excitation of a metal particle to a certain state, depending on the excitation energy, was calculated. The velocity of the excited particles knocked out in the process of multiple or cascade collisions is in the range of  $10^5$ – $10^6$   $\text{sm}\cdot\text{c}^{-1}$  and is less than the velocity of the Bohr electron ( $10^8$   $\text{sm}\cdot\text{c}^{-1}$ ), that is, it can be assumed that the excited particles are formed during the adiabatic decay of the system. In this case, the dependence of the excitation efficiency of a certain state level on the excitation energy is exponential, that is, the dependence of the logarithm of the excitation efficiency on the energy can be approximated by a straight-line segment. It is determined that only for slow particles, the formation of excited states of which is associated with the development of a cascade of collisions in the target, a significant increase in the efficiency of excitation of their states is observed when their levels are removed from the vacuum level. The excitation efficiency of single- and double-charged metal ions and metal atoms in highly excited states formed as a result of multiple collisions is significantly lower than that of atoms. However, for certain excitation states of both yttrium atoms knocked out of  $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ , and aluminum atoms knocked out of  $\text{MgO}\cdot n\text{Al}_2\text{O}_3$ , a significant deviation from the straightforward dependence of the logarithm of the efficiency of excitation of a metal particle into a certain state on the excitation energy is observed. This indicates that the formation of these excited states is associated with the influence of an additional non-adiabatic process. Based on the analysis of the spectral composition of the radiation (presence of radiation of stable excited molecules of the type MeO) and taking into account the presence of oxygen in the chemical formula of the oxides, it can be assumed that the formation of these excited states is associated with the collapse of an unstable complex (metal atom-oxygen atom) in the excited state, which is knocked out of the crystal lattice of a solid during ion bombardment.

Thus, from the analysis of the results obtained, it was concluded that there are two mechanisms for the formation of excited particles: 1) adiabatic processes of formation of excited particles due to electronic exchange in the solid-flight particle system, at multiple collisions of the incoming ion with target particles or development of a cascade of collisions in the solid; 2) the process of knocking out a metal oxide in an excited unstable state with its subsequent decomposition into an atom or metal ion in a certain excited state and oxygen

#### References

1. NIST. Physical measurement laboratory. Atomic Spectra Database.  
<https://www.nist.gov/pml/atomic-spectra-database>

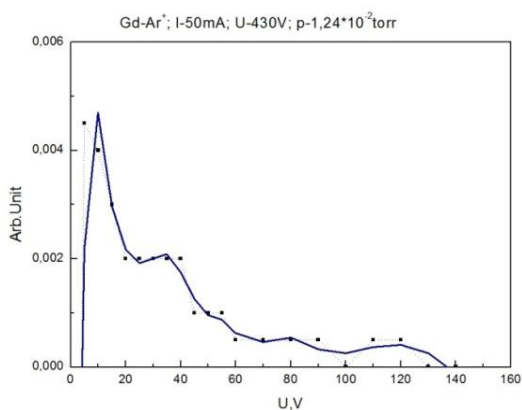
## MEASUREMENTS OF THE ION ENERGY DISTRIBUTION FUNCTION IN THE PLASMA OF A GLOW AND COMBINED DISCHARGE OF Ar AND He PLASMA USING A MULTIELECTRODE PROBE

*M.N. Bondarenko, I.K. Tarasov, G.P. Glazunov, A.L. Konotopskiy*

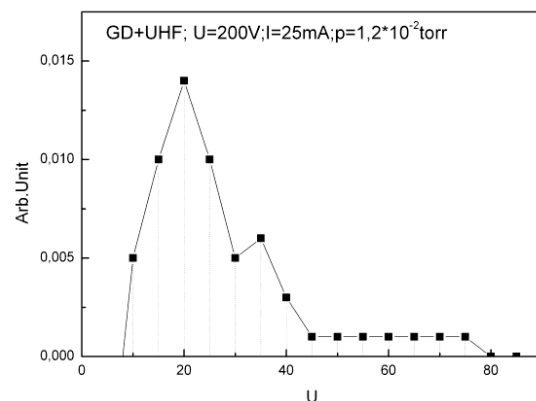
*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

This material presents experimental studies using a multi-electrode probe (hereinafter referred to as the probe), which was made to measure the ion energy distribution function in glow (GD) and combined discharges (GM) of argon and helium. Previously, a significant decrease in the discharge voltage value was shown when turning on a 2.4 Hz magnetron in a GD plasma in the DSM-1 installation to 200 V [1]. The parameters were measured using a probe placed at the level of the chamber wall, which was subjected to ion bombardment. In the published work [3], the distribution functions of He ions in glow discharge plasma were presented without analytical processing.

The measured values then processed in the Origin 8 graphics program. Below are the graphs of the ion energy distribution function for various discharge conditions. Glow and glow microwave discharge (GD and GM) in an argon gas environment.



*Fig. 1. Energy distribution function of argon ions in plasma (GD) of the DSM-1 installation*



*Fig. 2. Energy distribution function of argon ions in the plasma of (GM) of the DSM-1 installation. In this case, the amount of low-energy ions up to 40 eV to the total amount is 84%*

The ratio of the number of low-energy ions to the total number of ions at all energies can be determined from the ratio of the integrals of the total area to the area for the energy range from 0-40 eV. Estimated at ~ 65% are low-energy ions. The value of 40 eV was chosen based on considerations of the boundary energy at which the sputtering rate is very low  $\sim 10^{-4}$  at/ion, i.e. it is assumed that ions below 40 eV do not make a significant contribution to the erosion of the chamber wall [2].

When microwave power was introduced (an 800 W magnetron was used) into the chamber with GD Ar plasma, the combustion potential decreased from 400 to 200 V, while the total discharge current increased. Comparing the ion distribution functions for GD and GM, it is evident that with a decrease in the combustion potential, the proportion of ions with energies above the "threshold value" decreases. In this case, from 35% for GD to 16% for GM. Moreover, the upper energy limit also shifted to the low-energy region, from 140 to 80 eV for GD and GM, respectively

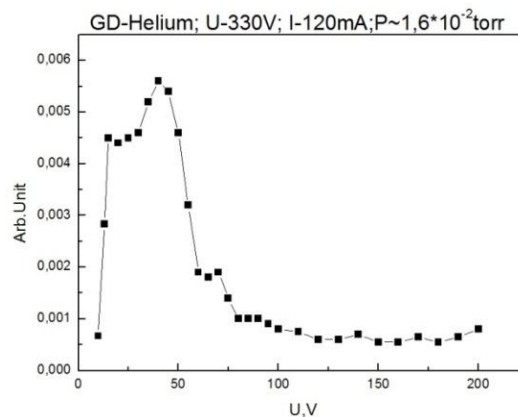


Fig. 3. Energy distribution function of helium ions in the plasma of glow discharge of the DSM-1 installation[3]

## References

1. G.P. Glazunov, V.E. Moiseenko, S.M. Maznichenko, M.N. Bondarenko, A.L. Konotopskiy, I.K. Tarasov, A.N. Shapoval Vacuum-Plasma Properties Of Stainless Steel After Impact Of Combined Glow-Microwave Discharges In Argon Atmosphere. *Problems Of Atomic Science And Technology*. 2021, №1. Series: *Plasma Physics* (27), p. 50-56. <https://doi.org/10.46813/2021-131-050>
2. R. V. Stuart and G. K. Wehner Sputtering Yields at Very Low Bombarding Ion Energies *J. Appl. Phys.* 33, 2345 (1962);
3. G.P. Glazunov, M.N. Bondarenko, A.L. Konotopskiy, I.E. Garkusha, S.M. Maznichenko, I.K. Tarasov. Helium Release From 12Cr18Ni10Ti Stainless Steel After Impact Of Steady State Glow Discharge He Plasma // *ISSN 1562-6016. PAST*. 2021. №5(135), p. 32-36. <https://doi.org/10.46813/2021-135-032>

