

ISSN 2222-5617

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

*Вісник*  
*Харківського*  
*Національного*  
*Університету*  
*імені В. Н. Каразіна*

---

---

**Серія “Фізика”**

Випуск 37

Серія започаткована 1998 р.

Харків 2022

УДК 530.1/539.8

Вісник містить статті, присвячені сучасному стану теоретичних та експериментальних досліджень у галузі фізики. Видання призначене для науковців, викладачів, аспірантів та студентів фізичних спеціальностей вищих навчальних закладів та наукових установ.

Видання є фаховим у галузі фіз.-мат. наук (104 Фізика та астрономія) наказ МОН України № 409 від 17.03.2020.

Затверджено до друку рішенням Вченої ради Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна (протокол № 17 від 31 жовтня 2022 р.)

### **Головний редактор**

**Вовк Р.В.** - член-кор. НАН України, академік ТАНУ, доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Заступник головного редактора

Пойда В.П. - доктор тех. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Відповідальний секретар

Коршак В.Ф. - канд. фіз. - мат. наук, доцент, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Технічний редактор

Лебедев С.В. - канд. фіз. - мат. наук, старший викладач, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

### **Редакційна колегія**

Бойко Ю.І. - доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Гуревич Ю.Г. - доктор фіз. - мат. наук, професор, Дослідницький центр, Мексика

Зиман З.З. - доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Лазоренко О.В. - доктор фіз. - мат. наук, доцент, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Пархоменко О.О. - доктор фіз. - мат. наук, с.н.с., ННЦ ХФТІ НАНУ, Україна

Петченко О.М. - доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ МГ ім. О.М. Бекетова МОН України

Портной М.Ю. - доктор фізики, професор, університет Ексетеру, Великобританія

Рошко С.М. - доктор фізики, професор, Лондонський центр нанотехнологій, Великобританія

Соколенко В.І. - доктор фіз. - мат. наук, с.н.с., ННЦ ХФТІ НАНУ, Україна

Хронеос Олександр - доктор фізики, професор, Імперіал коледж, Великобританія

Фегер Олександр - доктор фіз. - мат. наук, професор, інститут фізики університету імені Шафарика,

Кошице, Словачія

Федоров П.М. - доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Шкловський В.А. - доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Шкуратов Ю.Г. - член-кор. НАН України, доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

Ямпольський В.О. - член-кор. НАН України, доктор фіз. - мат. наук, професор, ХНУ імені В.Н. Каразіна, Україна

### **Адреса редакції:**

Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, фізичний факультет, майдан Свободи, 4, Харків, 61022, Україна, 057-707-53-83, [physics.journal@karazin.ua](mailto:physics.journal@karazin.ua)

Свідоцтво про державну реєстрацію КВ № 21573-11473Р від 20.08.2015

© Харківський національний університет  
імені В.Н. Каразіна, оформлення, 2022

ISSN 2222-5617

MINISTRY OF EDUCATION AND SCIENCE OF UKRAINE

*The journal of V.N. Karazin*

*Kharkiv*

*National*

*University*

---

---

**Series “Physics”**

**Volume 37**

The series has started 1998 year

Kharkiv 2022

UDC 530.1/539.8

The Journal contains articles on the current state of theoretical and experimental research in the field of physics. The publication is intended for researchers, teachers and students of physical specialties of higher education and research institutions.

The publication is a professional Edition in the field of physics and mathematics science (104 Physics and astronomy) ordered MES of Ukraine № 409 from 17.03.2020.

Approved for publication by the decision of the Academic Council of Kharkiv Karazin National University. (Minutes № 17 dated October 31, 2022 p.)

#### **Editor-in-Chief**

**Vovk R.V.** - Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Academic TAU, Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Deputy Editor-in-Chief

Poida V.P. - Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Assistant Editor

Korshak V.F. – Ph.D., Assoc. Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Technical Editor

Lebediev S.V. – Ph.D., Senior lecturer, V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

#### **Editorial Board**

Boiko Yu.I. - Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Gurevich Yu.G. - Dr. Sci., Prof., Center for Research and Advanced, Mexico

Zyman Z.Z. - Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Lazorenko O.V. - Dr. Sci., Assoc. Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Parhomenko O.O. - Dr. Sci., Prof., NSC "Kharkiv Institute of Physics & Technology", Ukraine

Petchenko O.M. - Dr. Sci., Prof., O.M. Beketov National University of Urban Economy, Ukraine

Portnoi M. Yu. - Dr. Sci., Prof., University of Exeter, UK

Rozhko S.M. - Dr. Sci., Prof., London Centre for Nanotechnology, UK

Chroneos A. - Dr. Sci., Prof., Imperial Colledge, UK

Feher A. - Dr. Sci., Prof., Pavol Jozef Šafárik University in Košice, Kosice, Slovakia

Fedorov P.M. - Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Shklovskij V. A. - Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Shkuratov J.G.- Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Sokolenko V.I. - Dr. Sci., Senior Researcher, NSC KIPT, Ukraine

Yampol'skii V. A. - Corresponding Member of the NAS of Ukraine, Dr. Sci., Prof., V.N. Karazin Kharkiv National University, Ukraine

Editorial address:

Svobody Sq. 4, 61022, Kharkiv, Ukraine, V.N. Karazin Kharkiv National University, Department of Physics, 057-707-53-83, [physics.journal@karazin.ua](mailto:physics.journal@karazin.ua)

Certificate of registration KB number 21573-11473P on 20.08.2015

© V.N. Karazin Kharkiv National University,  
design, 2022



## Content

<i>L.O. Pashchenko, V.V. Bogdanov, R.V. Vovk, S.V. Dukarov, M.V. Kyslytsia, S.I. Petrushenko, V.M. Sukhov, G.Ya. Hadzhai, I.L. Gulatis, E.S. Gevorkyan, S.R. Vovk, A. Feher, Junyi Du, J.N. Latosińska</i>	Processes of charge, mass and heat transfer in FeNi composite	7
<i>V.S. Chumak, S. Peredkov, V.V. Kondratenko, I.A. Kopylets, Yu.P. Pershin</i>	One-dimensional image scaling with reflecting X-ray mask	21
<i>V.P. Poyda, A.V. Poyda, D.E. Mila</i>	The influence of the main alloying elements on the formation of the initial grain structure, on phase transformations and on structural changes that occur during superplastic deformation of alloys Al - 4.1 wt.% Mg - 0.5 wt.% Zr, 1420T, 1421, 1423	30
<i>M.B. Lasareva</i>	From the depths of memories	39
<i>Section: Physics seminar</i>		44

## Зміст

<i>Л.О. Пащенко, В.В. Богданов, Р.В. Вовк, С.В. Дукаров, М.В. Кислиця, С.І. Петрушенко, В.М. Сухов, Г.Я. Хаджай, І.Л. Гулатіс, Е.С. Геворкян, S.R. Vovk, А. Фегер, Джуньї Ду, І.Н.Латошинська</i>	Процеси переносу заряду, маси та тепла в композиті FeNi	7
<i>В.С. Чумак, С. Передков, І.А. Копилець, В.В. Кондратенко, Ю.П. Першин</i>	Одновимірне масштабування зображення за допомогою відбиваючої рентгенівської маски	21
<i>В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.Є. Мила</i>	Вплив основних легуючих елементів на формування вихідної зернової структури, на фазові перетворення та на структурні зміни, які відбуваються під час надпластичної деформації сплавів Al – 4.1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, 1420T, 1421, 1423	30
<i>М.Б. Лазарева</i>	Із глибини спогадів	39
<i>Секція:</i>	Фізичний семінар	44

Original article

In print article

<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-01>

UDC 539.2:537.31

PACS 73.51.Ph, 73.63.Fg

## ПРОЦЕСИ ПЕРЕНОСУ ЗАРЯДУ, МАСИ ТА ТЕПЛА В КОМПОЗИТІ FeNi

**Л.О. Пащенко**

<https://orcid.org/0000-0002-9008-6252>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**В.В. Богданов**

<https://orcid.org/0000-0003-2634-3549>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**Р.В. Вовк**

[rvovk2017@gmail.com](mailto:rvovk2017@gmail.com)

<https://orcid.org/0000-0002-9008-6252>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**С.В. Дукаров**

<https://orcid.org/0000-0002-3527-3661>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**М.В. Кислиця**

<https://orcid.org/0000-0002-4143-7650>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**С.І. Петрушенко**

<https://orcid.org/0000-0002-7727-9527>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**В.М. Сухов**

<https://orcid.org/0000-0001-5784-5248>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**Г.Я. Хаджай**

<https://orcid.org/0000-0002-1257-8702>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**І.Л. Гулатіс**

<https://orcid.org/0000-0002-9008-6252>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, площа Свободи, 4, Харків, Україна, 61022*

**Е.С. Геворкян**

<https://orcid.org/0000-0003-0521-3577>

*Ukrainian State University of Railway Transport, 7 Feierbakh Sq., Kharkiv 61050, Ukraine*

**С.Р. Вовк**

<https://orcid.org/0000-0003-1580-5306>

*Ukrainian State University of Railway Transport, 7 Feierbakh Sq., Kharkiv 61050, Ukraine*

*Centre of Low Temperature Physics, Faculty of Science, P.J. Safarik University, Park Angelinum 9, 041 54 Kosice, Slovakia*

A.Feher

<https://orcid.org/0000-0001-8845-4709>

Centre of Low Temperature Physics, Faculty of Science, P.J. Safarik University, Park Angelinum 9, 041 54 Kosice, Slovakia

Junyi Du

<https://orcid.org/0000-0002-9147-4484>

V.N. Karazin Kharkiv National University, 4 Svobody Sq., Kharkiv 61022, Ukraine

School of Mathematical Sciences, Luoyang Normal University, Luoyang 471934, China

J.N.Latosińska

<https://orcid.org/0000-0002-9008-6252>

Adam Mickiewicz University, Umultowska 85, 61-614 Poznan, Poland

Надійшло до редакції 28 серпня 2022 р. Переглянуто 29 вересня 2022 р.  
Прийнято до друку 25 жовтня 2022 р.

У роботі представлено дослідження процесів взаємної дифузії в бінарній системі Fe - Ni (отриманій електроконденсацією порошків нікелю і заліза) методом рентгенівської енергодисперсійної спектроскопії, а також процесів тепло- і електропровідності в температурному інтервалі 5-300 К. Виявлено добре розділені області майже чистого заліза і нікелю. Вміст нікелю, оцінений за концентраційною залежністю коефіцієнта взаємної дифузії, що визначає кінетику процесу гомогенізації електроконсолідованого зразка композиту Fe - Ni, склав ~ 70 ат. %. Значення коефіцієнта взаємної дифузії електроконсолідованого композиту Fe - Ni значно вище, ніж у сплаву аналогічного складу, що, ймовірно, є результатом впливу технології SPS (тиск і струм в одному напрямку під час консолідації), а також значного вкладу зернограничного дифузійного масопереносу в композиті. Встановлено, що електро- і теплопровідність електроконсолідованого зразка істотно вищі, ніж у зразків того ж складу, отриманих плавлінням. Виявлено, що температурні залежності електроопору електроконсолідованого зразка в дослідженому інтервалі 5-300 К обумовлені розсіюванням електронів на дефектах і на фононах, причому розсіювання електронів на фононах можна з високою точністю апроксимувати співвідношення Блоха-Грюнайзена-Вільсона. В роботі показано, що експериментальні дані про температурні залежності ефективних електричного опору та теплопровідності в інтервалі 4.2-300 К електроконсолідованого композиту  $Fe_{0.50}Ni_{0.50}$  знаходяться всередині меж Hashin-Shtrikman для провідностей трифазної системи. Складовими системи є чисті Fe та Ni, а в якості третьої фази розглянуте межзеренне середовище у вигляді сплаву з середнім складом, близьким до  $Fe_{0.50}Ni_{0.50}$ .

**Ключові слова:** електроконсолідований композит, низькі температури, електричний опір, теплопровідність, межі Hashin-Shtrikman, трифазна система, межзеренне середовище.

**Як цитувати:** Пащенко Л.О., Богданов В.В., Вовк Р.В., Дукарів С.В., Кислиця М.В., Петрушенко С.І., В.М. Сухов, Хаджай Г.Я., Гулатіс І.Л., Геворкян Е.С., Вовк С.Р., Фехер А., Ду Джуьні, Латошинська І.Н. Процеси переносу заряду, маси та тепла в композиті FeNi. Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика». Вип. 37, 2022; 7-20. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-01>

**In cites:** Pashchenko L.O., Bogdanov V.V., Vovk R.V., Dukarov S.V., Kyslytsia M.V., Petrushenko S.I., Sukhov V.M., Hadzhai G.Ya., Gulatis I.L., Gevorkyan E.S., Vovk S.R., Feher A., Du Junyi, Latosińska J.N. Processes of charge, mass and heat transfer in FeNi composite. The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University. Series "Physics" Iss. 37, 2022; 7-20. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-01> (in Ukrainian)

## ВСТУП

Отримання нових матеріалів поліфункціонального призначення із заданими магніторезистивними характеристиками продовжує залишатися одним із основних напрямків сучасної фізики твердого тіла [1-5]. Слід зазначити, що найважливішу роль при розробці технологій одержання таких матеріалів може відігравати застосування інтенсивних методів компактування (електроконсолідація) [6], спеціальних методик наноструктурування [7], у тому числі із застосуванням екстремальних зовнішніх впливів – високі тиски, опромінення електронами з високою енергією [8], а також використання сучасних методів моделювання їх структури та технологічних характеристик [9,10].

Бінарні металеві системи є важливим об'єктом сучасних технологій і широко використовуються

як у металургії, так і спеціалізованих наукомістких додатках. У зв'язку з цим представляється інтерес система Fe-Ni, яка поєднує в собі доступність компонентів та специфічні властивості. Так, ця бінарна система знаходить застосування у сучасних технологіях, наприклад, як матриця для OLED дисплеїв. Це стимулює активні дослідження у напрямі покращення методик електроосадження цього сплаву [11, 12]. Широке використання композитної структури на основі Fe-Ni знайшли як захисні покриття [13] та основи каталізаторів, що використовуються при переробці пластику [14, 15], розщепленні води [16-19] та зберіганні водню [20, 21]. Окремо варто відзначити, що Fe-Ni, поряд з іншими біметалевими системами [22], розглядається як біфункціональний елемент для виділення та відновлення кисню в паливних елементах та повітряно-цинкових акумуляторах [23].

Високоупорядковані сплави Fe-Ni (т.зв. Tetrataenite) розглядаються як доступна альтернатива сучасним потужним магнітам, що виготовляються на основі рідкісноземельних матеріалів [24, 25].

Слід також зазначити, що еквіатомні магнітні сплави нікель-залізо має підвищену магнітну проникність, підвищену індукцію технічного насичення та прямокутну петлю гістерезису, що широко використовують у обчислювальній техніці та пристроях автоматичного управління [1]. Тому дуже перспективними видаються дослідження, створені задля управління властивостями таких сплавів, і навіть на вдосконалення способів їх отримання [1, 6, 9, 10].

Необхідно відзначити, що, незважаючи на широкий розвиток різних, насамперед електрохімічних способів одержання структур на основі Fe-Ni, металургійні методи, зокрема спікання, продовжують бути основою багатьох сучасних технологій.

Технології електроконсолідації FAST (Field Activated Sintering Technic) та SPS (Spark Plasma Sintering) [26] дуже ефективні для виготовлення композитів матеріалів, що важко спікаються, і сполук. У таких технологіях уздовж прикладеного зовнішнього тиску пропускається електричний струм, що викликає нагрівання за рахунок польової та прямої дії. Це дозволяє значно прискорити нагрівання та скоротити час спікання до декількох хвилин, завдяки чому не встигають утворитися кристалічні зерна великих розмірів, тобто ущільнення випереджає зростання зерна [27] і тим самим забезпечується високощільна та тонкодисперсна структура композиту [28].

При консолідації активується масоперенесення шляхом поверхневої та об'ємної дифузії, а також пластичної деформації [29]. Дані процеси активуються температурою, яка при електроконсолідації лежить у межах  $0.5T_{\text{melt.}} < T_{\text{sint.}} < T_{\text{melt.}}$ . У місцях точкових контактів зерен відбувається їхня деформація, при цьому багаторазово зростає площа кордонів, що збільшує масоперенесення.

По межах часток протікають електророзрядні процеси, що прискорює консолідацію за рахунок локального зварювання частинок порошку та додаткового масопереносу внаслідок внутрішніх температурних градієнтів у композиті під впливом неоднорідної густини електричного струму між порами [30].