## SMALL-SIZED THERMAL DESORPTION PROBE FOR THE MEASUREMENTS OF OUTGASSING AND NUMBER OF GAS MONOLAYERS ON THE WALLS OF HIGH VACUUM CHAMBERS

*G.P. Glazunov, M.N. Bondarenko, A.L. Konotopskiy*

*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

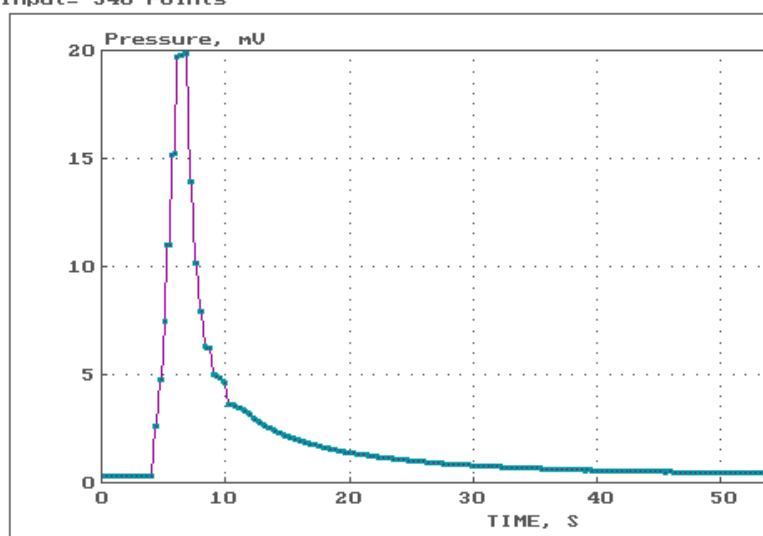
Improved thermal desorption probe has been manufactured, installed and tested in the high vacuum stand GAS [1, 2] for characterisation *in-situ* a stainless steel wall outgassing rate and a number of molecular layers of residual gases on its surface. The detailed description of this diagnostic and thermal desorption probes design was presented in [3-5]. These probes themselves were strip-like tapes, which are made of stainless steel 12Cr18Ni10Ti, an analogue of 316 stainless steel. The dimensions of the probe tape are 10x200x0.3 mm. The probes made with a flat or zigzag shape. The design of the new probe (shown in the Fig. 1) is different from the design of the one, described in [3-5].



*Fig. 1. Photo of the thermal in the GAS desorption probe to 250 °C*

Xmin=0.22  
Xmax=69.08  
Ymin=0.28  
Ymax=19.86  
Input= 340 Points

File of data : d:\15-18-~1.aik  
CHANNEL - 2



*Fig. 2. Apparatus curve of pressure increase vacuum chamber during probe heating up (initial pressure  $\sim 2 \cdot 10^{-7}$  Torr)*

As we did not have in the GAS device ports with large enough diameter (100-160 mm as in the works [3-5]), the probe tape was made of stainless steel wire (2mm diameter) with Archimedes' spiral shape. This makes it possible to install probes to ports with a smaller diameter (diameter of 60 mm in our case). The probe tape connected through two massive copper current electrodes and isolators in the flange conflate to an electric power source that provides either pulsed or stationary heating of the probe to the required temperature. The time of pulsed heating for new probe when heated to  $\sim 250^\circ\text{C}$  was 4 s at 5 V of applied voltage (Fig. 2) what

is near to that for the probes in [3-5]. The specific outgassing rate of stainless steel  $q$  (Torr.l /s.cm<sup>2</sup>) was estimated with equation:

$$q = (P_m - P_o) \cdot S / F,$$

where  $P_m$  (Torr) is the pressure maximum during probe heating,  $P_o$  is the initial pressure,  $S$  (l/s) is the pumping speed,  $F$  is the surface area of probe at the temperature of 250 °C.

The estimation of monolayer numbers  $N$  desorbed from the surface of the SS probe was carried out with the formula [4]:  $N_w = VL/N_w$ . Here  $V = q\Delta t$  – the amount of the gas desorbed from the unitary probe surface during time interval  $\Delta t$ ;  $L$  – number of molecules in the gas volume of the 1 cm<sup>3</sup> (Loshmidt's number),  $N_w$  – the number of molecules in the monolayer on the unitary surface.

Note, above-described probe could be especially useful for such installations when it is very important to know real number of gases adsorbed on the surface of the device walls. Often this amount can be in few orders of value higher, than the molecular number in the vacuum volume. Such situation is observed in the Uragan-2M stellarator [4], when gas quantity on the surfaces in five orders of magnitude higher than in vacuum volume.

#### References

1. G.P. Glazunov, A.A. Andreev, D.I. Baron, V.M. Shulaev, V.A. Stolbovoy, V.Ya. Chernyshenko. The influence of the method of applying vacuum-arc TiN coatings on their outgassing in a vacuum at high temperatures // *Physical engineering of the surface*. 2009, v. 7, N 4, p. 341-346.
2. Gennadiy Glazunov, Aleksey Konotopskiy, Dmitriy Elisieiev, Igor Garkusha, Sergey Maznichenko. Hydrogen generation under electrolysis process using Ni diffusion catalytic membranes as electrodes // *International Journal on Applied Physics and Engineering*. 2023, v. 2, p. 194-198; DOI: 10.37394/232030.2023.2.17
3. G.P. Glazunov, V.K. Pashnev. A method for diagnosing the state of the surface of the vacuum chamber of the torsatron Uragan-2M // *Physical surface engineering*. 2012, vol.10, No. 2, p. 173-176.
4. G.P. Glazunov, D.I. Baron, M.N. Bondarenko, V.E. Moiseenko, I.E. Garkusha, A.L. Konotopskiy, A.V. Lozin, A.I. Lysoivan, T. Wauters. In situ quantification of plasma facing surface conditions in the Uragan-2M torsatron // *Problems of Atomic Science and Technology. Series: Plasma physics*. 2018, No. 6(118), p. 8-11.
5. G.P. Glazunov, D.I. Baron, V.E. Moiseenko, M.N. Bondarenko, A.L. Konotopskiy, A.V. Lozin, A.I. Lysoivan, T. Wauters, and I.E. Garkusha. Characterization of wall conditions in Uragan-2M stellarator using stainless steel thermal desorption probe // *Fusion Engineering and Design*. 2018, v. 137, p. 196-201.



**МЕТОДИКА ОПРОМІНЕННЯ ПОВЕРХНІ ТВЕРДОГО ТІЛА  
ПОТУЖНИМИ ПОТОКАМИ ЗАРЯДЖЕНИХ ЧАСТИНОК,  
ПРИСКОРЕНИХ У ПОДВІЙНОМУ ШАРІ ОБ'ЄМНОГО ЗАРЯДУ**

***Я.О. Гречко<sup>1</sup>, І.М. Серета<sup>1</sup>, М.О. Азаренков<sup>1,2</sup>, С.В. Литовченко<sup>1</sup>,  
П.О. Кагановський<sup>1</sup>***

<sup>1</sup>*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, Харків, Україна;*

<sup>2</sup>*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

*E-mail: ya.hrechko@karazin.ua*

Радіаційні технології обробки конструкційних матеріалів за допомогою прискорених інтенсивних імпульсних потоків заряджених частинок є ефективним методом покращення якості поверхневого шару, який має низку суттєвих переваг порівняно з традиційними методами, що використовуються в машинобудуванні. Надзвичайно висока густина потужності потоку ( $10^5$ – $10^8$  Вт/см<sup>2</sup>), що проникає всередину поверхневого шару матеріалу на глибину до 10 мкм за кілька мікросекунд, ініціює низку фізико-хімічних процесів, таких як швидке нагрівання, плавлення, випаровування, самозагартування ( $10^8$ – $10^9$  К/с) та охолодження матеріалу без термічних перенавантажень шару поверхні. В результаті реалізується нерівноважна мікроструктура поверхні з поліпшеними властивостями – підвищеною міцністю, зносостійкістю та корозійною стійкістю.

Традиційні методи генерації інтенсивних потоків заряджених частинок для обробки матеріалів передбачають зовнішню інжекцію пучка, що формується прискорювачем заряджених частинок, та подальше його транспортування до мішені. Проте при високих рівнях потужності, коли для транспортування пучка потрібна зарядова компенсація, пучок втрачає значну частку енергії в плазмі простору транспортування, навіть якщо таке транспортування мале. Унікальну можливість для швидкого та локального виділення енергії з високою (на рівні  $10^9$  Вт/см<sup>2</sup> і вище) густиною потужності біля поверхні твердого тіла, що опромінюється, надає використання самостійного плазмово-пучкового розряду. Характерною особливістю цього розряду є формування в струмопровідній плазмі подвійного шару об'ємного заряду, на якому зосереджується основне падіння напруги розряду. Подвійний шар забезпечує ефективну передачу енергії від зовнішнього електричного поля до енергії біполярного руху заряджених частинок. Прискорений в електричному полі подвійного шару пучок виділяє свою енергію одразу ж за зоною прискорення, на відстані, яка порівняна з

товщиною шару. Такий механізм передачі енергії є найефективнішим за умов низького тиску і пропонується нами для проведення опромінення поверхні твердого тіла потужними потоками заряджених частинок.

Експериментальні дослідження проводилися в розрядній комірці сильнотривового імпульсного плазмового діода низького тиску. Ключовою особливістю розрядної комірки було обмеження робочої поверхні високовольтного електрода ізолятором. Таке обмеження сприяло концентрації на електроді високої густини розрядного струму (до 2 МА/см<sup>2</sup> при енергоємності конденсаторної батареї до 200 Дж) та забезпечило формування подвійного шару біля його поверхні. Розрядний струм мав форму згасаючих коливань з максимальною амплітудою в першому напівперіоді до 35 кА і періодом ~ 3,5 мкс.

В якості мішені використовувався зразок зі сплаву ВК8 (92 WС + 8 Со, мас.%) з шаруватим покриттям (МоТі)N-Мо. Було встановлено, що така обробка суттєво впливає на структуру приповерхневої зони. Після обробки поверхні зразка двома імпульсами з активною потужністю в максимумі до 80 МВт відбулося її очищення від забруднень, спікання вкраплень та утворення кристалітної структури з чіткими межами зерен. Окрім того, зафіксовано утворення певної ланцюгової пористості, коли межі кристалітів значною мірою побудовані ланцюгами пор, а в середині зерен пори практично відсутні. Опромінення зразка п'ятьма імпульсами з активною потужністю в максимумі до 80 МВт показало підсилення ефектів, що спостерігалися при обробці двома імпульсами з однаковим рівнем потужності. В роботі також наводиться аналіз результатів елементного складу поверхні зразка до та після обробки, отриманий методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**SIMULATION OF PARAMETERS OF MIXED  $\gamma$ ,  $e^-$ , n RADIATION FIELDS  
FORMED BY TWO-LAYER TARGETS ON THE M-30 MICROTRON**

*E.V. Oleinikov, I.V. Pylypchynets, V.I. Roman, A.V. Papp, O.O. Parlag,  
V.V. Pyskach*

*Institute of Electron Physics NAS of Ukraine, Uzhgorod, Ukraine*

In the study of radiation processes in materials and the influence of radiation fields on their characteristics, bremsstrahlung radiation generated at electron accelerators [1], which contains, in addition to photons of the continuous spectrum, residual electrons and secondary photoneutrons [2], is widely used. Therefore, to study the influence of radiation fields on the characteristics of the materials under study, reliable and complete information is required about the spectral and integral parameters of bremsstrahlung beams and their components (photons, electrons, photoneutrons) generated at electron accelerators. It should be noted that the final characteristics of the energy spectra of photons, electrons, and photoneutrons, their integral values, and ratio in the bremsstrahlung beams that interact with the materials under study are significantly influenced by the design features of the electron beam output devices (which differ significantly for different types of electron accelerators [2]), geometric factors of irradiation schemes and the presence of additional structural elements (filters, collimators) used in their formation [2]. In turn, the difference in the form of the obtained spectra, as well as their integral characteristics, significantly impacts the value of the absorbed and equivalent dose, the change in the nuclear-physical properties of the irradiated materials [1].

For the formation of mixed radiation fields with predetermined ratios of photons, electrons, and photoneutrons on electron accelerators interacting with the studied materials, double-layer targets are used (the bremsstrahlung photon converter is tantalum (Ta) + filters made of aluminum (Al), graphite (C), boron carbide ( $B_4C$ ) [2]). Their use makes it possible to regulate the content of particles in the radiation beams of electron accelerators due to the difference in their nuclear-physical characteristics.

Computer modeling using the GEANT4 toolkit [2, 3, 4] is used to obtain information about the parameters of mixed radiation fields generated at electron accelerators, taking into account their design features and irradiation schemes as close as possible to the real conditions of their formation.

As a result of the simulations, the parameters of the beams and their components generated by two-layer targets (Ta+C, Ta+ $B_4C$ , Ta+Al) at the electron

accelerator of the National Academy of Sciences of Ukraine, M-30 microtron were established, taking into account the technical characteristics of its output node [2]. Calculations were made for the initial energy of electrons – 17.5 MeV. To generate bremsstrahlung photons, a Ta-converter was used (plate dimensions - 40x50x1 mm). Filters made of C, B<sub>4</sub>C, and Al (discs with a diameter of 20 mm and a height of 18 mm) were placed close to the Ta-converter.

The parameters of the spectra of photons, residual electrons, and secondary photoneutrons falling into the plane (1000 x 1000 mm) of potential installation of the investigated materials during their irradiation (at a distance of 112 mm from the electron output node) were modeled. Their integral values for one initial electron is: for Ta – 1.304  $\gamma/e$ , 0.945 e/e, 2.888E-5 n/e; for Ta+C – 1.738  $\gamma/e$ , 0.761 e/e, 2.188E-5 n/a; for Ta+B<sub>4</sub>C – 1.733  $\gamma/e$ , 0.682 e/e, 2.034E-5 n/e; for Ta+Al – 2.045  $\gamma/e$ , 0.442 e/e, 2.917E-5 n/e. In addition, the parameters of the spectra of photons and residual electrons directly interacting with material samples were calculated (the area of the sample is 100 mm<sup>2</sup>), and their integral values were established: for Ta – 0.045  $\gamma/e$ , 0.00775 e/e; for Ta+C – 0.040  $\gamma/e$ , 0.00492 e/e; for Ta+B<sub>4</sub>C – 0.03912  $\gamma/e$ , 0.00437 e/e; for Ta + Al – 0.03946  $\gamma/e$ , 0.00208 e/e. Statistics of calculations for the initial flow of 10E8 electrons did not allow us to determine a proper number of photoneutrons.

The information obtained is necessary for forming mixed radiation fields with parameters given by two-layer targets on the M-30 microtron when conducting experimental studies of radiation processes in materials and studying the influence of radiation fields on their characteristics. This approach can be used to develop material irradiation schemes on various types of electron accelerators and predict the parameters of the formed mixed radiation fields.