Локальне утворення плазми в результаті дії електричних розрядів призводить до очищення та активації поверхні спекаємых порошків, що істотно сприяє і хімічній чистоті кінцевого продукту, і ущільнення порошків, що спекаються [31].

У той же час дифузійні процеси, що протікають у бінарній системі Fe-Ni як у процесі отримання виробу, так і при його експлуатації, вивчені ще недостатньо,

тим більше що саме дифузійні процеси зрештою визначають не тільки можливість створення структур із заданими функціональними властивостями, а й їх збереження з часом.

Фундаментальний інтерес представляють транспортні властивості таких систем – електро- та теплопровідність, особливо за низьких температур, де температурна залежність електроопору формується за рахунок розсіювання електронів на фонах, дефектах, електронах та магнонах, а температурна залежність теплопровідності визначається, в першу чергу, розсіюванням носіїв тепла – електронів та фонів – на дефектах та один на одному.

Ця робота присвячена вивченню концентраційної залежності коефіцієнта дифузії, а також дослідженню електро- та теплопровідності в інтервалі 4.2–300 К у зразках металевого композиту Fe-Ni, отриманих методом електроконсолідації (SPS).

## ЕКСПЕРИМЕНТ

Зразки отримували методом електроконсолідації порошків нікелю (ПНЕ-45-200 мкм, вміст нікелю 99.9%) і заліза (розпилений ПЗР 2.200.28, вміст заліза 99.9%) з розміром зерна близько 200 мкм. Електроконсолідацію проводили протягом 10 хв. при 1100 С, тиску 35 МПа та струмі ~5 кА. Швидкість нагріву становила ~200 °С/хв. Досліджений зразок композиту мав форму бруска прямокутного перерізу з розмірами 15x4x6 мм<sup>3</sup>.

Поверхню зразка ретельно полірували та досліджували у растровому електронному мікроскопі Tescan Vega 3LMH, оснащеному EDS детектором характеристичного рентгенівського випромінювання Bruker XFlash 5010.

Визначення елементного складу виконувалося як самокалібрування детектора. Для визначення просторового розподілу елементів проводилося поточкове сканування зразка в напрямку паралельному або перпендикулярному напрямку електричного струму, що проходив через зразок, і прикладеного при спіканні тиску. Просторовий крок зонда при переході від однієї точки сканування в іншу становив 1 або 2 мкм, а час накопичення сигналу з однієї точки зазвичай вибирався рівним 32 с. Для всіх елементів, крім заліза та нікелю, було обрано режим «Тільки деконволюція». Для врахування можливого впливу форми вихідної частинки та поверхневих ефектів на масоперенесення речовини, в окремій серії експериментів проводилося послідовне проходження електронного зонда вздовж однієї і тієї ж лінії зразка з використанням різних значень напруги, що прискорює. Оскільки глибина проникнення електронів, отже, і область генерації сигналу характеристичного рентгенівського випромінювання, сильно залежить від початкової енергії електронів, це дозволяло одержати деякі уявлення про вплив формфактора на дифузійні



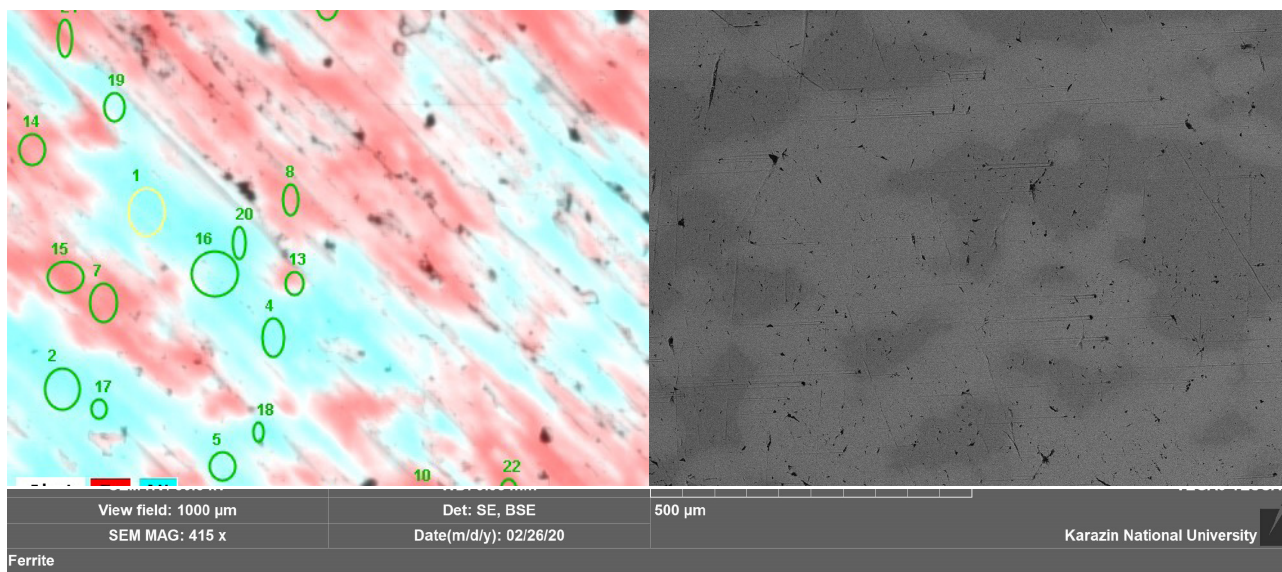


Рис. 1. Результати елементного картування та SEM зображення зразка композиту Fe-Ni, отриманого методом електроконсолідації.

Fig. 1. Results of elemental mapping and SEM image of a Fe-Ni composite sample obtained by the electroconsolidation method.

процеси у зразку.

Опір зразка,  $r(T)$ , вимірювали стандартним 4-х контактним методом; теплопровідність,  $l(T)$ , вимірювали методом стаціонарного одновісного теплового потоку. Температурний інтервал вимірювань 4.2-300 K.

### РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Рис. 1. Результати елементного картування та SEM зображення зразка композиту Fe-Ni, отриманого методом електроконсолідації

На рис. 1 представлені карта розподілу елементів

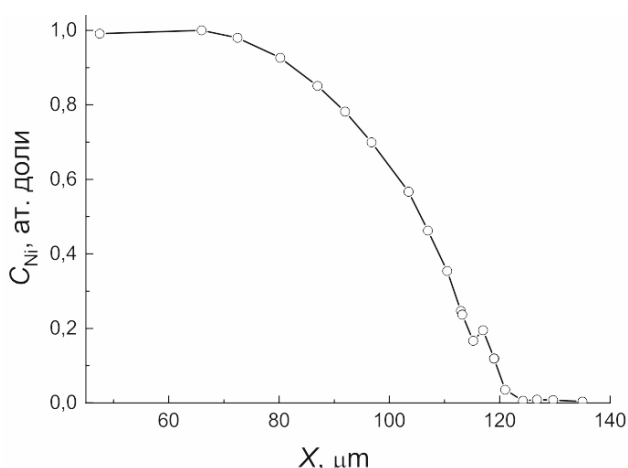


Рис. 2. Залежність концентрації нікелю від координати вздовж лінії сканування.

Fig. 2. Dependence of nickel concentration on the coordinate along the scan line.

та SEM зображення для зразка Fe-Ni після спікання. Видно, що зразок є двофазним, із чітко розділеними областями практично чистого заліза та нікелю. Контраст між фазами добре спостерігається у BSE, а й у SE режимах. Це, можливо, пов'язано з різною твердістю нікелю та заліза, що спричиняє морфологічний контраст при поліруванні.

Типова залежність концентрації нікелю (або заліза) від координати зонда представлена на рис. 2. В якості точки відліку брався лівий край SEM зображення. Розмір кадру та його розташування вибиралися таким чином, щоб захопити області фазових зон, вільні від другого компонента (див. рис. 3).

На рис. 4 представлені результати побудови розподілу елементів уздовж лінії сканування, отримані при різному значенні напруги, що прискорює. Сканування здійснювалося вздовж однієї й тієї лінії, без переміщення зразка (див. рис. 3). Мал. 4 дає деяке уявлення про розподіл елементів за глибиною зразка. Видно, що в центральній області розподілу відмінність між концентраціями, отриманими в одній точці зразка, при енергії зонда в 15 і 30 кеВ досягають 20-25 ат. %. Для порівняння вкажемо, що для залежностей, отриманих при однаковій прискорювальній напрузі при послідовних циклах сканування, така відмінність становить лише 1-2% і має випадковий характер. Спостережуваний ефект може бути обумовлений особливостями поширення речовини у вузькому шарі на поверхні зерна, які можуть впливати на поведінку нанокompозитних структур. Так, автори [25] показали, що завдяки розмірній залежності коефіцієнта дифузії, синтез функціональних структур типу  $L1_0$  фази FeNi

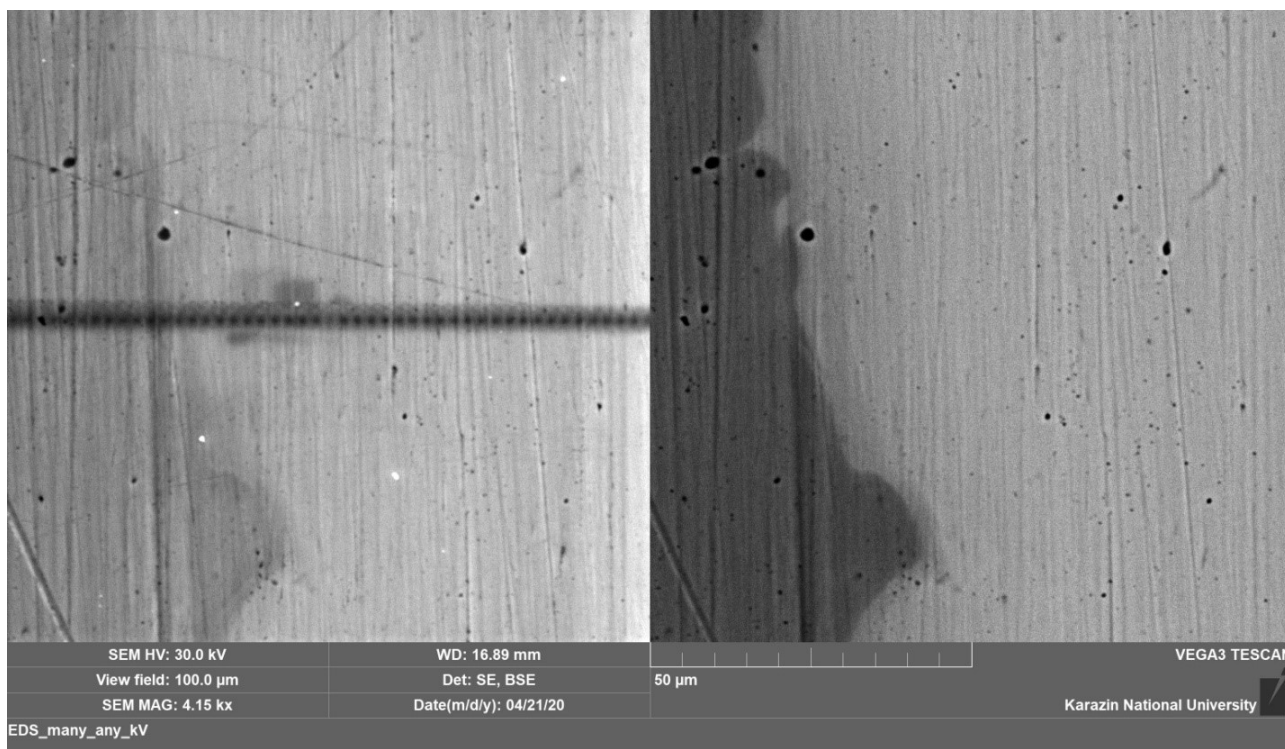


Рис. 3. Приклад кадрування для отримання серії спектрів EDS. На зображенні SE видно наслідки вуглецевого забруднення, стимульованого багаторазовим проходженням електронного пучка.

Fig. 3. An example of framing to obtain a series of EDS spectra. The SE image shows the effects of carbon contamination stimulated by multiple electron beam passes.

виявився можливим при температурі лише 320 °С. Проте детальне розуміння цього явища потребує окремого дослідження.

Для отримання концентраційних залежностей коефіцієнта дифузії ми використовували дані, отримані за енергії зонда 30 кеВ. Як видно із рис.

4, зі збільшенням енергії зонда експериментальні залежності асимптотично наближаються до тих, які отримані при напрузі, що прискорює 30 кВ. Очевидно, саме вони характеризують дифузійні процеси, які у масиві спекаемого матеріалу.

Методом Больцмана-Матано по кривій  $C_{Ni}(x)$  (рис.

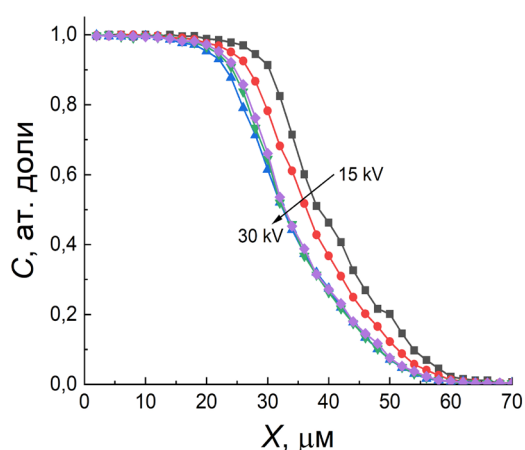


Рис. 4. Залежність концентрації заліза від координати, отримані при різній енергії електронного зонда.

Fig. 4. Dependence of iron concentration on the coordinate obtained at different energy of the electron probe..

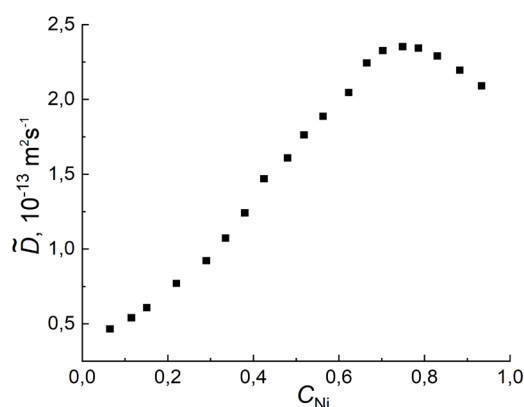


Рис. 5. Концентраційна залежність коефіцієнта дифузії нікелю,  $\tilde{D}(C_{Ni})$ , в композиті Fe-Ni.

Fig. 5. Concentration dependence of the diffusion coefficient of nickel  $\tilde{D}(C_{Ni})$  in the Fe-Ni composite.

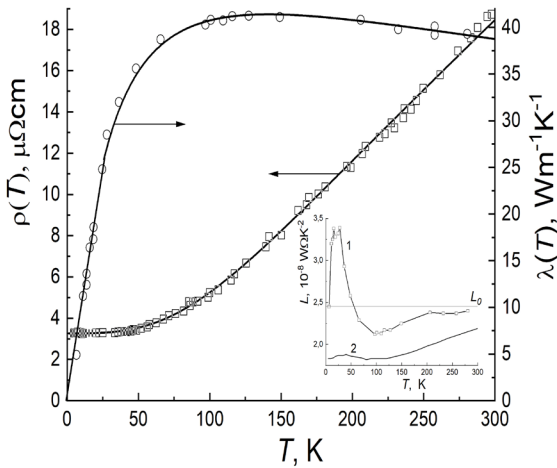


Рис. 6. Температурні залежності електричного опору та теплопровідності електроконсолідованого сплаву  $Fe_{0.5}Ni_{0.5}$ . —, O – експеримент, лінія для електроопору проведена відповідно до (1)-(2), лінія для теплопровідності проведена «на око». На вставці: функція Лоренца,  $L(T) = I_e(T)r(T)/T$ : 1 – за нашими даними; 2 – за даними [38, 39].

Fig. 6. Temperature dependence of electrical resistance and thermal conductivity of electroconsolidated alloy  $Fe_{0.5}Ni_{0.5}$ . —, O is an experiment, the line for electrical resistance is drawn according to (1)-(2), the line for thermal conductivity is drawn "by eye". Inset: Lorentz function,  $L(T) = I_e(T)r(T)/T$ : 1 – according to our data; 2 – according to [38, 39].