#### References

1. A.G. Chmielewski Radiation technologies: The future is today // *Rad. Phys. Chem.* 2023, v. 213, 111233.
2. E. Oleinikov et al. Simulation of the optimal scheme for stimulating actinide photofission on the M-30 microtron at 17.5 Mev bremsstrahlung energy // *J. Nucl. Part. Phys.* 2023, v. 13, p. 7-16.
3. V. Morgunov et al. Numerical simulation of measurements in radiation technologies // *Ukrainian Metrological Journa.* 2021, No 2, p. 60-64.
4. GEANT4 11.1 (9 December 2022).  
<https://geant4.web.cern.ch/support/download>

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**ЗМІНА МІЦНОСТІ ПОЛІСТИРОЛ-СТАЛЬНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ  
МАТЕРІАЛІВ**

**Є.М. Прохоренко<sup>1</sup>, О.О. Захарченко<sup>2</sup>, М.А. Хажмуратов<sup>2</sup>, Т.Г. Прохоренко<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків, Україна;

<sup>2</sup>ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна;

<sup>3</sup>Харківський національний автомобільно-дорожній університет, Харків, Україна

E-mail: forshad58@gmail.com

Однією із важливих характеристик радіаційно – захисних композиційних матеріалів є характеристики міцності. З метою підвищення характеристик міцності були проведені роботи з удосконалення процесу виробництва [1]. Було доопрацьовано систему перемішування сировини, систему попереднього нагрівання. Також удосконалено систему контролю теплового нагріву. Всі ці вдосконалення та доопрацювання дають можливість більш ефективно виконувати роботи з виготовлення композиційних матеріалів. Були виготовлені зразки композитів, які мають високу однорідність композиційного матеріалу.

При виробництві композитів в якості основи використовували полістирол. Для радіаційного захисту застосовували порошок сталі. З метою збільшення міцності композиційного матеріалу до нього був доданий порошковий алюміній. Застосування алюмінію обґрунтоване тим, що алюміній добре змочується полістиролом та може ефективно армувати композиційний матеріал. Були виготовлені зразки композиційних матеріалів, у яких об'ємний вміст металевої компоненти вчетверо менше, ніж полістиролу.

Також були виготовлені матеріали з різними розмірами крупинок сталі та алюмінію. Крупинки сталі мали розміри 280 мкм. Крупинки алюмінію мали розміри 20 мкм. Вивчалися показники міцності на розрив. Вимірювання проводилися за температур 250, 290, 320°К, які мають місце в реальних умовах.

Знайдено, що міцність на розрив змінювалася в інтервалі від 25 до 28 МПа. Величина значення міцності залежала від співвідношення компонентів, співвідношення розмірів крупинок і температури середовища. Величини значень міцності на розрив для полістирол сталевих композитів нижче, ніж для полістирол вольфрамових композитів [2].

За допомогою коду програм Geant4 v 4.9.6p03 було отримано радіаційно-захисні характеристики для цих композитів. Розглядався прошарок завтовшки 10 мм. Композиційний матеріал був або суцільним або у

насипному вигляді. Вивчалися як суцільний прошарок композиційного матеріалу, так і насипний прошарок.

Насипний шар композиту складається з кульок діаметрами або 2 мм, або 5 мм. Знайдено, що композиційні матеріали з такою товщиною і таких компонентних складів можуть застосовуватися для радіаційного захисту від випромінювання з енергіями до 80 кеВ. Гамма випромінювання такої енергії використовується під час роботи медичного устаткування.

#### Посилання

1. Е.М. Prohorenko, V.V. Lytvynenko, A.A. Zakharchenko, M.A. Khazhmuradov, S.A. Sokolov, T.G. Prokhorenko. Study of strength characteristics and radiation protective properties of polystyrene tungsten composite materials // *Problems of atomic science and technology*. 2023, № 2, v. 144, p. 29-36.
2. Е.М. Prokhorenko, V.V. Lytvynenko, A.A. Zakharchenko, M.A. Khazhmuradov, T.G. Prokhorenko, A.P. Ben. Brief overview on research and development of radiation shielding protective composite materials based on polystyrene // *Problems of atomic science and technology*. 2024, № 2, v. 150, p. 107- 114.

XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
**РОЗРОБКА СИСТЕМИ УПРАВЛІННЯ ЯКІСТЮ ПРИ ВИРОБНИЦТВІ  
РАДІОФАРМАЦЕВТИЧНОГО ПРЕПАРАТУ  
«НАТРИУ ПЕРТЕХНЕТАТ [ $^{99m}\text{Tc}$ ], ЕКСТРАКЦІЙНИЙ»**

***І.М. Карнаухов, А.Ю. Зелінський, Б.В. Бори, І.В. Ушаков, Л.М. Сіденко,  
Ю.О. Щербань***

*ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна*

Онкологічні патології є однією з основних причин захворюваності та смертності серед населення усіх країн світу. За даними Міжнародного агентства з вивчення раку [1] станом на 2022 рік було виявлено майже 20 млн. випадків захворювання на рак і зафіксовано понад 9,7 млн. смертей, пов'язаних з онкологічними захворюваннями. На поточний момент для населення України проблема раку також залишається дуже актуальною, оскільки в країні хворіє понад 1 мільйону людей. Імовірність успішного лікування таких пацієнтів значною мірою залежить від стадії хвороби на момент діагностування. Для методів ранньої діагностики і лікування онкологічних патологій використовують радіофармацевтичні препарати (РФП), що містять один або більше радіоактивних ізотопів. Технологія виготовлення РФП зазвичай складається з декількох етапів: отримання необхідного радіоізотопа; виробництво реактиву-носія ізотопу; виробництво тропного до органа препарату, контроль якості готової продукції. В якості радіонукліду для мічення РФП найбільш широко використовуваним є радіоізоотоп технецію  $^{99m}\text{Tc}$ . У світі РФП на основі  $^{99m}\text{Tc}$  становлять понад 80% номенклатури використання усіх РФП. При цьому їх застосовують для діагностики практично всіх органів онкологічних пацієнтів. Однак на сьогоднішній день в державі відсутнє власне виробництво цього вкрай важливого радіоізотопу. Зареєстрований лише один лікарський засіб закордонного виробництва «Полтехнет» у формі генераторів радіонуклідів ( $^{99}\text{Mo}/^{99m}\text{Tc}$ ).

Одним із напрямків використання ядерної підкритичної установки «Джерело нейтронів», спорудженої в ННЦ ХФТІ за участю Аргонської національної лабораторії (США), є проведення досліджень з технологій напрацювання та виділення радіоізоотопів, в тому числі й для медичного призначення [2].

Радіоактивний ізотоп  $^{99m}\text{Tc}$  утворюється з опроміненого всередині активної зони установки тепловими нейтронами порошку з оксиду молібдену  $\text{MoO}_3$  через реакцію  $^{98}\text{Mo}(n,\gamma)^{99}\text{Mo}(\beta^-)^{99m}\text{Tc}$ . Після опромінення ампула з  $\text{MoO}_3$  транспортується у лабораторію з гарячими камерами, всередині яких змонтовано технологічне обладнання для екстракції  $^{99m}\text{Tc}$ , виготовлення РФП на основі  $^{99m}\text{Tc}$ , його стерилізації та розфасування.