2) ми розрахували концентраційну залежність коефіцієнта взаємної дифузії  $\tilde{D}(C)$  [32]. Результати розрахунків концентраційної залежності коефіцієнта дифузії подано на рис. 5. Зазначимо, що ми не виявили значного впливу напрямку проходження зонда (щодо напрямку пропускання струму, прикладеного при спіканні) на величину коефіцієнта дифузії.

Залежність  $\tilde{D}(C)$  має вигляд плавної кривої з максимумом в області  $\sim 70$  ат.% Ni відповідно до літературних даних (див., напр., [33–36]) для коефіцієнта взаємної дифузії в системі Fe-Ni і трактується як концентраційна залежність коефіцієнта дифузії компонентів бінарному сплаві Fe-Ni з необмеженою розчинністю компонентів.

Максимум на залежності  $\tilde{D}(C)$  пов'язаний з видом діаграми рівноваги бінарної системи Fe-Ni, на якій криві ліквідус і солідус для сплавів з вмістом 5,9–100 ат.% Ni мають вигляд ланцюга, що провисає, з мінімумом при 1436 °C і вмісті 68 ат.

Як відомо, дифузійна рухливість атомів у сплаві змінної концентрації тим вища, що нижча

температура плавлення сплаву. Саме тому коефіцієнт взаємної дифузії сплаву концентрації  $\sim 70$  ат.% Ni має максимальне значення.

Однак, отримані нами значення коефіцієнта дифузії значно більші, ніж у літературі [33–36]. Великі величини коефіцієнтів дифузії можна пов'язати з впливом електричного струму, що протікає через частки Fe та Ni. Струм викликає локальний розігрів та очищення поверхні частинок. Це активує процес дифузії. Крім того, через велику площу міжчасткових (міжфазових) кордонів у композитах дифузійний масоперенесення по кордонах може стати визначальним.

Експериментальні результати вимірювань електричного опору та теплопровідності наведено на рис. 6. Видно, що в області залишкового опору ( $r(T) \approx r_0 \approx 3.26 \text{ mWcm}$ ,  $T \approx 25 \text{ K}$ ) теплопровідність пропорційна температурі,  $I_e(T) \sim T$ . Така поведінка обох досліджених величин свідчить про електронне теплоперенесення, для якого, в цьому інтервалі температур, характерно пружне розсіювання електронів на домішках та інших дефектах. У цьому випадку виконується закон Відемана-Франца-Лоренца  $r(T)I_e(T)/T \approx r_0 I_e(T)/T \approx \text{const}$ . [37].

При високих температурах ( $T^3$  температури Дебая,  $\theta$ , див. Таблицю) переважає пружне розсіювання електронів на фонах [37]. Тут  $r(T) \sim T$ ,  $I_e(T) \gg \text{const}$ . та закон Відемана-Франца-Лоренца також виконується. Однак, як видно із рис. 6, у нашому випадку при найвищих із досліджених температур теплопровідність ще не досягає постійного значення, тобто розсіювання електронів на фонах все ще залишається непружним і  $I_e(T)r(T)/T = L(T) < L_0$  [37].

Поведінка функції Лоренца,  $L(T)$ , у дослідженому температурному інтервалі наведено на вставці до рис. 6 (крива 1). Низькотемпературний максимум, присутній залежно від  $L(T)$ , спостерігали раніше [40, 41]. На вставці до мал. 6 (крива 2) наведена функція Лоренца, побудована за рекомендованими даними системи FeNi з істотно великим залишковим опором (14.8 mWcm) [38, 39]. В цьому випадку на кривій  $L(T)$  (вставка, крива 2) також видно низькотемпературний максимум, проте дуже слабо виражений. Тобто низькотемпературний максимум  $L(T)$  зменшується зі збільшенням дефектності зразка, тоді як вклад фонів у теплопровідність сплавів зі збільшенням дефектності збільшується [37, 42]. Таким чином, максимум  $L(T)$  пов'язаний, ймовірно, з особливостями розсіювання електронів домішками та деформацією фонного спектра під впливом останніх [43, 44].

На рис. 7 наведено електричний опір та теплопровідність електроконсолідованого композиту Fe-Ni разом з даними [38-39, 45] для сплаву FeNi та рекомендованими даними [38-39] для Fe і Ni. Параметри електроконсолідації такі, що досліджений



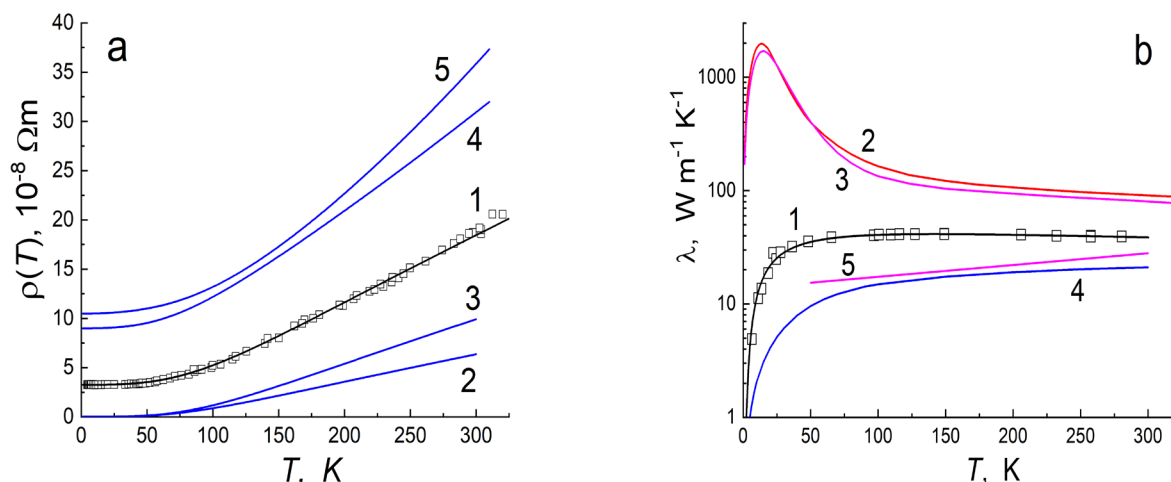


Рис. 7. Температурні залежності електричного опору (а) та теплопровідності (б). 1 – композит Fe-Ni; 2 – Ni [38-39]\*; 3 – Fe [38-39]\*; 4 – сплав FeNi [38-39]\*; 5 – сплав FeNi [45]. \* – рекомендовані значення.

Fig. 7. Temperature dependences of electrical resistance (a) and thermal conductivity (b). 1 – Fe-Ni composite; 2 – Ni [38-39]\*; 3 – Fe [38-39]\*; 4 – FeNi alloy [38-39]\*; 5 – FeNi alloy [45]. \* – recommended values.

зразок складається з частинок Fe та Ni, тому можна було очікувати, що як опір, так і теплопровідність зразка лежатимуть між кривими 2 та 3 на рис. 7, а та б (див., напр., [46, 47]).

Однак видно, що опір і теплопровідність композиту Fe-Ni (криві 1) лежать між відповідними кривими (2 і 3), отриманими для металів Fe і Ni, і для FeNi сплаву з великим значенням залишкового опору (криві 4 і 5). Це означає, що міжчасткові межі в композиті меншою мірою обмежують потоки тепла і заряду, ніж неупорядкованість у разі однорідних сплавів з таким самим співвідношенням компонент.

У всьому дослідженому інтервалі температур 4,2,300 К експериментальні результати щодо електричного опору електроконсолідованого FeNi можна з високою точністю ( $Dr/tf \approx 1\%$ ) апроксимувати формулою:

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

Тут  $\rho_0$  – залишковий опір, пов'язаний із розсіюванням електронів на дефектах.  $\rho_{ph}$  – опір, зумовлений розсіюванням електронів на фононах. Цей член можна уявити у загальному вигляді, як [48, 49]

$$\rho_{ph}(T) = C_5 \left(\frac{T}{\theta}\right)^5 \cdot \int_0^{\theta/T} \frac{e^x x^5 dx}{(e^x - 1)^2} + C_3 \left(\frac{T}{\theta}\right)^3 \cdot \int_0^{\theta/T} \frac{e^x x^3 dx}{(e^x - 1)^2} \quad (2)$$

причому 1-е доданок (співвідношення Блоха-Грюнайна) описує внутрішньзонне, s-s розсіювання електронів, у той час як 2-е доданок пов'язане з міжзонним s-d розсіюванням, характерним для перехідних металів, їх сплавів і сполук [48-53];  $x$  –

стала інтегрування.

Член  $b_0 \times T^2$  часто пов'язують із електрон-електронним розсіюванням (див., напр., [54, 55]) або з розсіюванням електронів на спинових хвилях [45, 55]. [55] зазначено, що експериментальні значення коефіцієнтів  $b_0$  для феро- та неферомагнітних металів близькі за величиною.

У [56-58] член  $b_0 \times T^2$  пов'язали з інтерференцією між електрон-фононим та електрон-домісним взаємодіями. У цьому випадку параметр  $b_0$  зростає зі збільшенням концентрації дефектів.

У таблиці наведено параметри припасування урний (1)-(2) до температурної залежності опору системи FeNi для нашого зразка, для даних [38] і [45], а також для Fe та Ni [38].

З таблиці видно, що у досліджених композитах розсіювання електронів на фононах обумовлено міжзонними s-d переходами, тоді як s-s розсіювання відсутнє –  $C_5=0$ . Не виявлено також електронно-електронне розсіювання та розсіювання електронів на спинових хвилях. Відсутність члена  $b_0 \times T^2$  швидше за все вказує на відносно малу кількість дефектів у зразку.

Видно також відмінності у параметрах апроксимації  $\rho(T)$  для системи Fe-Ni та для металів Fe та Ni. Для системи Fe-Ni параметри  $C_5$  і  $b_0$  збільшуються зі зростанням  $\rho_0$ , тобто зі зростанням дефектності зразка. Така поведінка доданку  $b_0 T^2$  свідчить про те, що це доданок обумовлено інтерференцією між непружним розсіюванням електронів на фононах та пружним розсіюванням електронів на межах та дефектах [56-58]. Збільшення параметра  $C_5$  зі зростанням  $\rho_0$  пов'язано, ймовірно, з наявністю у системі Fe-Ni, розглянутої в [38,45], важких домішок [43]. Величини параметрів  $C_3$

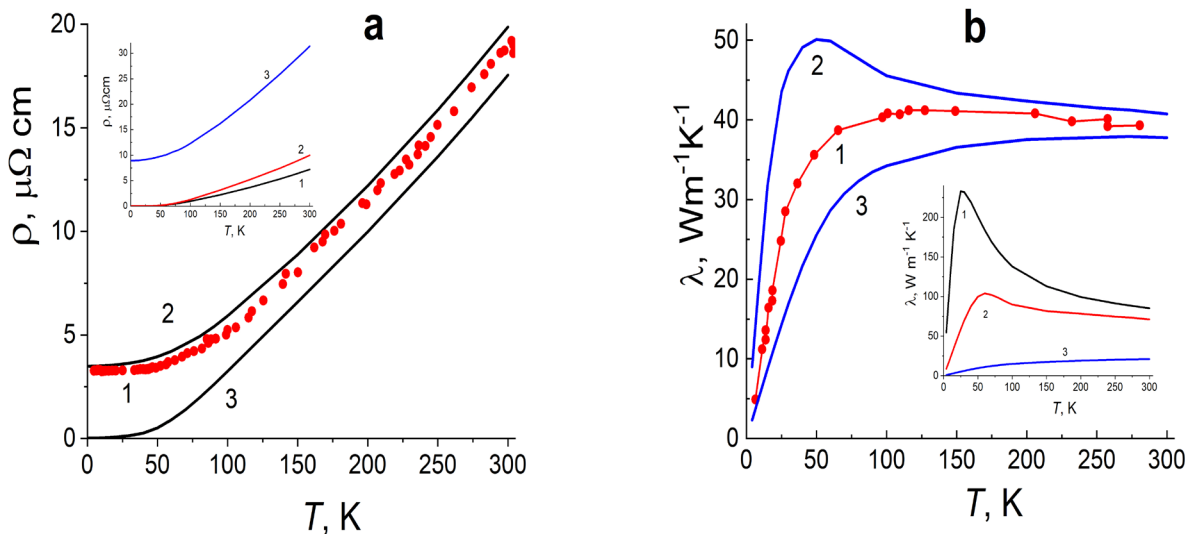


Рис. 8. Межі HS електроопору (а) та теплопровідності (б) електроконсолідованого еквіатомного композиту Fe-Ni. 1 – експеримент, 2 – верхня межа, 3 – нижня межа. На вставках – вихідні дані [56,57] для розрахунків за формулою (3). Вставка 1а:  $r(\text{Ni})$  – 1,  $r(\text{Fe})$  – 2,  $r(\text{Fe}_{51}\text{Ni}_{49})$  – 3. Вставка в 1б:  $l(\text{Ni})$  – 1,  $l(\text{Fe})$  – 2,  $l(\text{Fe}_{46}\text{Ni}_{51})$  – 3.

Fig. 8. HS limits of electrical resistance (a) and thermal conductivity (b) of electroconsolidated equiatomic Fe-Ni composite. 1 – experiment, 2 – upper limit, 3 – lower limit. The insets show the original data [56, 57] for calculations according to formula (3). Insert 1a:  $r(\text{Ni})$  – 1,  $r(\text{Fe})$  – 2,  $r(\text{Fe}_{51}\text{Ni}_{49})$  – 3. Insert in 1b:  $l(\text{Ni})$  – 1,  $l(\text{Fe})$  – 2,  $l(\text{Fe}_{46}\text{Ni}_{51})$  – 3.

близькі один до одного і від  $\rho_0$  не залежать.

Що стосується рекомендованих значень для металів Fe та Ni, то вони відносяться до матеріалів досить високої чистоти ( $\text{гг}_{\text{Fe}} \approx 440$  і  $\text{гг}_{\text{Ni}} \approx 1860$ ). Для цих даних параметри  $C_3$  дуже близькі один до одного, але приблизно втричі менші, ніж для системи Fe-Ni. доданок  $b_0 T^2$  виявилося необхідним лише при апроксимації  $\rho(T)$  для Ni.

Температури Дебая, визначені як параметр апроксимації залежностей  $\rho(T)$ , вище, ніж певні іншими способами (див. напр. [59]). Це може бути пов'язано з тією обставиною, що формула (2) є досить грубим наближенням, в якому враховано лише розсіювання електронів поздовжніми фононами [54].

В [53] були оцінені межі ефективних магнітної проникності макроскопічно однорідного та ізотропного багатофазного матеріалу, виходячи з відомих магнітних проникностей та об'ємних часток кожної із фаз. За аналогією отримані [53] результати справедливі також для діелектричної проникності, електропровідності, теплопровідності і коефіцієнта дифузії зазначених матеріалів.

Зазначимо, що найширші межі провідності багатофазної системи – найгірший випадок – дає паралельне та послідовне з'єднання фаз.