Метою роботи є розробка системи управління якістю при виробництві РФП «Натрію пертехнетат [ $^{99m}\text{Tc}$ ], екстракційний». Роботи проводилися за таким алгоритмом: проектування та монтаж чистих приміщень; проектування та монтаж системи повітропідготовки; підбір, монтаж, кваліфікація лабораторного та виробничого обладнання; кваліфікація проекту (DQ), кваліфікація монтажу (IQ), кваліфікація функціонування (OQ), кваліфікація експлуатації (PQ); підбір та навчання кадрового персоналу, а також проходження спеціального навчання та допуск до самостійної роботи; відбір постачальників вихідної сировини і матеріалів та проведення аудитів, затвердження реєстру постачальників на основі оцінювання ризиків згідно настанови ІСН Q9; фармацевтична розробка; масштабування та трансфер технології виробництва препарату; ліцензування виробництва РФП.

У лабораторії радіоізотопів проведена фармацевтична розробка РФП «Натрію пертехнетат [ $^{99m}\text{Tc}$ ], екстракційний». Виробництво даного препарату здійснюється в асептичних умовах. Проводяться дослідження зі створення фармацевтичної системи якості, яка повинна ефективно функціонувати відповідно до вимог належної виробничої практики (GMP) [3] для подальшого впровадження лікарського засобу в промислове виробництво, отримання ліцензії на виробництво та виведення препарату на ринок. Чисті приміщення, виробниче та лабораторне обладнання спроектовані, змонтовані відповідно до [4] та знаходяться на етапі проведення кваліфікації. Персонал пройшов теоретичне внутрішнє, зовнішнє, спеціальне, практичне навчання. Вихідна сировина та матеріали постачаються від провідних європейських виробників, які пройшли відбір, аудит на вимоги GMP. Відпрацьована технологія отримання РФП «Натрію пертехнетат [ $^{99m}\text{Tc}$ ], екстракційний» в лабораторних умовах. Подальшим етапом досліджень буде проведення валідації технологічного процесу на 3-х дослідно-промислових серіях.

Таким чином, створена фармацевтична система управління якістю з дотриманням вимог належної виробничої практики дозволить налагодити промислове виробництво РФП «Натрію пертехнетат [ $^{99m}\text{Tc}$ ], екстракційний» в умовах лабораторії радіоізотопів для подальшого впровадження лікарського засобу в медичні заклади. Дане виробництво повинно пройти процедуру ліцензування Державною службою України з лікарських засобів та контролю за наркотиками, а також Державною інспекцією ядерного регулювання України.

#### Посилання

1. International Agency for Research of Cancer. <https://gco.iarc.fr/today/en/dataviz/>
2. ANL-16/03 «Medical isotope production analyses in KIPT Neutron Source Facility», Technical Report, Argonne National Laboratory, 2016, 54 p.
3. СТ-Н МОЗУ 42-4.0:2020 «Лікарські засоби. Належна виробнича практика».
4. ДСТУ ISO 14644-4:2012 «Чисті приміщення та пов'язані з ними контрольовані середовища».



## INFLUENCE OF THERMOMAGNETIC TREATMENT ON THE MICROHARDNESS AND STRUCTURAL STATE OF THE WELDED JOINT OF St3 STEEL

*A.V. Mats, V.I. Sokolenko*

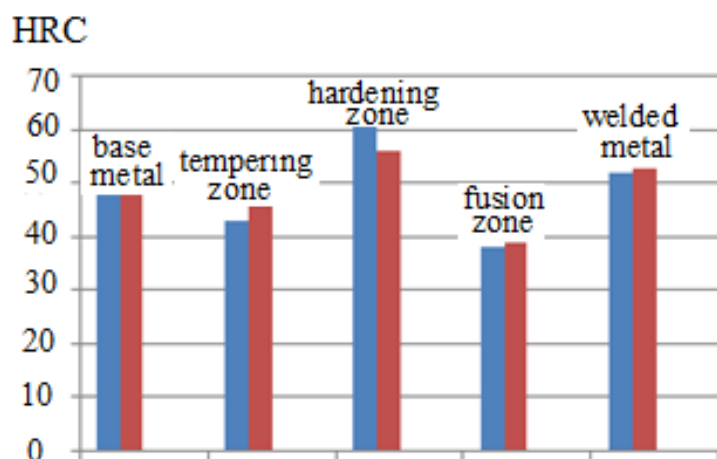
*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

Steel 3 (St3) belongs to the class of ferrite-pearlite steels. Steels of this class are promising for use in nuclear power. Welded steel joints are characterized by the difficult character of stress distribution along the weld joint, which can cause the appearance of structural damage and degradation of properties under the conditions of vibration and thermocyclic loads. Earlier, we showed that under the influence of non-stationary magnetic fields at room temperature, the level of internal stresses equalizes, the impact viscosity increases, and the temperature of the viscous-brittle transition of welded joints of ferrite-pearlite vessel steel 15Kh2NMFA decreases.

The aim of the work was to study changes in the mechanical characteristics and structure of various areas of the welded joint of samples of steel St.3 pipe as a result of exposure to non-stationary magnetic fields in the temperature region of the phase transition from the ferromagnetic state to the paramagnetic state of cementite ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) inclusions present in the steel structure.

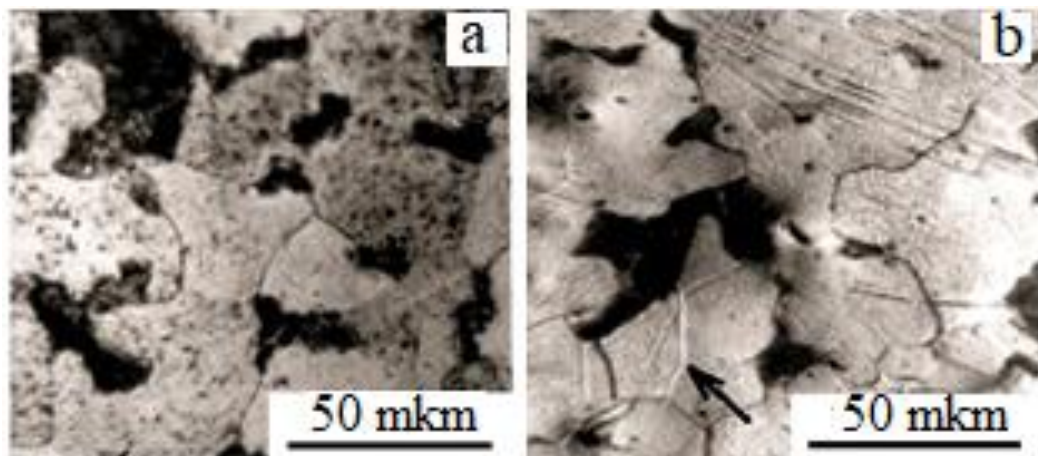
The histogram (Fig. 1) shows the distribution of HRC hardness in different areas of the welded joint before (left side) and after (right side) thermomagnetic treatment (TMT). The tempering zone and the fusion zone before TMT are the least durable, and increased strength is characteristic of the hardening zone.



*Fig. 1. HRC hardness distribution along the welded joint of a St3 steel pipe*

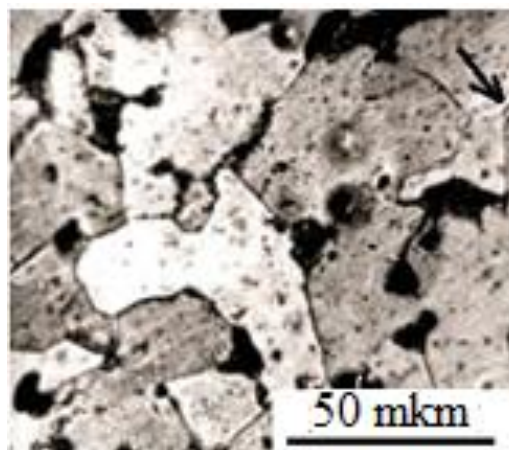
Fig. 2 shows the microstructure of the hardening zone of the welded joint. Particles of cementite of different dispersion are visible in the pearlite grains. Cementite, like  $\alpha\text{-Fe}$ , is a ferromagnet, but with a Curie point of  $\sim 210^\circ\text{C}$ . The influence of the external magnetic field in this temperature range increases the

thermodynamic instability of this phase with the destruction (dissolution) of particles, probably of a critical size. Carbon atoms pass into the solid solution and diffuse to the grain boundaries. This is evidenced by the lighter contrast near the grain boundary (Fig. 2,b).