Отримані в [53] найбільш вузькі кордони у загальному випадку мають вигляд:

$$\sigma_l^* \geq \sigma_l + \frac{A_l}{1 - A_l (3\sigma_l)};$$

$$A_l = \sum_{t=2}^n \frac{v_t}{(\sigma_t - \sigma_l)^{-1} + (3\sigma_l)^{-1}} \quad (3)$$

$$\sigma_m^* \leq \sigma_m + \frac{A_m}{1 - A_m (3\sigma_m)};$$

$$A_m = \sum_{t=2}^n \frac{v_t}{(\sigma_t - \sigma_m)^{-1} + (3\sigma_m)^{-1}} \quad (4)$$

Тут індекси  $t$  ( $t=1, 2, 3, \dots, n$ ) нумерує фази у порядку (наприклад) зростання провідності, тобто від

$$s_l \text{ до } s_m; v_t - \text{об'ємна частка фази } t, \sum_{t=1}^n v_t = 1.$$

Для двофазних матеріалів без значного розсіювання на міжфазних межах отримані межі виражаються безпосередньо через провідності та об'ємні частки складових фаз [53, 54]:

$$\sigma_l^* = \sigma_l + \frac{v_2}{\frac{1}{\sigma_2 - \sigma_1} + \frac{v_1}{3\sigma_1}} u$$

Таблиця  
 Параметри апроксимації  $r(T)$  у інтервалі 4.2–300 К для еквіатомної системи FeNi, а також Ni та Fe, рівняннями (1)-(2)

Table  
 Approximation parameters  $r(T)$  in the range 4.2–300 K for the equiatomic FeNi system, as well as Ni and Fe, by equations (1)-(2)

№	Склад	$\rho_0 \times 10^8$ Ом $\times$ м	$C_3 \times 10^8$ Ом $\times$ м	$C_5 \times 10^8$ Ом $\times$ м	$\theta$ , К	$b_0 \times 10^4$ , Ом $\times$ м/К <sup>2</sup>
1	Fe-Ni	3.26	75	0	624	0
2	FeNi [38]*	9	63	5.5	528	0.605
3	FeNi [45]	10.49	69	18.5	726	1.4
4	Fe [38]*	0.0225	22.4	47.9	587	0
5	Ni [38]*	0.0032	25.35	6.05	575	0.071

\* – рекомендовані значення

[53]:

$$\sigma_m^* = \sigma_m + \frac{v_1}{\frac{1}{\sigma_1 - \sigma_2} + \frac{v_2}{3\sigma_2}}, \quad s_1 < s_2. \quad (5)$$

У [55] ми досліджували електро- та теплопровідність електроконсолідованого композиту  $Fe_{0.5}Ni_{0.5}$  в інтервалі 4.2–300 К. Виявилось, що як електро-, так і теплопровідність зразка лежать нижче за криві для чистих Fe і Ni [56,57], але вище, ніж для сплаву  $Fe_{0.5}Ni_{0.5}$  [56-58]. Це означає, що міжчасткові кордону в композиті дають істотний внесок у розсіювання носіїв тепла та заряду, тобто електро- та теплопровідність зразка не можна описати формулою (5).

У [59] поверхня цього зразка була вивчена в растровому електронному мікроскопі, оснащеному детектором EDS характеристичного рентгенівського випромінювання. Це дозволило визначити просторове розподілення елементів Fe і Ni на поверхні зразка, і, за цими даними, оцінити коефіцієнт взаємної дифузії заліза та нікелю в цій системі при температурі електроконсолідації ( $\approx 1100^\circ\text{C}$ ).

Виявилось, що ширина дифузійної зони становить близько 60 мкм, що можна порівняти з початковими розмірами зерен Fe і Ni –  $\approx 200$  мкм. Тоді в грубому наближенні об'ємна частка чистих Fe і Ni становить  $\approx 30\%$ , тобто міжчасткове середовище не тільки робить істотний внесок в електро- і теплопір, але і займає 2/3 обсягу зразка.

Таким чином, композит  $Fe_{0.5}Ni_{0.5}$  після електроконсолідації стає трифазною системою та його провідності слід описувати за формулами (3) для  $n=3$ .

Позначаючи через  $s_b$  провідність міжчасткового середовища, маючи провідність у порядку зростання –  $s_1 < s_2 < s_3$ , тобто  $s_b < s_{Fe} < s_{Ni}$  й використав (3), маємо

$$\sigma_l^* = \sigma_b + \frac{A_b}{1 - A_b (3\sigma_b)},$$

$$A_b = \frac{v_{Fe}}{\frac{1}{\sigma_{Fe} - \sigma_b} + \frac{1}{s\sigma_b}} + \frac{v_{Ni}}{\frac{1}{\sigma_{Ni} - \sigma_b} + \frac{1}{s\sigma_b}}; \quad (6)$$

$$\sigma_m^* = \sigma_N + \frac{A_N}{1 - A_N (3\sigma_N)},$$

$$A_N = \frac{v_b}{\frac{1}{\sigma_b - \sigma_{Ni}} + \frac{1}{s\sigma_{Ni}}} + \frac{v_{Fe}}{\frac{1}{\sigma_{Fe} - \sigma_{Ni}} + \frac{1}{s\sigma_{Ni}}} \quad (7)$$

Передбачається, що  $v_{Ni} = v_{Fe} \approx 0.17$ ;  $v_b \approx 0.66$  відповідно до розміру дифузійної зони.

Провідність міжчасткового середовища,  $s_b$ , нам не відома, і її слід вибрати так, щоб експериментальні дані – ефективні провідності системи – перебували всередині кордонів (6)-(7). Оскільки міжчасткове середовище формується за рахунок взаємної дифузії між частинками чистих Fe та Ni, природно припустити, що склад цього середовища відповідає складу сплаву  $Fe_{0.5}Ni_{0.5}$ .

На рис. 1 наведено межі (6)-(7) в інтервалі 4.2–300 К при  $s_{Ni}(T)$ ,  $s_{Fe}(T)$  і  $s_b(T)$ , взятим з [56,57], причому залежність  $r_b(T) = 1/s_b(T)$  відповідає складу  $Fe_{0.51}Ni_{0.49}$  [56], а залежність  $l(T)$  відповідає складу  $Fe_{46}Ni_{51}$  [57]. Відповідні експериментальні дані зображені точками. Видно, що у всьому дослідженому інтервалі температур експериментальні дані знаходяться в межах (6)-(7). На вставках наведено температурні залежності  $r_{Ni}(T) = 1/s_{Ni}(T)$ ,  $r_{Fe}(T) = 1/s_{Fe}(T)$ ,  $r_b(T) = 1/s_b(T)$  [7] і  $l_{Ni}(T)$ ,  $l_{Fe}(T)$  і  $l_b(T)$  [8], у відповідність з якими було проведено розрахунок за ф-лам (6)-(7).

Таким чином, межі Hashin-Shtrikman (формули (5)-(7)) можна використовувати для оцінки невідомої провідності однієї з фаз, якщо відомі об'ємні частки всіх фаз. Зазначені оцінки набувають особливого інтересу, якщо вони виконуються для кількох характеристик (наприклад, електро- та теплопровідність) [54] і в широкому інтервалі зміни будь-якого зовнішнього параметра (температури, тиску тощо).

### ВИСНОВКИ

Підсумовуючи отримані результати, можна сказати, що

- для зразка електроконсолідованого композиту Fe-Ni концентраційна залежність коефіцієнта взаємної дифузії компонентів отримана методом растрової електронної мікроскопії має максимум при вмісті нікелю на рівні  $\sim 70$  ат.%, тобто аналогічна концентраційна залежність коефіцієнта взаємної дифузії в сплавах Fe-N;

- значення коефіцієнта взаємної дифузії в електроконсолідованому композиті Fe-Ni істотно більше, ніж у сплаві аналогічного складу, що вказує на ймовірний вплив технології SPS (тиск і струм вздовж одного напрямку при консолідації) спільно з можливістю дифузії за межами частинок композиту;

- у зразків еквіатомної системи Fe-Ni, отриманих методом електроконсолідації, електричний опір виявився суттєво нижчим, а теплопровідність суттєво вищою, ніж у аналогічних зразків, отриманих плавленням;

- температурні залежності опору еквіатомної

системи Fe-Ni та металів Fe та Ni можуть бути з високою точністю апроксимовані співвідношеннями (1)-(2) у всьому інтервалі 4,2–300 К;

- розсіювання електронів на фонах обумовлено міжзонними s-d переходами;

- електронно-електронне розсіювання, як і розсіювання електронів на спинових хвилях відсутні;

- доданок  $b_0 T^2$  у системі Fe-Ni викликано інтерференцією між непружним розсіюванням електронів на фонах та пружним розсіюванням електронів на межах та дефектах.

- побудовані межі Hashin-Shtrikman для провідностей трифазної системи.

- експериментальні результати за температурними залежностями в інтервалі 4.2–300 К електричного опору та теплопровідності електроконсолідованого композиту Fe<sub>0.50</sub>Ni<sub>0.50</sub> знаходяться всередині цих кордонів, якщо третьою фазою вважати міжзерне середовище, яке є сплавом із середнім складом Fe<sub>0.50</sub>Ni<sub>0.50</sub>.

- зіставлення кордонів Hashin-Shtrikman з експериментальними результатами за різних температур дозволяє оцінювати невідомі провідності однієї з фаз.

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори повідомляють про відсутність конфлікту інтересів.

### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. E.A. Perigo, B. Weidenfeller, P. Kollar and J. Fuzer. Applied Physics Reviews, 5 031301 (2018).
2. O.V. Dobrovolskiy, M. Huth, V.A. Shklovskij and R.V. Vovk. Scientific Report, 7, 13740 (2017). <https://doi.org/10.1038/s41598-017-14232-z>.
3. A.L. Solovjov, E.V. Petrenko, L.V. Omelchenko, R.V. Vovk, I.L. Goulatis, A. Chroneos, Scientific Reports, 9, 9274 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-45286-w>
4. R.V. Vovk, A.L. Solovjov. Low Temperature Physics, 44, 81 (2018). <https://doi.org/10.1063/1.5020905>.
5. O.V. Dobrovolskiy, R. Sachser, T. Brächer, T. Fischer, V.V. Kruglyak, R.V. Vovk, V.A. Shklovskij, M. Huth, B. Hillebrands, and A.V. Chumak. Nature Physics. 15, 477 (2019).
6. M.A. Hadi, R.V. Vovk and A. Chroneos. Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 27, 11925-11933 (2016). <https://doi.org/10.1007/s10854-016-5338-z>
7. O.V. Dobrovolskiy, V.M. Bevez, M.Yu. Mikhailov, O.I. Yuzepovich, V.A. Shklovskij, R.V. Vovk,

### REFERENCES

1. E. E.A. Perigo, B. Weidenfeller, P. Kollar and J. Fuzer. Applied Physics Reviews, 5 031301 (2018).
2. O.V. Dobrovolskiy, M. Huth, V.A. Shklovskij and R.V. Vovk. Scientific Report, 7, 13740 (2017). <https://doi.org/10.1038/s41598-017-14232-z>
3. A.L. Solovjov, E.V. Petrenko, L.V. Omelchenko, R.V. Vovk, I.L. Goulatis, A. Chroneos, Scientific Reports, 9, 9274 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-45286-w>
4. R.V. Vovk, A.L. Solovjov. Low Temperature Physics, 44, 81 (2018). <https://doi.org/10.1063/1.5020905>
5. O.V. Dobrovolskiy, R. Sachser, T. Brächer, T. Fischer, V.V. Kruglyak, R.V. Vovk, V.A. Shklovskij, M. Huth, B. Hillebrands, and A.V. Chumak. Nature Physics. 15, 477 (2019).
6. M.A. Hadi, R.V. Vovk and A. Chroneos. Journal of Materials Science: Materials in Electronics, 27, 11925 (2016) <https://doi.org/10.1007/s10854-016-5338-z>
7. O.V. Dobrovolskiy, V.M. Bevez, M.Yu. Mikhailov, O.I. Yuzepovich, V.A. Shklovskij, R.V. Vovk,

- M.I. Tsindlekht, R. Sachser, and M. Huth. Nature Communications, 9, 4927 (2018). <https://doi.org/10.1038/s41467-018-07256-0>.
8. A.L. Solovjov, L.V. Omelchenko, E.V. Petrenko, R.V. Vovk, V.V. Khotkevych, and A. Chroneos. Scientific Reports, 9, 20424 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-55959-1>
9. N. Kuganathan, A. Kordatos, M.E. Fitzpatrick, R.V. Vovk, A. Chroneos. Solid State Ionics, 327, 93 (2018).
10. N. Kuganathan, P. Iyngaran, R. Vovk, and A. Chroneos. Scientific Reports, 9, 4394 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-40878-y>
11. Li A., Zhu Z., Liu Y., Hu J. Materials Research Bulletin, 110845 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2020.110845>
12. Nagayama T., Yamamoto T., Nakamura T. In SID Symposium Digest of Technical Papers (v. 48, № 1, p. 527), 37, 3 (2017, May). <https://doi.org/10.1002/sdtp.11692>
13. Liu J., Liu H., Tian X., Yang H., & Hao J. Journal of Alloys and Compounds, 822, 153708 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153708>
14. Chen T., Yu J., Ma C., Bikane K., & Sun L. Chemosphere, 248, 125964 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2020.125964>
15. Cai N., Yang H., Zhang X., Xia S., Yao. D., Bartocci P., & Williams P.T. Waste Management, 109, 119-126 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2020.05.003>
16. Zhang Z., Cong L., Yu Z., Qu L., & Huang W. Materials Today Energy, 16, 100387 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.mtener.2020.100387>
17. Wu Y., Yi Y., Sun Z., Sun H., Guo T., Zhang M., ... & Sun J. Chemical Engineering Journal, 390, 124515 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.cej.2020.124515>
18. Fan A., Qin C., Zhang X., Yang J., Ge J., Wang S., ... & Dai X. Journal of Materials Chemistry A, 7 (42), 24347-24355 (2019). <https://doi.org/10.1039/C9TA08594G>
19. Zhang G., Wang G., Liu H., Qu J., & Li J. Nano Energy, 43, 359-367 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2017.11.035>
20. Ji L., Zhang L., Yang X., Zhu X., & Chen L. Dalton Transactions, 49(13), 4146 (2020). <https://doi.org/10.1039/D0DT00230E>
21. Gao S., Wang H., Wang X., Liu H., He T., Wang Y., ... & Yan M. Journal of Alloys and Compounds, 154631 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154631>
22. Sarkar S., Biswas A., Purkait T., Das M., Kamboj N., & Dey R. S. Inorganic Chemistry, 59(7), 5194-5205 (2020). <https://doi.org/10.1021/acs.inorgchem.0c00446>
23. Zhu X., Zhang D., Chen C.J., Zhang Q., Liu R.S., Xia Z., ... & Lu X. Nano Energy, 71, 104597 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.104597>
24. Goto S., Kura H., Watanabe E., Hayashi Y., Yanagihara H., Shimada Y., ... & Kita E. Scientific reports, 7(1), 1-7 (2017). <https://doi.org/10.1038/s41598-017-13562-2>
25. Kurichenko V.L., Karpenkov D.Y., Karpenkov A.Y., Lyakhova M.B., & Khovaylo V.V. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 470, 33 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmms.2019.03.003>
- M.I. Tsindlekht, R. Sachser, and M. Huth. Nature Communications, 9, 4927 (2018). <https://doi.org/10.1038/s41467-018-07256-0>
8. A.L. Solovjov, L.V. Omelchenko, E.V. Petrenko, R.V. Vovk, V.V. Khotkevych, and A. Chroneos. Scientific Reports, 9, 20424 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-55959-1>
9. N. Kuganathan, A. Kordatos, M.E. Fitzpatrick, R.V. Vovk, A. Chroneos. Solid State Ionics, 327, 93 (2018).
10. N. Kuganathan, P. Iyngaran, R. Vovk, and A. Chroneos. Scientific Reports, 9, 4394 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41598-019-40878-y>
11. Li A., Zhu Z., Liu Y., Hu J. Materials Research Bulletin, 110845 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2020.110845>
12. Nagayama T., Yamamoto T., Nakamura T. In SID Symposium Digest of Technical Papers (v. 48, № 1, p. 527), 37, 3 (2017, May). <https://doi.org/10.1002/sdtp.11692>
13. Liu J., Liu H., Tian X., Yang H., & Hao J. Journal of Alloys and Compounds, 822, 153708 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153708>
14. Chen T., Yu J., Ma C., Bikane K., & Sun L. Chemosphere, 248, 125964 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2020.125964>
15. Cai N., Yang H., Zhang X., Xia S., Yao. D., Bartocci P., & Williams P.T. Waste Management, 109, 119 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.wasman.2020.05.003>
16. Zhang Z., Cong L., Yu Z., Qu L., & Huang W. Materials Today Energy, 16, 100387 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.mtener.2020.100387>
17. Wu Y., Yi Y., Sun Z., Sun H., Guo T., Zhang M., ... & Sun J. Chemical Engineering Journal, 390, 124515 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.cej.2020.124515>
18. Fan A., Qin C., Zhang X., Yang J., Ge J., Wang S., ... & Dai X. Journal of Materials Chemistry A, 7 (42), 24347 (2019). <https://doi.org/10.1039/C9TA08594G>
19. Zhang G., Wang G., Liu H., Qu J., & Li J. Nano Energy, 43, 359 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2017.11.035>
20. Ji L., Zhang L., Yang X., Zhu X., & Chen L. Dalton Transactions, 49(13), 4146 (2020). <https://doi.org/10.1039/D0DT00230E>
21. Gao S., Wang H., Wang X., Liu H., He T., Wang Y., ... & Yan M. Journal of Alloys and Compounds, 154631 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154631>
22. Sarkar S., Biswas A., Purkait T., Das M., Kamboj N., & Dey R. S. Inorganic Chemistry, 59(7), 5194 (2020). <https://doi.org/10.1021/acs.inorgchem.0c00446>
23. Zhu X., Zhang D., Chen C.J., Zhang Q., Liu R.S., Xia Z., ... & Lu X. Nano Energy, 71, 104597 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.nanoen.2020.104597>
24. Goto S., Kura H., Watanabe E., Hayashi Y., Yanagihara H., Shimada Y., ... & Kita E. Scientific reports, 7(1), 1-7 (2017). <https://doi.org/10.1038/s41598-017-13562-2>
25. Kurichenko V.L., Karpenkov D.Y., Karpenkov A.Y., Lyakhova M.B., & Khovaylo V.V. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 470, 33 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmms.2019.03.003>