*Fig. 2. Microstructure of the hardening zone: a – before TMT, b – after TMT. The arrow indicates the carbon-depleted region*

A similar effect is known to occur as a result of heat treatment at elevated temperatures ( $T \geq 500^\circ\text{C}$ ). Fig. 3 shows the microstructure of the hardening zone after annealing the sample for 3 hours at  $550^\circ\text{C}$ . The decrease in hardness and the level of internal stresses should be associated with a decrease in the concentration of the hardening carbide phase and the length of the interphase boundaries.



*Fig. 3. Microstructure of the hardening zone after annealing at  $550^\circ\text{C}$  for 3 h. The arrow indicates the area of reduced carbon content*

The obtained results testify to the fact that the preliminary thermomagnetic treatment of welded joints of ferrite-pearlite steels in the region of the magnetic phase transition, where the instability of the crystal lattice of cementite occurs, ensures the internal stresses leveling and the strengthening of the tempering and fusion zones, which leads to an increase in thermomechanical stability and an raise in the resource of safe operation steel products.

## АКУСТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ МАТЕРІАЛІВ АТОМНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ

**В.С. Ключко., А.В. Корнієць, В.І. Соколенко, І.Ф. Кісляк, О.Є. Кожевніков,  
І.В. Колодій, Ю.С. Ліповська, Д.Г. Малихін, Т.М. Тихоновська**

*NSC "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, Kharkiv, Ukraine*

*E-mail: korniets@kipt.kharkov.ua*

Методом резонансної спектроскопії в інтервалі температур 78...300 К виконано дослідження швидкості і зміни згасання поздовжнього ультразвуку мегагерцового діапазону частот в цирконії, високочистому гафнії, які зазнали інтенсивної пластичної деформації, та високоентропійному сплаві з композицією  $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$  (ат.%), характерною особливістю якого є висока зносостійкість у поєднанні із гарною корозійною і радіаційною стійкістю (перспективному матеріалі атомної енергетики).

Вихідні зливки Zr чистотою 99,98 ваг.% та Hf чистотою 99,87 ваг.% готувалися шляхом 2-х і 3-кратної безтигельної зонної плавки з електронно-променевим нагрівом у вакуумі на рівні  $4 \cdot 10^{-4}$  Па. Зразки характеризувались величиною залишкового опору  $\rho_{300\text{K}}/\rho_{4,2\text{K}} \sim 40$  і розміром зерна 1-3 мм.

Цирконій деформувався за методом «осадження-видавлювання» при  $T=870$  К з величиною істинної теплої деформації  $\varepsilon_{\text{ТОВ}} \sim 1,1$ , а потім при  $T=293$  К з величиною істинної холодної деформації  $\varepsilon_{\text{ХОВ}} \sim 4,0$ . Після деформації зразки мали однорідну структуру з середнім розміром субзерен  $\sim 300$  нм.

Циліндричні заготовки з високочистого гафнію були піддані квазіідроекструзії при 77 К на 16 и 30 %.

За даними рентгенографії ультрадрібнозернистий цирконій мав аксіальну текстуру  $\langle 0001 \rangle$  зорієнтовану під кутом 60 градусів до напрямку деформації. Аксіальна текстура  $\langle 10\bar{1}0 \rangle$  і  $\langle 20\bar{2}1 \rangle$  з різною щільність полюсів спостерігалась в екструдованому гафнії в залежності від ступеню деформації.

Зливки високоентропійного сплаву були отримані шляхом сплавлення компонентів (чистота  $\sim 99,9$  ваг.%) на мідному водоохолоджуваному поду в дуговій печі в середовищі очищеного аргону з використанням безвитратного вольфрамового електроду. Для поліпшення хімічної однорідності отримані зливки зазнали п'ятикратного переплавлення. Мікроструктура матеріалу мала типовий дендритний характер з орієнтацією гілок дендритів товщиною 15...20 мкм уздовж напрямку тепловідведення.

Мікротвердість сплаву становила 2103 та 2015 МПа перпендикулярно та паралельно напрямку тепловідведення, відповідно.

За даними рентгенографії високоентропійний сплав знаходився в неоднорідному структурному стані і містив ГЦК- і ГЦУ-фази, причому ГЦК-фаза була основною. Параметр ґратки ГЦК фази  $a = 0,3602$  нм, параметри ґратки ГЦУ фази становили  $a = 0,2544$  і  $c = 0,4098$  нм. В об'ємі зразка відзначалася переважна орієнтація гілок дендритів з кристалографічними осями  $[001]$  та  $[111]$  перпендикулярно та паралельно напрямку тепловідведення, відповідно. Для ГЦУ-фази також виявлено текстуру з переважною орієнтацією кристалічними площинами  $(00.2)$  паралельно напрямку тепловідведення.

Низькотемпературні ультразвукові дослідження виконувались мостовим імпульсним фазочутливим методом за схемою проходження. Створення та детектування ультразвукових коливань здійснювалося широкосмуговими ( $\pm 2$  МГц) п'єзоперетворювачами з ніобату літію з власною резонансною частотою 50 МГц. Акустичний контакт досягався за допомогою силіконової олії, вплив якої не враховувалося. Вимірювання здійснювали в амплітудно-незалежній області внутрішнього тертя при нагріванні з темпом 40 К/год. Швидкість і зміна згасання поздовжнього ультразвуку вимірювалися одночасно.

У результаті досліджень було виявлено зниження величини швидкості поздовжнього ультразвуку у деформованому цирконії і гафнії в наслідок конкуренції впливу текстури і спотворення кристалічної структури (зменшення довжини міжатомного зв'язку). В цирконії зафіксовано анізотропію швидкості ультразвуку в залежності від напрямку деформації, обумовлену текстурою деформації. На температурному спектрі акустичного згасання поздовжнього ультразвуку виявлено максимуми (у поєднанні з прогином на температурній залежності його швидкості), пов'язані з релаксаційним резонансом дислокаційного типу. У гафнії показано вплив повернення та відпалу на еволюцію спектру акустичного згасання в рамках теорії неврівноважених границь зерен в металах.

У високоентропійному сплаві  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$  виявлено аномалії температурної залежності швидкості і зміни згасання поздовжнього ультразвуку обумовлені проявом непружних явищ в наслідок схильності сплаву до нестійкого фазового перетворення (bidirectional HCP  $\leftrightarrow$  FCC  $\gamma$  transformation) в полі мікронапруг термічної анізотропії. Упродовж всього інтервалу температур дослідження зафіксовано аномально високе фонове згасання ультразвуку, викликане підвищеною в'язкістю матеріалу.