- and Magnetic Materials, 470, 33-37 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2017.11.040>
26. Bernard F.Le Gallet S., Spinassou N., Paris S., Gaffet E., Woolman J.N., and Munir Z.A. Science of Sintering, 36, 155 (2004).
  27. Скороход В.В., Рагуля А.В. Порошковая металлургия, 3-4, 3 (1994).
  28. Bourell D.L., Groza J.R. Powder Metallurgy. ASM Handbook, 7, 504 (1998).
  29. Гегузин Я.Е. Физика спекания. 2-е изд. перераб. и доп., М.: Наука (1984), 312 с.
  30. V.Y. Kodash, J.R. Groza, K.C. Cho, B.R. Klotz, R.J. Dowding. Materials Science and Engineering A 385, 367(2004). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.075>
  31. Aslan E, Camuşcu N. and Birgören B. Materials & Design. 28, 5, 1618 (2007). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.02.006>
  32. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах, М.: Металлургия (1978), 248 с.
  33. Kohn A., Levasseur J., Philibert J., and Wanin M. Acta Met., 18, 163 (1970). [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(70\)90080-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(70)90080-5)
  34. Угасте Ю.Э., Коденцов А.А. и ван Лоо Ф. The Physics of Metals and Metallography, 88(6), 88 (1999). <https://www.researchgate.net/publication/279625762>
  35. Badia M., Interdiffusion of Fe and the Transition Metals, Ph.D. Thesis, Univ. Nancy France (1969), 85 p.
  36. J.I. Goldstein, R.E. Hanneman and R.E. Ogilvie, Trans. metall. Soc. AMIE, 233, 812 (1965).
  37. Berman R. Thermal Conduction of Solids. Clarendon Press. Oxford. 1976.
  38. Ho C.Y. et al. J. Phys. Chem. Ref. Data 12, 183 (1983).
  39. Ho C.Y., Ackerman M.W., Wu K.Y., Oh S.G. & Havill T.N. J. Phys. Chem. Ref. Data 7, 959 (1978).
  40. А. М. Ермолаев, Б. А. Мерисов, В.И. Хоткевич, ФММ, 24,1104 (1967).
  41. Б.А. Мерисов, Г.Я. Хаджай, П.Н. Вьюгов, О.Е. Кожевников. Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 33, 301 (2011).
  42. В.А. Перваков. Низкотемпературная теплопроводность металлов с дефектами. Харьков: Гос. спец. изд-во «Основа». 1993.
  43. Ю. Каган, А. П. Жернов, ЖЭТФ, 50,1107 (1966).
  44. А. М. Ермолаев, ФММ, 23, 813 (1967).
  45. Jin K., Sales B., Stocks G. et al. Sci Rep., 6, 20159 (2016). <https://doi.org/10.1038/srep20159>
  46. Rossiter P.L. The Electrical Resistivity of Metals and Alloys. Cambridge University Press, 1987.
  47. Z. Hashin and S. Shtrikman. J. Appl. Phys., 33, 3125 (1962).
  48. Wilson A.H. Proc. Roy. Soc. (London) A 167, 580–593 (1938).
  49. L. Colquitt. Journal of applied Physics, 36, 8 (1965).
  50. G.W. Webb. Phys. Rev., 181, 1127 (1969).
  51. Banerjee S. & Raychaudhuri A.K. Phys. Rev. B 50, 8195 (1994).
  52. Kao Y. et al. J. Alloy. Comp. 509, 1607–1614 (2011).
  26. Bernard F.Le Gallet S., Spinassou N., Paris S., Gaffet E., Woolman J.N., and Munir Z.A. Science of Sintering, 36, 155 (2004).
  27. Skorokhod V.V., Ragulya A.V. Powder metallurgy, 3-4, 3(1994). (In Russian).
  28. Bourell D.L., Groza J.R. Powder Metallurgy. ASM Handbook. 7, 504 (1998).
  29. Geguzin Ya.E. Physics of sintering. 2nd ed., processed and additional, М.: Science (1984), 312 p. (In Russian).
  30. V.Y. Kodash, J.R. Groza, K.C. Cho, B.R. Klotz, R.J. Dowding. Materials Science and Engineering A 385, 367 (2004). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.075>
  31. Aslan E, Camuşcu N. and Birgören B. Materials & Design. 28, Is. 5, 1618 (2007). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.02.006>
  32. Bokshtein B.S. Diffusion in metals, М.: Metallurgy (1978), 248 p. (In Russian).
  33. Kohn A., Levasseur J., Philibert J., and Wanin M. Acta Met., 18, 163 (1970). [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(70\)90080-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(70)90080-5)
  34. Ugaste Yu.E., Kodentsov A.A. and van Loo F. The Physics of Metals and Metallography, 88(6), 88 (1999). (In Russian). <https://www.researchgate.net/publication/279625762>
  35. Badia M., Interdiffusion of Fe and the Transition Metals, Ph.D. Thesis, Univ. Nancy, France (1969), 85 p. (In French)
  36. J.I. Goldstein, R.E. Hanneman and R.E. Ogilvie, Trans. metall. Soc. AMIE, 233, 812 (1965).
  37. Berman R. Thermal Conduction of Solids. Clarendon Press. Oxford. 1976.
  38. Ho C.Y. et al. J. Phys. Chem. Ref. Data 12, 183 (1983).
  39. Ho C.Y., Ackerman M.W., Wu K.Y., Oh S.G. & Havill T.N. J. Phys. Chem. Ref. Data 7, 959 (1978).
  40. A.M. Ermolaev, B.A. Merisov, V.I. Khotkevich, FMM, 24, 1104 (1967).
  41. B.A. Merisov, G.Ya. Khadzhai, P.N. Vyugov, O.E. Kozhevnikov. Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 33, 301 (2011).
  42. V.A. Pervakov. Low-temperature thermal conductivity of metals with defects. Kharkov: State. specialist. publishing house «Osнова». (1993).
  43. Yu. Kagan, A.P. Zhernov, ЖЭТФ, 50, 1107 (1966).
  44. A.M. Ermolaev, FMM, 23, 813 (1967).
  45. Jin K., Sales B., Stocks G. et al. Sci Rep 6, 20159 (2016). <https://doi.org/10.1038/srep20159>
  46. Rossiter P.L. The Electrical Resistivity of Metals and Alloys. Cambridge University Press, 1987.
  47. Z. Hashin and S. Shtrikman. J. Appl. Phys., 33, 3125 (1962).
  48. Wilson A.H. Proc. Roy. Soc. (London) 167, 580–593 (1938).
  49. L. Colquitt. Journal of applied Physics, 36, 8 (1965).
  50. G.W. Webb. Phys. Rev. 181, 1127 (1969).
  51. Banerjee S. & Raychaudhuri A.K. Phys. Rev. B 50, 8195 (1994).
  52. Kao Y. et al. J. Alloy. Comp. 509, 1607–1614 (2011).

52. Kao Y. et al. *J. Alloy. Comp.* 509, 1607 (2011).
53. О.А. Гавренко, Б.А. Мерисов, Г.Я. Хаджай. *Металлофизика*, 17, 11, 51 (1995).
54. J.M. Ziman. *Electrons and Phonons. The Theory of Transport Phenomena in Solids.* Oxford at the Clarendon Press, 1960.
55. N.V. Volkenshtein, V.P. Dyakina, and V.E. Startsev. *Phys. Stat. Sol. (b)* 57, 9 (1973).
56. J.-F. Lin and J.P Bird, L. Rotkina, A. Sergeev and V. Mitin. *App. Phys. Lett.*, 84, 19, 3828 (2004).
57. S.S. Yeh, J.J. Lin, Jing Xiunian, Zhang Dianlin. *Phys. Rev. B*, 72, 024204 (2005).
58. M.Yu. Reizer and A.V. Sergeev. *Zh. Eksp. Teor. Fiz.* 92, 2291 (1987) [*Sov. Phys. JETP* 65 (6), 1291 (1987)].
59. Y. Tanji. *Journal of the Physical Society of Japan*, 30, 1, 133 (1971).
60. Bernard F.Le, Gallet S., Spinassou N., Paris S., Gaffet E., Woolman J.N., and Munir Z.A. *Science of Sintering.*, 36, 155 (2004).
61. Bourell D.L., Groza J.R. *Powder Metallurgy.* ASM Handbook, 7, 504 (1998).
62. Aslan E, Camuşcu N. and Birgören B. *Materials & Design*, 28, Is. 5, 1618 (2007). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.02.006>
63. Z. Hashin, S. Shtrikman. *Journal of Applied Physics* 33, 10, 3125 (1962). <https://doi.org/10.1063/1.1728579>
64. P.L. Rossiter. Cambridge University Press, 1987. doi:10.1017/CBO9780511600289
65. Г. Хаджай, С. Вовк, Р. Вовк, Э. Геворкян, Н. Зубенко, М. Кислиця, В. Чишкала, А. Феһер, Р. Кollar, J. Fuzer. *ФНТ*, 46, 9, 1110 (2020).
66. Ho C.Y. et al. *J. Phys. Chem. Ref. Data* 12, 183 (1983).
67. Ho C.Y., Ackerman M.W., Wu K.Y., Oh S.G. & Havill T.N. *J. Phys. Chem. Ref. Data* 7, 959 (1978).
68. Jin K., Sales B., Stocks G. et al. *Sci Rep.*, 6, 20159 (2016). <https://doi.org/10.1038/srep20159>
69. V.V. Bogdanov, R.V. Vovk, S.V. Dukarov, M.V. Kislitsa, S.I. Petrushenko, V.N. Sukhov, G.Ya. Khadzhai, Y.L. Goulatis, S.R. Vovk, E.S. Gevorkyan, A. Feher, P. Kollar, J. Fuzer, J.N. Latošinska. *Acta Physica Polonica*, 139, 1, 62 (2021).
53. O.A. Gavrenko, B.A. Merisov, G.Ya. Hajay. *Metal physics*, 17, 11, 51 (1995). (In Russian).
54. J.M. Ziman. *Electrons and Phonons. The Theory of Transport Phenomena in Solids.* Oxford at the Clarendon Press, 1960.
55. N.V. Volkenshtein, V.P. Dyakina and V.E. Startsev. *Phys. Stat. Sol. (b)*, 57, 9 (1973).
56. J.-F. Lin and J.P Bird, L. Rotkina, A. Sergeev and V. Mitin. *App. Phys. Lett.*, 84, 19, 3828 (2004).
57. S.S. Yeh, J.J. Lin, Jing Xiunian, Zhang Dianlin. *Phys. Rev.*, B 72, 024204 (2005).
58. M.Yu. Reizer and A.V. Sergeev. *Zh. Eksp. Teor. Fiz.* 92, 2291 (1987) [*Sov. Phys. JETP* 65 (6), 1291 (1987)].
59. Y. Tanji. *Journal of the Physical Society of Japan*, 30, 1, 133 (1971).
60. Bernard F.Le, Gallet S., Spinassou N., Paris S., Gaffet E., Woolman J.N., and Munir Z.A. *Science of Sintering.*, 36, 155 (2004).
61. Bourell D.L., Groza J.R. *Powder Metallurgy.* ASM Handbook, 7, 504 (1998).
62. Aslan E, Camuşcu N. and Birgören B. *Materials & Design*. 28, 5, 1618 (2007). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.02.006>
63. Z. Hashin, S. Shtrikman. *Journal of Applied Physics* 33, 10, 3125 (1962). <https://doi.org/10.1063/1.1728579>
64. P.L. Rossiter. Cambridge University Press, 1987. doi:10.1017/CBO9780511600289
65. G. Khadzhay, S. Vovk, R. Vovk, E. Gevorkyan, N. Zubenko, M. Kislitsa, V. Chishkala, A. Feher, P. Kollar, J. Fuzer. *FNT*, 46, 9, p. 1110 (2020). (In Russian).
66. Ho C.Y. et al. *J. Phys. Chem. Ref. Data* 12, 183 (1983).
67. Ho C.Y., Ackerman M.W., Wu K.Y., Oh S.G. & Havill T.N. *J. Phys. Chem. Ref. Data* 7, 959 (1978).
68. Jin K., Sales B., Stocks G. et al. *Sci Rep.*, 6, 20159 (2016). <https://doi.org/10.1038/srep20159>
69. V.V. Bogdanov, R.V. Vovk, S.V. Dukarov, M.V. Kislitsa, S.I. Petrushenko, V.N. Sukhov, G.Ya. Khadzhai, Y.L. Goulatis, S.R. Vovk, E.S. Gevorkyan, A. Feher, P. Kollar, J. Fuzer, J.N. Latošinska. *Acta Physica Polonica*, 139, 1, 62 (2021).

PROCESSES OF CHARGE, MASS AND HEAT TRANSFER IN FENI COMPOSITE

L.O. Pashchenko<sup>1</sup>, V.V. Bogdanov<sup>1</sup>, R.V. Vovk<sup>1</sup>, S.V. Dukarov<sup>1</sup>, M.V. Kyslytsia<sup>1</sup>,  
S.I. Petrushenko<sup>1</sup>, V.M. Sukhov<sup>1</sup>, G.Ya. Hadzhai<sup>1</sup>, I.L. Gulatis<sup>1</sup>, E.S. Gevorkyan<sup>2</sup>,  
S.R. Vovk<sup>2,3</sup>, A. Feher<sup>3</sup>, Junyi Du<sup>4</sup>, J.N. Latosińska<sup>5</sup>

<sup>1</sup>*V.N. Karazin Kharkiv National University, 4 Svobody Sq., Kharkiv 61022, Ukraine*

<sup>2</sup>*Ukrainian State University of Railway Transport, 7 Feierbakh Sq., Kharkiv 61050, Ukraine*

<sup>3</sup>*Centre of Low Temperature Physics, Faculty of Science, P.J. Safarik University, Park Angelinum 9,  
041 54 Kosice, Slovakia*

<sup>4</sup>*School of Mathematical Sciences, Luoyang Normal University, Luoyang 471934, China*

<sup>5</sup>*Adam Mickiewicz University, Umultowska 85, 61-614 Poznan, Poland*

[rvvovk2017@gmail.com](mailto:rvvovk2017@gmail.com)

Submitted August 28, 2022; Revised September 29, 2022; Accepted October 25, 2022

The paper presents a study of the processes of mutual diffusion in the binary system Fe - Ni (obtained by the electrocondensation of nickel and iron powders) by the method of X-ray energy dispersive spectroscopy, as well as the processes of thermal and electrical conductivity in the temperature range of 5-300 K. Well-separated regions of almost pure iron and nickel were revealed. The nickel content, estimated by the concentration dependence of the mutual diffusion coefficient, which determines the kinetics of the process of homogenization of the electroconsolidated sample of the Fe - Ni composite, was ~ 70 at. %. The value of the mutual diffusion coefficient of the electroconsolidated Fe - Ni composite is significantly higher than that of an alloy of a similar composition, which is probably the result of the influence of SPS technology (pressure and current in one direction during consolidation), as well as a significant contribution of grain boundary diffusion mass transfer in the composite. It was established that the electrical and thermal conductivity of the electroconsolidated sample is significantly higher than that of samples of the same composition obtained by melting. It was found that the temperature dependence of the electrical resistance of the electroconsolidated sample in the studied interval of 5-300 K is due to the scattering of electrons on defects and on phonons, and the scattering of electrons on phonons can be approximated with high accuracy by the Bloch-Gruneisen-Wilson ratio. The paper shows that the experimental data on the temperature dependence of the effective electrical resistance and thermal conductivity in the range 4.2-300 K of the electroconsolidated Fe<sub>0.50</sub>Ni<sub>0.50</sub> composite are within the Hashin-Shtrikman limits for the conductivities of a three-phase system. The components of the system are pure Fe and Ni, and the intergranular medium in the form of an alloy with an average composition close to Fe<sub>0.50</sub>Ni<sub>0.50</sub> is considered as the third phase.

**Keywords:** *electroconsolidated composite, low temperatures, electrical resistance, thermal conductivity, Hashin-Shtrikman limits, three-phase system, intergranular environment.*



Original article

In print article

<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-02>

UDC 681.7.062(062)+681.7.013.6(062)

## ОДНОВИМІРНЕ МАСШТАБУВАННЯ ЗОБРАЖЕННЯ ЗА ДОПОМОГОЮ ВІДБИВАЮЧОЇ РЕНТГЕНІВСЬКОЇ МАСКИ

В.С. Чумак

[chumak.vytalyi@gmail.com](mailto:chumak.vytalyi@gmail.com)

<https://orcid.org/0000-0002-7268-1103>

*Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут» Україна, 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2*

С. Передков

<https://orcid.org/0000-0002-5816-9015>

*Max-Planck-Institute Für Chemische Energiekonversion; Stiftstrasse 34 – 36, 45470 Mülheim an der Ruhr; Germany, Nordrhein-Westfalen*

В.В. Кондратенко

<https://orcid.org/0000-0002-9194-9304>

*Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут» Україна, 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2*

І.А. Копилець

<https://orcid.org/0000-0002-8906-5155>

*Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут» Україна, 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2*

Ю.П. Першин

<https://orcid.org/0000-0001-9092-0078>

*Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут» Україна, 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2*

Надійшла до редакції 08 вересня 2022 р. Переглянуто 19 жовтня 2022 р.

Прийнято до друку 21 жовтня 2022 р.

У роботі розглянуто питання мініатюризації шаблонних зображень з використанням рентгенівського випромінювання. Метод зменшення оснований на тому, що рентгенівське випромінювання направляють на певний шаблон, що відбиває рентгенівське випромінювання, під гострим кутом та ресструють одновимірно стиснене зображення на площині, не паралельній площині шаблону. Перевагою такого методу стиснення зображень є відносна простота в його реалізації. В роботі запропоновано застосування рентгенівських багат шарових дзеркал як відбиваючих рентгенівських масок (ВРМ) для одновимірного стиснення зображень. Контроль структурних параметрів багат шарових дзеркал проводився на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3М. Шаблон ВРМ було сформовано методом наплення поглинаючого шару WС товщиною ~0,2 мкм через певний трафарет на поверхню багат шарового дзеркала. Проведено випробування ВРМ із дзеркалами на основі пари матеріалів WС/Si у синхротронному випромінюванні (1~3,5 нм). Отримано 14-кратне стиснення відбивних сегментів ВРМ розміром ~50 мкм. Теоретично показана принципова можливість отримання стиснення відбиваючих сегментів до субмікронних розмірів.

**Ключові слова:** рентгенівське багат шарове дзеркало, відбивна рентгенівська маска, стиснення зображення.

**Як цитувати:** Чумак В.С., Передков С., Копилець І.А., Кондратенко В.В., Першин Ю.П. Одновимірне масштабування зображення за допомогою відбиваючої рентгенівської маски. Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика». Вип. 37, 2022; 21-29. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-02>

©Чумак В.С., Передков С., Копилець І.А., Кондратенко В.В., Першин Ю.П., 2022

Open Access. This article is licensed under a Creative Commons Attribution 4.0 <http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>

**In cites:** Chumak V.S., Peredkov S., Kopylets I.A., Kondratenko V.V., Pershin Yu.P. One-dimensional image scaling with a reflecting X-ray mask. The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University. Series "Physics" Iss. 37, 2022; 21-29. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-02> (in Ukrainian)

## ВСТУП

Використання екстремального ультра-фіолетового (ЕУФ) випромінювання ( $\lambda$ : 10-124 нм) є актуальним методом отримання зображень, оскільки можна отримати вищу роздільну здатність порівняно з УФ. В даний час ЕУФ-літографія стає альтернативним методом створення інтегральних мікросхем, власне інтегральних наносхем, оскільки з її допомогою можна отримати розміри окремих елементів  $\sim 10$  нм і навіть менше [1, 2]. Рентгенівське випромінювання (як м'яке:  $\lambda < 10$  нм, так і жорстке:  $\lambda < 0,2$  нм) має ще коротшу довжину хвилі, і його також можна використовувати для отримання зображень [3,4] і для подальшого розвитку техніки рентгенівської літографії.

Багатошарові дзеркала є ключовими оптичними елементами в багатьох застосуваннях ЕУФ та рентгенівських променів для їх відбиття, поляризації, колімації, дисперсії та контролю з високою ефективністю [5,6]. В даний час технологія їх виготовлення досить добре відпрацьована як на плоских, так і на фігурних підкладках з коефіцієнтами відбиття в десятки відсотків, включаючи нормальне падіння рентгенівського випромінювання.

Раніше для проекційної ЕУФ-літографії ( $\lambda \sim 12,4$  нм) були виготовлені та випробувані плоскі відбиваючі маски [7] на основі багатошарового ЕУФ дзеркала Mo/Si ( $d \sim 7,5$  нм,  $R \sim 54\%$ ). Вони були виготовлені за допомогою реактивного іонного травлення. Маски опромінювали несфокусованим білим синхротронним випромінюванням при майже нормальному падінні (кут нахилу  $\theta \approx 60^\circ$ ). Найменший розмір отриманих елементів у фоторезисті, розташованому на відстані  $\sim 7$  мм від маски, становив  $\sim 8$  мкм. Недоліком методики є відносно велика довжина хвилі, що призводить до помітних дифракційних ефектів навіть на невеликих відстанях від маски, а також необхідність використання вакуумної камери, оскільки випромінювання з такою довжиною хвилі поглинається в повітрі.

У літературі також описано отримання одновимірного масштабування зображення для золотої сітки (прозора комірка розміром  $25 \times 25$  мкм) у жорсткому рентгенівському діапазоні (випромінювання  $\text{NiK}\alpha_1$  та  $\text{CuK}\alpha_1$ ) [8] з використанням асиметричного Бреґівського відбиття кристалом. Для цього використовувалася монокристал алмазу з відбивними площинами (220), розташованими під кутом  $\alpha \approx 35,3^\circ$  до поверхні. Стиснене зображення записувалося на фотопластинку, розташовану на відстані  $\sim 2$  мм. Цим методом було отримано зображення з субмікронною роздільною здатністю. Основним недоліком цього методу є низька інтегральна відбивна здатність

монокристалів (повна ширина на половині максимуму  $\Delta\theta \leq 0,01^\circ$  [9]) порівняно з багатошаровими дзеркалами ( $\Delta\theta \leq 1^\circ$  [9]); в результаті для запису зображення потрібна була тривала витримка.

У цій роботі використано переваги обох схем: багатошарова маска з високою інтегральною відбивною здатністю, аналогічною [7], і короткохвильове рентгенівське випромінювання ( $\lambda < 0,4$  нм), щоб зменшити вплив дифракційних ефектів і отримати розміри елементів зображення якомога ближче до 1 мікрона.

## МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ

Для виготовлення відбиваючих рентгенівських масок використовували підкладки з термopolірованого скла із середньоквадратичною шорсткістю 0,3-0,5 нм. WC/Si багатошарові рентгенівські дзеркала (БРД) були нанесені на підкладки методом магнетронного розпилення. Такі БРД мають відносно гладкі межі розділу [10] і, отже, мають невелику частку недзеркального компонента розсіювання. Крім того, їх можна виготовити за допомогою стандартної процедури травлення. Період БРД становив  $d \sim 2,5$  нм, а кількість бі-шарів становила 201, щоб отримати помірну ширину першого Бреґівського піку. Співвідношення товщин шарів у періоді БРД було близьким до 1 для подавлення другої гармоніки БРД.

Структурні параметри багатошарових дзеркал атестовано на рентгенівському дифрактометрі (ДРОН-3М). Кремнієвий монохроматор [(110) Si] був встановлений перед дзеркалом для виокремлення випромінювання  $\text{CuK}\alpha_1$  ( $\lambda = 0,154$  нм) з безперервного рентгенівського спектру рентгенівської трубки.

Невідбиваючий шаблонна поверхні багатошарового дзеркала був сформований за допомогою поглинаючого шару вольфраму товщиною  $\sim 0,2$  мкм, нанесеного через певний трафарет, покритого тонким шаром кремнію зверху для захисту шару вольфраму від окислення.

Як джерело рентгенівського випромінювання в експериментах використовувався синхротрон. На маску направлялося «біле» випромінювання від синхротрона MAX II (Лунд, Швеція). Розбіжність променю в горизонтальній площині становила  $\sim 0,2$  мрад ( $\sim 0,01^\circ$ ), у вертикальній площині  $\sim 6$  мрад ( $\sim 0,3^\circ$ ).

Для фіксації зображень використовували фоторезист SU-8. Отримані зображення досліджували на скануючому електронному мікроскопі PEMMA-101A (Суми, Україна).

## ТЕОРЕТИЧНИЙ ВСТУП

Ідея використання відбиваючої рентгенівської

маски (ВРМ) для масштабування зображення базується на тому факті, що один із видимих розмірів ( $t_v$ ) будь-якого плоского об'єкта менший за його вихідний розмір ( $t_r$ ) під будь-яким кутом огляду, крім нормальних ( $\theta$ ) (рис. 1). Ці параметри взаємопов'язані: чим менше кут огляду, тим менше видимий розмір плоского предмета. Якщо нанести на поверхню такого об'єкта нанорозмірне багат шарове дзеркало і нанести на нього візерунок, то воно буде здатне відбивати рентгенівські промені і являти собою відбиваючу рентгенівську маску. Отже, якщо ми направимо рентгенівське випромінювання на відбиваючу візерункову поверхню під певним кутом нахилу, ми завжди отримаємо візерунок, стиснутий в одному вимірі у відбитому промені.

Креслення конструкції ВРМ і схема його застосування показані на рис. 2. Відбиваюча рентгенівська маска являє собою багат шарове дзеркало на гладкій підкладці, частина якого може відбивати вибірково за заданим візерунком. Наприклад, маска на рис. 2 має смугасту або ґратчасту структуру.

У процесі освітлення рентгенівський пучок направляється на маску і відбивається тільки вільною поверхнею багат шарового дзеркала. Якщо площина реєструючого середовища (РС) не паралельна площині ВРМ, то матиме місце одновимірне стиснення. При лінійному розмірі,  $t_r$  відбиваючого сегмента, на поверхні ВРМ, максимальне стиснення,  $S$ , сегментів маски спостерігається в площині, перпендикулярній до

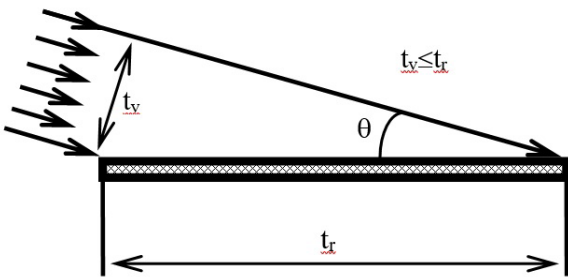


Рис. 1. Макет, що демонструє принцип одновимірного стиснення.

Fig. 1. Layout showing the principle of one-dimensional compression.

відбитого променя рентгенівського випромінювання і дорівнює:

$$C = \frac{t_v^*}{t_r} \sim \sin \theta \quad (1)$$

де  $t_v^*$  є фактичним розміром відбитка в площині РС.

Оскільки цікавим є випадок, коли зображення можна стиснути до мікронних або навіть субмікронних розмірів, необхідно зробити оцінку можливих дифракційних ефектів. Видиму частину відбиваючої маски чи її частини можна розглядати

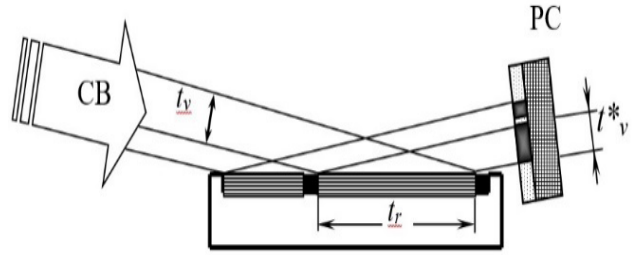


Рис. 2. Схематичне зображення відбиваючої рентгенівської маски і схеми її застосування за нормальною експозицією поверхні реєструючих елементів. СВ – синхротронне випромінювання, РС – реєструюче середовище.

Fig. 2. Schematic drawing of the reflecting X-ray mask and the schemes of its application according to a normal exposure of the registering element surface. СВ – synchrotron radiation, РС – recording tool.

як щілину розміром  $t_v$  (рис. 2); тоді для відстані  $L$  від маски до реєструючого середовища та довжини хвилі рентгенівського випромінювання  $\lambda$  можна використовувати величину  $t_v^2/(\lambda L)$  як критерій застосування конкретного дифракційного наближення [11]:

$$\frac{t_v^2}{\lambda L} \begin{cases} \gg 1 & * \\ \approx 1 & ** \\ \ll 1 & *** \end{cases} \quad (2)$$

де \* - геометрична оптика, \*\* - дифракція Френеля, \*\*\* - дифракція Фраунгофера.

Для видимого розміру маски величиною  $\sim 1$  мікрона, відстані від маски до реєструючого середовища десятки міліметрів і довжиною хвилі  $\lambda \approx 0,1$  нм величина  $t_v^2/(\lambda L)$  знаходиться в межах  $0,1-1,0$ , що вказує на необхідність використання наближення Френеля.

Щоб оцінити фактичний розмір відбитків, ми повинні врахувати ефекти дифракції. Ми використовуємо вираз для дифракції Френеля на щілині. Відомо [9], що для випромінювання з довжиною хвилі  $\lambda$ , спрямованого перпендикулярно до щілини шириною  $W$ , перший дифрагований пік спостерігатиметься в межах кутів  $\pm \text{asin}(\lambda/W)$  або для розглянутого випадку  $\pm \text{asin}(\lambda/t_v)$  (див. рис. 3). Інтенсивність бічних максимумів менше 3%; тому в першому наближенні ними можна знехтувати.

Якщо врахувати геометричний розмір окремого сегмента, то остаточна формула для розміру відбитка ( $t_v^*$ ) матиме вигляд:

$$t_v^* = t_r \times \sin \theta + 2L \times \sin \phi = \quad (3)$$

$$= t_r \times \sin \theta + 2L \times \frac{\lambda}{t_v} = \quad (4)$$

$$= t_r \times \sin \theta + 2L \times \frac{\lambda}{t_r \times \sin \theta} \quad (5)$$

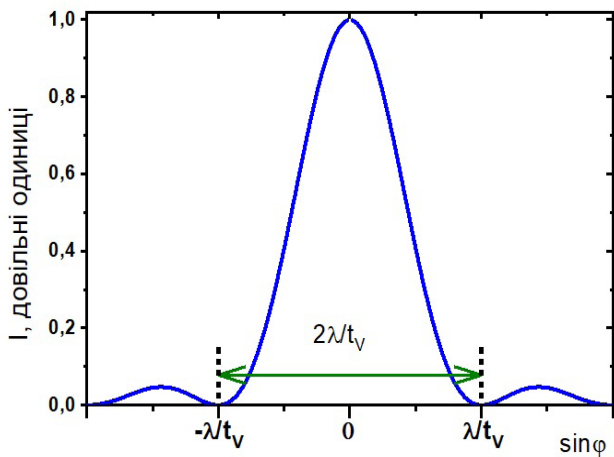


Рис. 3. Розподіл інтенсивності електромагнітного випромінювання (довжина хвилі  $\lambda$ ) після проходження через щілину шириною  $t_v$  відповідно до дифракції Френеля.

Fig. 3. The distribution of the intensity of electromagnetic radiation (wavelength  $\lambda$ ) after passing through a slit with a width of  $t_v$  in accordance with the Fresnel diffraction.

де  $L$  – відстань від окремого сегмента до реєструючого середовища;  $\varphi$  – кутова розбіжність променю за щілиною (для розміру щілини  $t_v$ ) (див. рис. 3);  $t_v$  – видимий розмір відбиваючого сегмента без урахування дифракції. Перший член у рівняннях (3) - (5) відповідає чистому геометричному стисненню, другий враховує ефект дифракції.

### РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Для успішного застосування відбиваючих рентгенівських масок необхідно виконання двох суперечливих вимог: мати порівняно великі розміри візерунка, що переноситься; і забезпечити прийнятну роздільну здатність зображення. Оскільки ці вимоги взаємозалежні, ми виразимо перші, а потім оцінимо другі. Пластини кремнію діаметром  $\sim 76$  мм можна розглядати як задовільного кандидата на підкладку, що використовується, наприклад, у LIGA-технології [12]. За схемою на рис. 2 відстань між елементами маски та РС змінюється вздовж відбитого променю, і для РС, розташованих близько ( $< 1$  мм) до маски, і для вищезгаданих Si-підкладок може становити 1-80 мм для одного візерунку на РС. Нижче наведено результати розрахунків, в яких враховано дифракційні ефекти за формулою (5).

В якості вхідних даних ми взяли косий кут падіння  $\theta \approx 4^\circ$ , який відповідав кутовому положенню 1-го максимуму Бреґа для БРД WC/Si з періодом  $d \approx 2,5$  нм на довжині хвилі  $\lambda \approx 0,35$  нм. Таким чином, ми повинні отримати стиснення геометричного зображення  $1/\sin(4^\circ) \approx 14$ .

На рис. 4 показано очікуваний розмір окремих

елементів відбитка в площині РС на різних відстанях ( $L$ ) від відбивних сегментів залежно від розміру окремих сегментів на масці. Для порівняння додано розрахований геометричний розмір (суцільна сіра лінія) елементів фоторезисту без ефектів дифракції. Можна побачити, що хоча спостерігається одновимірне стиснення сегментів, що відбивають, є ділянки на графіку, де розмір відбитка починає зростати, незважаючи на зменшення розміру сегментів маски. Це пов'язано з впливом дифракції. Критичні точки, в яких починається збільшення розмірів елементів відбитка, позначені вертикальними лініями. Відповідні координати критичних точок показані на кожній кривій на рис. 4. Наприклад, для верхньої кривої 107-мкм сегмент стискається до 15-мкм відбитка на РС. Ми можемо легко оцінити, що в цих точках можна отримати принаймні 7-кратне стиснення, що становить приблизно половину геометричного стиснення. Враховуючи, що отриманий розмір відбитка подвоюється порівняно з геометричним розміром, ми вважаємо ці критичні точки розумною межею застосування для запропонованих ВРМ.

Тут також слід зазначити, що в перехідних областях (біля критичних точок) розмір окремих елементів відбитка практично не залежить від розміру сегментів. Наприклад, для  $L = 10$  мм зміна розміру сегмента від 33 до 44 мкм супроводжується варіацією розміру стиснутих відбитків в межах 1% (5,30-5,34 мкм); і для  $L = 80$  мм таке ж варіювання розміру відбитків спостерігається для розмірів сегментів 66-87 мкм. Іншими словами, поблизу критичних точок можна домогтися стабілізації розмірів стислих відбитків і отримати, наприклад, періодичний трафарет.

Опромінення ВРМ WC/Si було проведено в синхротронному центрі Лунда (Швеція) з використанням фоторезиста SU-8 як носія запису. Біле випромінювання синхротронного кільця було відфільтровано берилієвою фольгою товщиною 40 мкм для відсікання випромінювання з енергією менше  $\sim 1,5$  кеВ ( $\lambda > 0,8$  нм). Колімований пучок синхротрона має розмір  $\sim 1 \times 60$  мм.

Для випробування з синхротронним випромінюванням були виготовлені спеціальні відбиваючі рентгенівські маски. Багатошарове дзеркало наносило на підкладку з термополірованого скла розмірами  $70 \times 70 \times 4$  мм<sup>3</sup> для перекриття пучка синхротрона. Скло підкладки товщиною 4 мм була досить жорсткою, щоб протистояти можливій деформації поверхні під час монтажу та опромінення. На рис. 6а показаний 1-й дифракційний пік для виготовленого WC/Si БРД, при випромінюванні  $\text{CuK}\alpha_1$ . Характеристика БРД в області жорсткого рентгенівського випромінювання дозволяє передбачити його рентгенівські оптичні властивості на більших



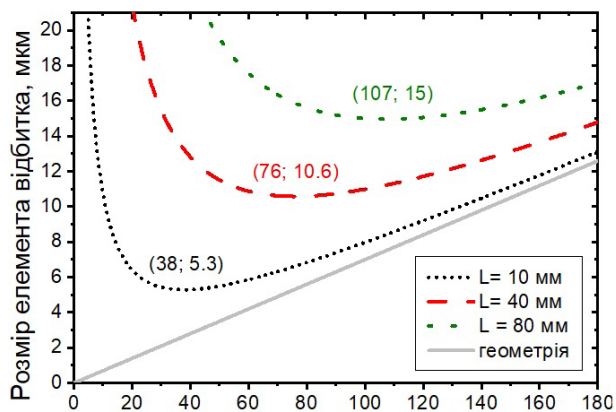


Рис. 4. Залежність очікуваного розміру елемента в площині фоторезисту від розміру сегмента в площині відбиваючої рентгенівської маски для різних відстаней (L) між маскою та фоторезистом. Період БРД становить 2,5 нм. Довжина хвилі 0,35 нм.

Fig. 4. Expected size of an element in the photoresist plane as a function of the segment size in the plane of reflecting X-ray mask for different distances (L) between the mask and the photoresist. Multilayer period is 2.5 nm. Wavelength is 0.35 nm.

довжинах хвиль. На рис. 6б показано результати такого передбачення для WC/Si БРД при фіксованому куті нахилу  $4^\circ$  у білому синхротронному спектрі. Очікуваний спектр відбиття має максимум  $R > 0,1$  з центром піку біля 0,345 нм. Також видно, що можна досягти контрастності для БРД WC/Si як спектрального фільтра  $> 100$ . Крім того, БРД може працювати і як фільтр, і як коліматор, ефективно обрізаючи діапазон довжин хвиль і обмежуючи розбіжність відбитого променю шириною піку Бреґа.

Ми використовували дві різні металеві маски для формування поглинаючих візерунків напленням шару WC. Зображення цих масок, отримані на скануючому електронному мікроскопі (СЕМ-зображення), показані на рис. 5. Металева маска (з Ni) на рис. 5а має комірчасту структуру з круглими отворами діаметром 500 мкм і розділеними металевою стінкою 250 мкм (горизонтальний напрямок на рис. 5а). Друга металева маска (з Cu) на рис. 5б представляє сітку електронної мікроскопії з прямокутними отворами  $\sim 50$  мкм, які періодично повторюються через кожні 100 мікрон. Оскільки SU-8 є позитивним резистом, ми повинні отримати стислі відбитки, що нагадують оригінальні металеві маски, з характерним розміром 500 і 50 мкм в одному з напрямків.

Поглинаючий візерунок, утворений W-шаром, створює контраст не менше 2000. Цього достатньо, щоб уникнути підсвічування фоторезисту під ним. Півтінь, створена краєм поглинача під кутом  $4^\circ$ , становить  $\sim 3,6$

мкм з кожного боку, що набагато менше ( $\sim 14,3\%$ ), ніж розмір сегментів маски.

Зображення проявленого фоторезисту SU-8, масштабоване ВРМ з комірковим візерунком (рис. 5а) і розміщене на відстані 80 мм від маски, показано на рис. 7. Очевидно, що відбувається стиснення шаблону маски. Найтонші зони резиста (рис. 7а) мають розмір  $\sim 16$  мкм, що приблизно відповідає 14-кратному стисненню сегментів маски, очікуваному для кута нахилу  $4^\circ$ . Круглі сегменти набувають форми еліпсів.

Загальна ширина поля фоторезисту на Рис. 7а дорівнює  $\sim 250$  мкм. Це обмеження пов'язане з вертикальним розміром падаючого синхротронного

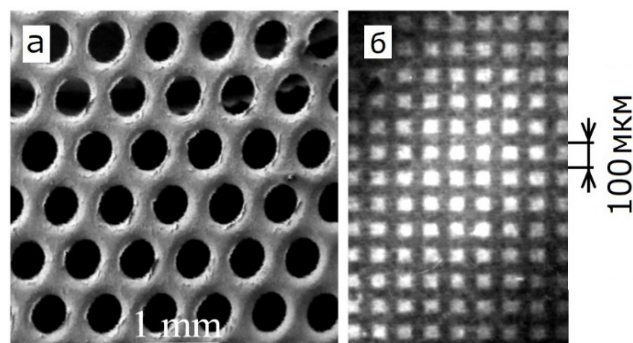


Рис. 5. Металеві маски для нанесення поглинаючого шару на поверхні БРД. (а) Комірчаста структура з круглим отвором 500 мкм. (б) Сітка електронної мікроскопії з прямокутними отворами  $\sim 50$  мкм.

Fig. 5. Metal masks for patterning XMM surface with absorbing layer. (a) Cellular structure with circular opening of 500  $\mu\text{m}$ . (b) Electron microscopy grid with rectangular openings of  $\sim 50$   $\mu\text{m}$ .

променю ( $< 0,5$  мм) при фіксованій геометрії освітлення. За такої статичної схеми площа освітлення на ВРМ має розмір  $\sim 3,6$  мм у площині падіння. Зображення на Рис. 7б показує результат освітлення, коли ВРМ разом із фоторезистом сканується під синхротронним променем як єдине ціле, щоб розширити освітлену область на ВРМ і, отже, збільшити корисну площу фоторезиста.

Відповідно до Рис. 7б площа освітлення збільшена приблизно в три рази порівняно з такою на Рис. 7а. Це означає, що при такій динамічній схемі освітлюється практично вся поверхня ВРМ. Як видно якість отриманої продукції не висока. Ми не можемо назвати чітку причину цього. Основною причиною, на нашу думку, є неправильний вибір часу експозиції. Незважаючи на те, що стороннє синхротронне випромінювання (більш жорстке або м'якше) також може відбиватися багатшаровим дзеркалом або проникати через берилієву фольгу, це все одно потрібно контролювати часом експозиції. Виявлення справжньої причини вимагає проведення додаткового дослідження.

Зображення, що показує результати тесту для ВРМ

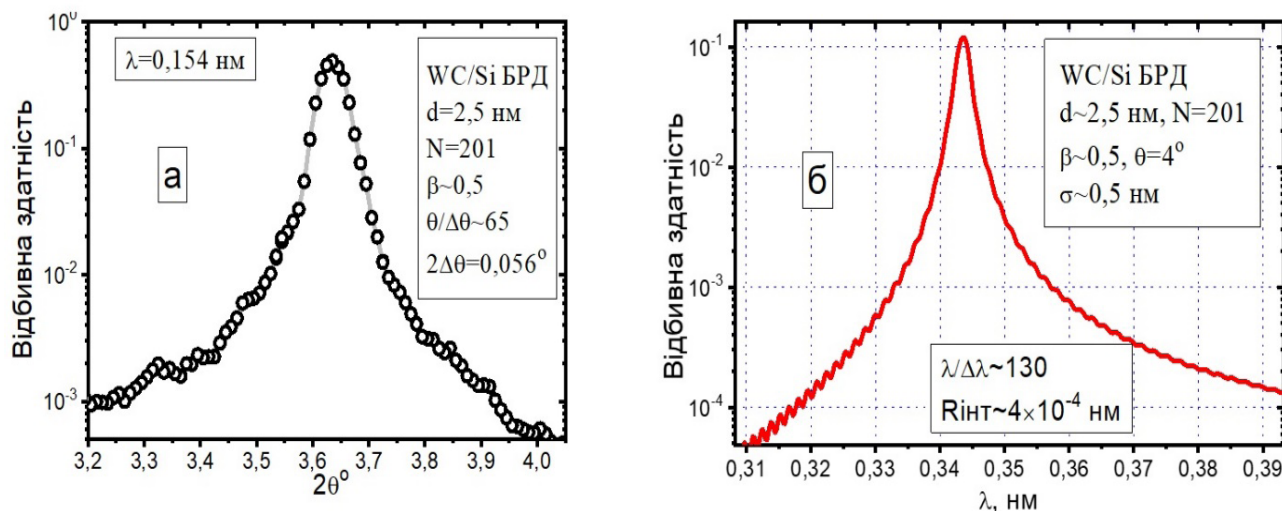


Рис. 6. Характеристика БРД в області жорсткого та синхротронного рентгенівського випромінювання. (а) Перший пік Брегга для БРД WC/Si відбиваючої рентгенівської маски, записаний при випромінюванні  $\text{CuK}\alpha_1$ . (б) Розрахована рефлектограма для БРД з характеристиками, показаними на рис. 6а при фіксованому куті нахилу  $\varphi=4^\circ$ .

Fig. 6. (a) First Bragg's peak for the WC/Si XMM of reflecting X-ray mask reordered at  $\text{CuK}\alpha_1$  radiation. (b) Calculated reflected spectrum for the XMM with characteristics shown in fig. 5a at fixed grazing angle  $\theta=4^\circ$ .

з іншим шаблоном відповідно до рис. 5б показано на рис. 12. Площина фоторезисту знаходиться на  $\sim 40$  мкм від ВРМ. Техніка підсвічування динамічна. На рис. 12а показана структура шириною 4 періоди в нестиснутому напрямку (нормаль до площини падіння). Між великими горизонтальними виступаючими смугами фоторезисту видно візерунок з вертикальних ліній з низьким контрастом. Цей шаблон має періодичність  $\sim 7$  мкм, що відповідає стисненню періодичного шаблону

100 мкм на ВРМ. Це відповідає розміру елементів при простому геометричному стисненні візерунка в одному вимірі. На рис. 8б показана збільшена частина стиснутої області рис. 8а. Це демонструє, що можна розпізнати навіть такі дрібні деталі, як  $\sim 1$  мкм. Також видно, що області стиснутого візерунка знаходяться глибше на зображенні. Це означає, що ці регіони більш проявлені. Якщо проводити розрахунки за формулою (5), то для відрізків 50 мкм і відстані 40 мм

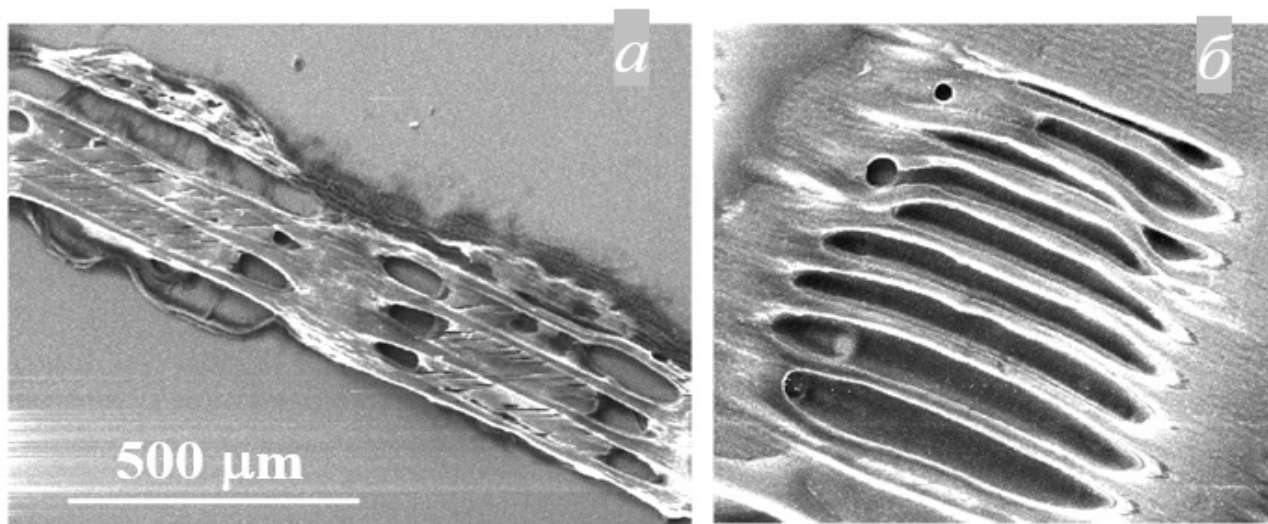


Рис. 7. Зображення проявленого фоторезисту, освітленого від відбиваючої рентгенівської маски з комірковим візерунком, зображеним на рис. 5а відповідно до статичної (а) та динамічної (б) схеми підсвічування резиста.

Fig. 7. Pictures of the developed photoresist illuminated from the reflecting X-ray mask with a cellular pattern shown in fig. 5a in accordance to static (a) and dynamic (b) scheme of the resist illumination.