## ЗАСТОСУВАННЯ ПРОГРАМИ ImageJ ДЛЯ ОБРОБКИ ЗНІМКІВ МІКРОСТРУКТУР ТАБЛЕТОК ТИТАНАТУ ДИСПРОЗІЮ І ГАФНАТУ ДИСПРОЗІЮ

**О.С. Зорченко, О.О. Слабоспицька, І.О. Чернов**

*Науково-технічний комплекс «Ядерний паливний цикл»  
ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна  
E-mail: elya80372@gmail.com*

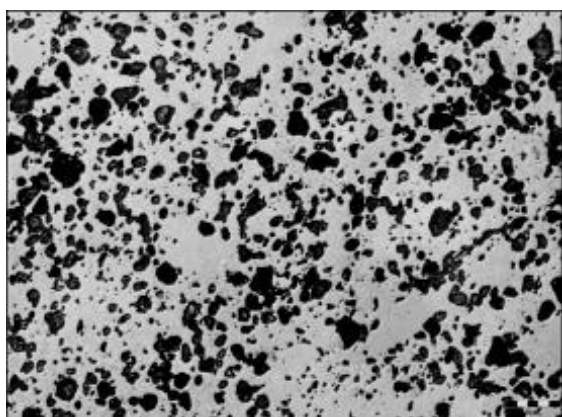
Таблетковий поглинач нейтронів титанат диспрозію ( $Dy_2O_3 \cdot TiO_2$ ) і гафнат диспрозію ( $Dy_2O_3 \cdot HfO_2$ ) розглядається як один з перспективних матеріалів поглинаючих елементів реакторів ВВЕР-1000. Представляє інтерес визначення розподілу пор та зерен за розмірами в таблетках  $Dy_2O_3 \cdot TiO_2$  і  $Dy_2O_3 \cdot HfO_2$  методом обробки цифрових знімків мікроструктур за допомогою програм вільного використання.

ImageJ — програма з відкритим вихідним кодом для аналізу та обробки цифрових зображень компанії National Institutes of Health що застосовується у біомедичних дослідженнях, астрономії, географії та інших дисциплінах, пов'язаних з аналізом зображень.

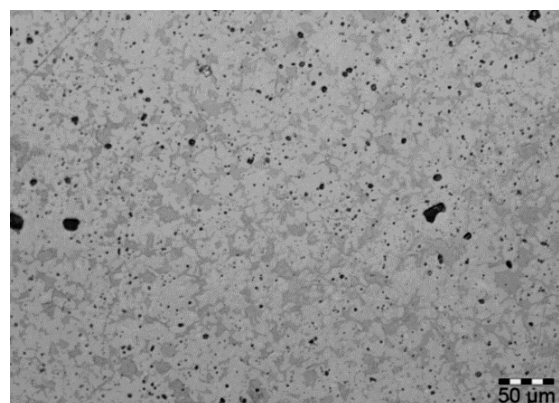
Для апробування можливостей ImageJ як аналізатора мікроструктур спечених таблеток  $Dy_2O_3 \cdot TiO_2$  і  $Dy_2O_3 \cdot HfO_2$  були використані знімки що отриманні оптичною та електронною мікроскопією (рис. 1, 3). Характеристики таблеток  $Dy_2O_3 \cdot TiO_2$  і  $Dy_2O_3 \cdot HfO_2$  наведено в таблиці.

### Характеристики таблеток титанату диспрозію і гафнату диспрозію

№	Зразок	Склад	Густина ( $\rho$ ), г/см <sup>3</sup>	Пористість, %
1	TD-1	50 мол.% $TiO_2$ + 50 мол.% $Dy_2O_3$	5,7	23
2	TD-2		7,1	4
3	HD-2	50 мол.% $HfO_2$ + 50 мол.% $Dy_2O_3$	8,1	6



а



б

*Рис. 1. Мікроструктура таблеток титанату диспрозію (зб.  $\times 500$ ):  
(оптична мікроскопія): а – зразок TD1, б – зразок TD2*

Розподілення пор за розмірами зразків TD1 і TD2 наведено на рис. 2.

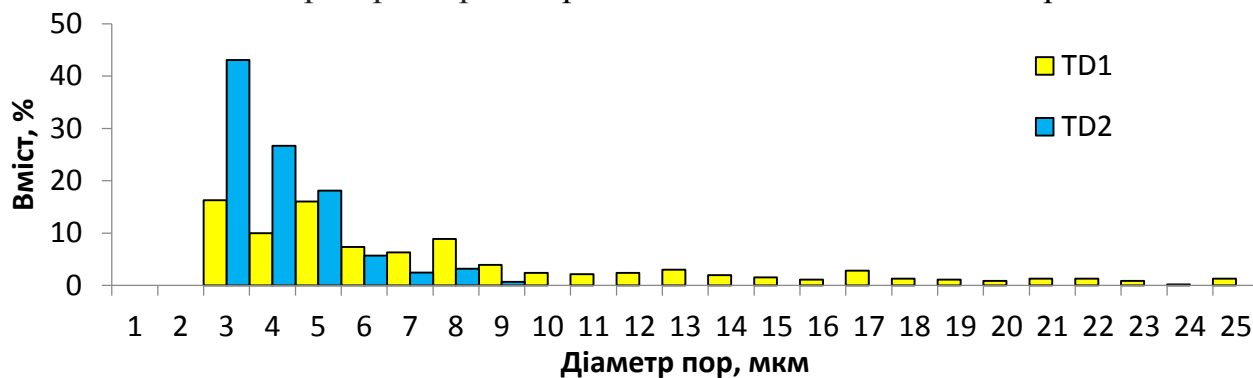


Рис. 2. Розподілення пор таблеток  $Du_2O_3 \cdot TiO_2$  за розмірами

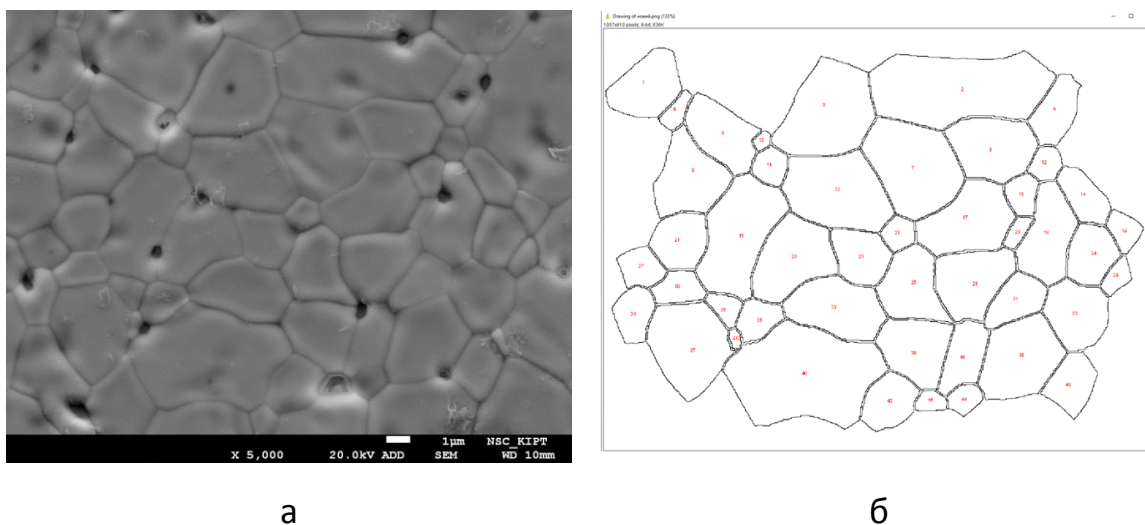


Рис. 3. Вихідне зображення мікроструктури зразка HD-2 (а) і результат аналізу зображення ImageJ (б)

Розподілення зерен  $Du_2O_3 \cdot HfO_2$  за розмірами (зразок HD-2) наведено на рис. 4. Розмір зерен знаходиться в діапазоні 1...4,5 мкм, з середнім розміром 2,32 мкм що визначено як середнєзваженне значення кількості і розміру зерен.

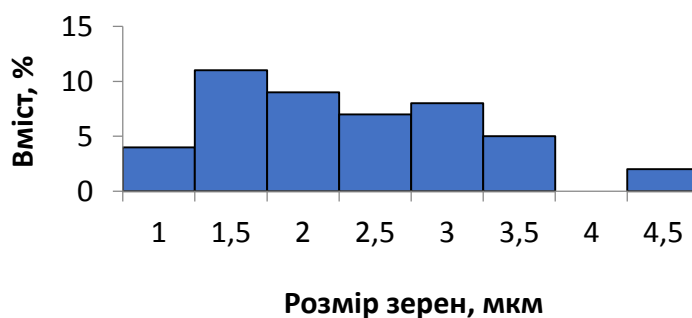


Рис. 4. Розподілення зерен таблеток  $Du_2O_3 \cdot HfO_2$  за розмірами

Таким чином показана можливість застосування і встановлено послідовність операцій і налаштування опцій програми ImageJ для коректного аналізу зображень мікроструктур для обробки знімків мікроструктури таблеток титанату диспрозію і гафнату диспрозію.



## ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ДЕГАЗАЦІЇ СПЛАВУ ПАЛАДІЮ З ВОДНЕМ В $\alpha$ -ОБЛАСТІ ДІАГРАМИ Pd-H

*О.М. Любименко*

*ДВНЗ «Донецький національний технічний університет», Луцьк, Україна  
Email: e.n.lyubimenko@gmail.com*

На сьогодні в Україні спостерігаються проблеми пов'язані з використанням і зберіганням водню, які потребують застосування сучасних водневостійких матеріалів для забезпечення належного рівня безпеки. Взаємодія матеріалів з воднем призводить до виникнення внутрішніх водневих концентраційних напружень, які можуть спричинити пошкодження енергетичного обладнання. Водночас водень здатний покращувати структуру та властивості матеріалів, що сприяє розробці нових матеріалів з різноманітними фізичними характеристиками.

Мета роботи – дослідження формозмінення кантилеверу (пластини) зі сплавів  $\alpha$ -PdH<sub>n</sub> (де n – концентрація водню) з різним вмістом водню в інтервалі температур від 130 до 350 °С в процесі дегазації гідрогенно-вакуумної камери.

Для проведення експериментів використовували модернізовану гідрогенно-вакуумну установку [1]. Зразки у формі паладієвих кантилеверів (68x5,5x0,27 мм) чистотою 99,9%, які з одного боку електролітично покривали мідною плівкою товщиною 0,75 мкм, яка не пропускає водень. Далі ці зразки нагрівали в камері гідрогенно-вакуумної установки до температури експерименту, витримували протягом 30 хвилин для зменшення термічних напружень. Потім проводили насичення кантилеверу з чистого паладію до сплаву  $\alpha$ -PdH<sub>n</sub>. Після отримання сплаву  $\alpha$ -PdH<sub>n</sub> проводили дегазацію камери установки та кантилеверу і за допомогою катетометра спостерігали за зміною форми кантилеверу.

Встановлено, що вигин кантилеверу при дегазації сплавів  $\alpha$ -PdH<sub>n</sub> відбувається у два етапи. Перший етап, триває короткий час і характеризується швидким досягненням максимального вигину від 9 до 30 с з утворенням плато тривалістю від 3 до 30 с. Наявність плато експериментально підтверджує встановлення термо-баро-пружньої рівноваги в сплаві. Другий етап триває значно довше: починається з поступового зменшення вигину і відповідно поверненням кантилеверу у вихідне положення або досягнення деякого стаціонарного стану з незначним відхиленням від початкового положення, що свідчить про реалізацію когерентного механізму вигину кантилеверу.

При цьому під час вигину зберігається когерентна структура тимчасового градієнтного сплаву  $\alpha$ -PdH<sub>n</sub> (шар 1), когерентна структура шару 2 (напружений паладій) і когерентна структура зони з'єднання між шарами 1 і 2. Під час реалізації когерентного механізму зміни форми водневі концентраційні напруження, що виникають у при поверхневих шарах кантилеверу. Модуль градієнта концентрації гідрогену  $dC_H(x)/dx$  стає важливою характеристикою сплаву  $\alpha$ -PdH<sub>n</sub>, який трансформується в процесі

дегазації і поступово змінюється до утворення нового матеріалу - чистого паладію.

Вперше експериментально виявлено, що при дегазації кантилеверу зі сплаву  $\alpha$ -PdHn при тисках водню в камері 0,03; 0,09; 0,15 МПа, який відповідає рівноважній концентрації водню в паладії (n), формозмінення кантилеверу змінюється за екстремальним законом і в інтервалі температур 220-280°C вигин досягає максимальних значень.

Внутрішні концентраційні водневі напруження, які виникають під час дегазації кантилеверу зі сплавів  $\alpha$ -PdHn, перевищують пружні характеристики градієнтного сплаву  $\alpha$ -PdHn (200 МПа) і знаходяться в діапазоні від 62 до 370 МПа, що підтверджує наявність явища надпластичності [2]. Проте, у всіх експериментах вигин кантилеверу залишається майже повністю зворотним. Ймовірно, така поведінка паладієвого кантилеверу зумовлена воднево-пружними напруженнями, що виникають унаслідок явища надпластичності.

Це свідчить про те, що при дослідженні сплаву метал-водень, який складається з двох атомних підсистем (металева підсистема і воднева підсистема проникнення), дифузійна рухливість яких значно відрізняється, ми порівнюємо напруження для межі пружності сплаву паладій-водень, які характерні для металевої підсистеми. Враховуючи, що напруження, які виникають у кантилевері під час експериментів, перевищують межу пропорційності, стає зрозуміло, що в сплавах метал-гідроген відбувається збільшення рухливості дислокацій, а сили міжатомної взаємодії між атомами паладію в системі Pd-H зменшуються.

Очевидно, що цей градієнт концентрації контролюється дифузійним виведенням водню з об'єму металу до його поверхні і залежить від просторових та часових параметрів процесу дегазації металу (температура, тиск газоподібного гідрогену тощо). Саме градієнт концентрації визначає характеристики та властивості тимчасового градієнтного матеріалу метал-гідроген, такі як градієнти дилатації кристалічних ґраток, градієнти міжатомних сил взаємодії, механічні властивості, градієнти концентраційних напружень гідрогену тощо.

Таким чином, явище вигину кантилеверу зі сплаву  $\alpha$ -PdHn під час дегазації гідрогену є проявом надпластичності і, на нашу думку, потребує систематичного вивчення дослідниками. Отримані результати можуть мати значний вплив на розробку нових матеріалів з покращеними властивостями для використання в різних сферах, таких як зберігання водню, паливні елементи та інші високотехнологічні галузі.

#### Посилання

1. O.M Lyubimenko, K. V. Gumennyk, E. P. Feldman. Kinetics of permeation and absorption of hydrogen in palladium during bending and unbending of a palladium cantilever. // *J. of Applied Physics*, 127, № 24: 245104 (2020). DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0011826>

2. E. P. Feldman, O. M. Lyubimenko. Dynamics of hydrogen-elastic stresses in palladium cantilever // *Journal Acta Mechanica*.2023, DOI10.1007/s00707-022-03471-5.



XXI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ  
З ФІЗИКИ РАДІАЦІЙНИХ ЯВИЩ  
І РАДІАЦІЙНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА  
Тезиси доповідей  
23-25 вересня 2024 р., Харків, Україна

*Матеріали не редагувалися*

Відповідальні за випуск Г.Д. Толстолуцька, Т.В. Сітнянська

Підписано до друку 27.08.2024. Формат 60x84/16. Ризодрук.

Ум. друк. арк. 9,5. Обл.-вид. арк. 11,2. Тираж 100 пр. Замовлення №22

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

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