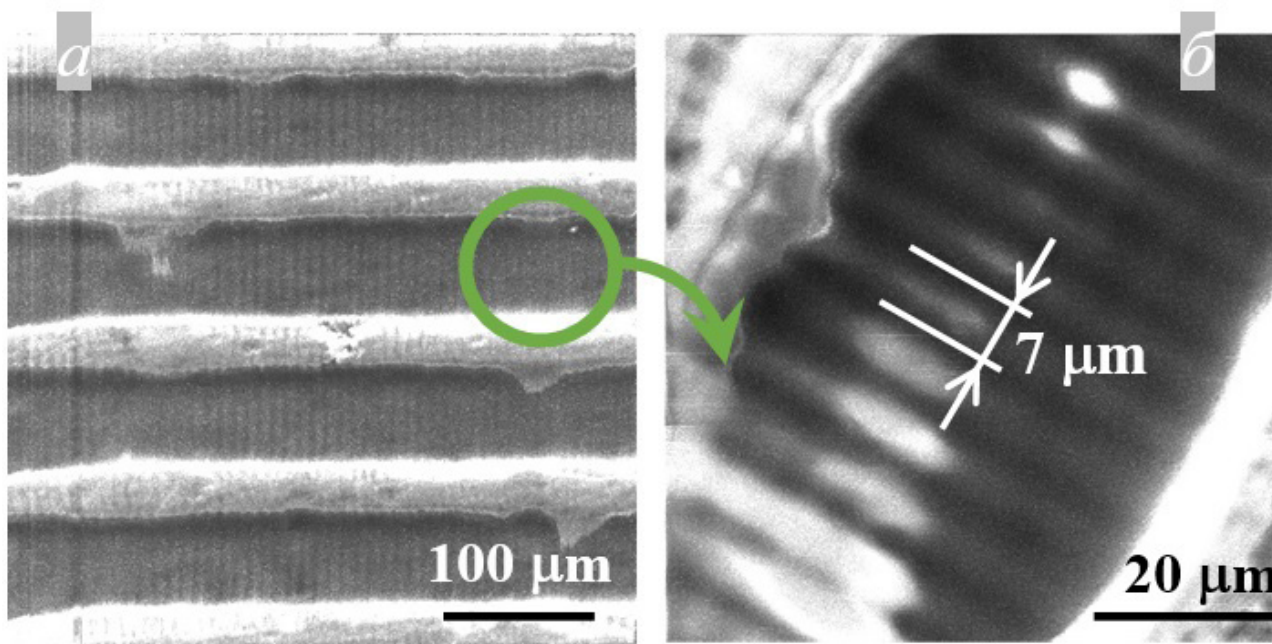


Рис. 8. СЕМ-зображення експонованого фоторезисту SU-8 (товщина 30 мкм) з використанням відбиваючої рентгенівської маски WC/Si, з шаблоном рис. 5б. Кут падіння на маску дорівнює  $4^\circ$ . Номінальне стиснення шаблону маски  $\sim 14$ . Відстань між маскою і площиною фоторезисту  $\sim 40$  мм. Смуга пропускання довжини хвилі для освітлення фоторезистом зосереджена на 0,35 нм. (а) Загальний вигляд показує структуру 4 періодів у горизонтальному напрямку. (б) Збільшене зображення відбитка.

Fig. 8. SEM image of exposed photoresist SU-8 (thickness of 30  $\mu\text{m}$ ) using WC/Si reflecting X-ray mask with a pattern of fig. 5b. Grazing angle of incidence to the mask is  $4^\circ$ .

до фоторезисту маємо отримати розмір відбитка  $\sim 5,5$  мкм. Експериментальний розмір відбитка сегментів (4–6 мкм) близький до розрахованого.

Незважаючи на помітну розбіжність синхротронного пучка, це не впливає на якість стиснутого зображення, оскільки в нашому наближенні джерело випромінювання можна вважати точковим. Тоді кожен сегмент маски буде працювати як коліматор, значно обмежуючи розбіжність пучка синхротрона. Так, для відстані  $\sim 10$  м від джерела до маски і розміру «щілини»  $\sim 3,5$  мкм (для відрізка 50 мкм під кутом  $4^\circ$ ) фактична розбіжність променя буде менше ніж  $3 \times 10^{-4}$  градуси ( $< 5 \times 10^{-6}$  радіан), тобто менше, ніж фізична розбіжність пучка синхротронного випромінювання (0,2 радіана).

Розрахунки показують, що незважаючи на дифракційні ефекти, використовуючи відбиваючу маску (наприклад, з  $d \sim 2,5$  нм), можна отримати відбиток субмікронного розміру на відстані менше 2 мм від маски. У цьому випадку шаблон повинен бути менше 2 мм (близьке наближення) у площині падіння.

Чим більший період БРД, тим більше можна отримати стиснення візерунка. Однак у цьому випадку збільшується площа опромінення маски падаючим променем. З обмеженнями відстані (як, наприклад, у даному випадку) можливо, що буде використана лише

частина променя.

З іншого боку, чим коротший період БРД, тим ближче до маски можна розташувати площину фоторезисту. На рис. 9 наведено результати розрахунків розміру відбитка, які можна отримати на відстанях 0,5–2 мм від ВРМ до фоторезисту, для багатошарового періоду ( $d=2,5$  нм) з випромінюванням 0,154 нм. Подібно до даних, наведених на рис. 4, залежності  $t^*_v = f(t_p)$  на рис. 9 мають мінімуми: гостріші для дзеркал, що розташовані ближче до фоторезисту і більш плоскі для дзеркал, що розташовані далі від фоторезисту.

Очевидно, що чим ближче відбиваючі сегменти маски до фоторезисту, тим менші розміри відбитка можна отримати. Наприклад, коли відстань до резиста становить  $\sim 1$  мм, можна отримати відбиток розміром менше 0,7 мкм. Ще раз підкреслимо, що таке одновимірне стиснення сегментів маски досягається лише для плоских ВРМ. У разі фокусування, тобто з циліндричними ВРМ, можна отримати субмікронне стиснення на великих відстанях.

З плоскими масками 2D-стиснення навряд чи можна досягти доступними засобами через обмеження відстані. Однак при використанні фокусуєчих масок це можливо, оскільки це може збільшити відстань між маскою та фоторезистом.

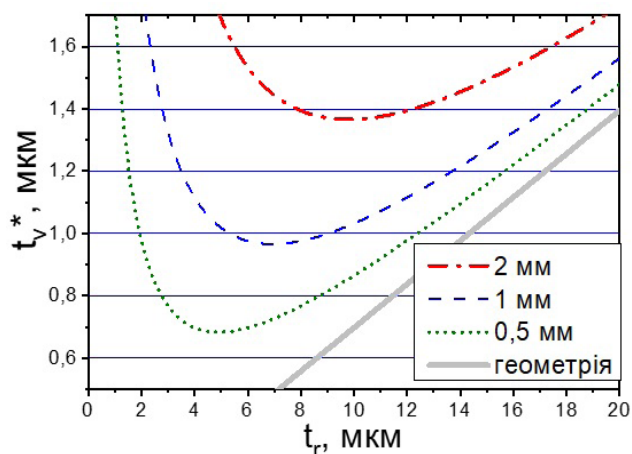


Рис. 9. Розраховані розміри відбитків,  $t_v^*$ , залежно від відстані між рентгенівською маскою та фоторезистом,  $t_r$ , у випромінюванні з  $\lambda = 0,154$  нм. Розміри сегментів на масці – 2,5 нм.

Fig. 9. Calculated sizes of imprints,  $t_v^*$ , depending on the distance between the X-ray mask and the photoresist,  $t_r$ , in radiation with  $\lambda=0.154$  nm. Sizes of segments on the mask - 2.5 nm.

### ВИСНОВКИ

1. Показана можливість одновимірного стиснення зображення за допомогою відбиваючої рентгенівської маски в короткохвильовому рентгенівському випромінюванні ( $\lambda \sim 0,35$  нм) за допомогою синхротронного випромінювання.
2. Для відбиваючої маски з рентгенівським

### СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. N. Fu, Y. Liu, X. Ma, and Z. Chen, *Microelectron. Manuf.*, 2, 19020202 (2019). <https://doi.org/10.33079/jomm.19020202>
2. Q. Lin, T. Hisamura, N. Chong, and J. Chang, *Proc. SPIE*, 11609(116090V) (2021). <https://doi.org/10.1117/12.2584288>
3. I. Mohacsi, I. VaPCiainen, B. Rösner, M. Guizar-Sicairos, V.A. Guzenko, I. McNulty, R. Winarski, M.V. Holt, and C. David, *Scientific Reports*, 7, 43624 (2017). <https://doi.org/10.1038/srep43624>
4. M. Kördel, A. Dehlinger, C. Seim, U. Vogt, E. Fogelqvist, J.A. Sellberg, H. Stiel, and H.M. Hertz, *Optica*, 7(6), 658-674 (2020). <https://doi.org/10.1364/OPTICA.393014>
5. L. Jiang, B. Verman, B. Kim, Y. Platonov, Z. Al-Mosheky, R. Smith, N. Grupido, *The Rigaku Journal*, 18(2), 13-22 (2001).
6. J. Zhu, Q. Huang, H. Li, Y. Tu, Z. Song, L. Pan, L. Jiang, X. Wang, F. Wang, Z. Zhang, Z. Wang, L. Chen, *Proc. SPIE*, 7995(79952R) (2011). <https://doi.org/10.1117/12.888275>
7. S. Rahn, A. Kloidt, U. Kleineberg, B. Schmiedeskamp, K. Kadel, W.K. Schomburg, J. Hormes, U. Heinzmann, *Proc. SPIE*, 1742, 585-592 (1992). <https://doi.org/10.1117/12.140591>
8. S. Mardix, A.R. Lang, *Rev. Sci. Instrum.*, 50(4), 510-512 (1979). <https://doi.org/10.1063/1.1135862>
9. I.F. Mikhailov, A.A. Baturin and A.I. Mikhailov, "Analyzing

багат шаровим дзеркалом WC/Si ( $d=2,5$  нм) отримано щонайменше 14-кратне стиснення зображення з розміром відбитка  $\sim 5$  мкм.

3. Показано, що за відповідних умов можна отримати зображення з субмікронним розміром елементів.

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори повідомляють про відсутність конфлікту інтересів.

### REFERENCES

1. N. Fu, Y. Liu, X. Ma, and Z. Chen, *Microelectron. Manuf.*, 2, 19020202 (2019). <https://doi.org/10.33079/jomm.19020202>
2. Q. Lin, T. Hisamura, N. Chong, and J. Chang, *Proc. SPIE*, 11609(116090V) (2021). <https://doi.org/10.1117/12.2584288>
3. I. Mohacsi, I. VaPCiainen, B. Rösner, M. Guizar-Sicairos, V.A. Guzenko, I. McNulty, R. Winarski, M.V. Holt, and C. David, *Scientific Reports*, 7, 43624 (2017). <https://doi.org/10.1038/srep43624>
4. M. Kördel, A. Dehlinger, C. Seim, U. Vogt, E. Fogelqvist, J.A. Sellberg, H. Stiel, and H.M. Hertz, *Optica*, 7(6), 658-674 (2020). <https://doi.org/10.1364/OPTICA.393014>
5. L. Jiang, B. Verman, B. Kim, Y. Platonov, Z. Al-Mosheky, R. Smith, N. Grupido, *The Rigaku Journal*, 18(2), 13-22 (2001).
6. J. Zhu, Q. Huang, H. Li, Y. Tu, Z. Song, L. Pan, L. Jiang, X. Wang, F. Wang, Z. Zhang, Z. Wang, L. Chen, *Proc. SPIE*, 7995(79952R) (2011). <https://doi.org/10.1117/12.888275>
7. S. Rahn, A. Kloidt, U. Kleineberg, B. Schmiedeskamp, K. Kadel, W.K. Schomburg, J. Hormes, U. Heinzmann, *Proc. SPIE*, 1742, 585-592 (1992). <https://doi.org/10.1117/12.140591>
8. S. Mardix, A.R. Lang, *Rev. Sci. Instrum.*, 50(4), 510-512 (1979). <https://doi.org/10.1063/1.1135862>
9. I.F. Mikhailov, A.A. Baturin and A.I. Mikhailov, "Analyzing



- Materials Using Joint X-ray Fluorescence and Diffraction Spectra“, Cambridge Scholars Publishing, (2020), 237 с.
10. C.P. Jensen, K.K. Madsen, and F.E. Christensen, *Exp. Astron.*, 20, 93-103 (2005). <https://doi.org/10.1007/s10686-006-9022-9>
11. Jan Vitasek, Jan Latal, Jan Skapa, Petr Koudelka, Frantisek Hanáček, Petr Shishka, Vladimír Vashinek, 2011 34th International Conference on Telecommunications and Signal Processing, (18-20 August 2011, Budapest, Hungary) <https://doi.org/10.1109/TSP.2011.6043762>
12. L. Wang, T. Christenson, Y.M. Desta, R.K. Fettig, and R.K. Fettig, *J. Microlith., Microfab., Microsyst.*, 3(3), 423-428 (2004). <https://doi.org/10.1117/1.1753271>
- Materials Using Joint X-ray Fluorescence and Diffraction Spectra“, Cambridge Scholars Publishing, (2020), 237 с.
10. C.P. Jensen, K.K. Madsen, and F.E. Christensen, *Exp. Astron.*, 20, 93-103 (2005). <https://doi.org/10.1007/s10686-006-9022-9>
11. Jan Vitasek, Jan Latal, Jan Skapa, Petr Koudelka, Frantisek Hanáček, Petr Shishka, Vladimír Vashinek, 2011 34th International Conference on Telecommunications and Signal Processing, (18-20 August 2011, Budapest, Hungary) <https://doi.org/10.1109/TSP.2011.6043762>
12. L. Wang, T. Christenson, Y.M. Desta, R.K. Fettig, and R.K. Fettig, *J. Microlith., Microfab., Microsyst.*, 3(3), 423-428 (2004). <https://doi.org/10.1117/1.1753271>

## ONE-DIMENSIONAL IMAGE SCALING WITH REFLECTING X-RAY MASK

**V.S. Chumak<sup>1</sup>, S. Peredkov<sup>2</sup>, V.V. Kondratenko<sup>1</sup>, I.A. Kopylets<sup>1</sup>, Yu.P. Pershin<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *National Technical University “Kharkiv Polytechnic Institute”,  
Ukraine, 61002, Kharkiv, Kyrpychova str., 2*

<sup>2</sup> *Max-Planck-Institute Für Chemische Energiekonversion,  
Stiftstrasse 34 – 36, 45470 Mülheim an der Ruhr, Germany, Nordrhein-Westfalen  
[chumak.vytalyi@gmail.com](mailto:chumak.vytalyi@gmail.com)*

Submitted September 08, 2022; Revised October 9, 2022; Accepted October 21, 2022

The work deals with the issue of miniaturization of template images using X-ray radiation. The compression method is based on the fact that X-ray radiation is directed at a specific template that reflects X-ray radiation at an grazing angle and a one-dimensional compressed image is recorded on a plane not parallel to the plane of the template. The advantage of this method of image compression is the relative simplicity of its implementation. The paper proposes the use of X-ray multilayer mirrors as reflective X-ray masks (RXM) for one-dimensional image compression. Control of the structural parameters of multilayer mirrors was carried out on a DRON-3M X-ray diffractometer. The RXM template was formed by sputtering an absorbing WC layer with a thickness of ~0.2 μm through a certain stencil on the surface of a multilayer mirror. The test of the RXM with mirrors based on a pair of WC/Si materials in synchrotron radiation (1~3.5 nm) was carried out. A 14-fold compression of the reflective segments of the RXM with a size of ~50 μm was obtained. Theoretically, the principle possibility of obtaining compression of reflective segments to submicron sizes is shown.

**Keywords:** *X-ray multilayer mirror, reflective X-ray mask, image compression.*

Original article

In print article

<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03>

UDC 539.374+669.715

PACS numbers: 62.20.Fe, 62.20.Hg

# ВПЛИВ ОСНОВНИХ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ФОРМУВАННЯ ВИХІДНОЇ ЗЕРНОВОЇ СТРУКТУРИ, НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ТА НА СТРУКТУРНІ ЗМІНИ, ЯКІ ВІДБУВАЮТЬСЯ ПІД ЧАС НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ СПЛАВІВ Al – 4.1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, 1420T, 1421, 1423

В.П. Пойда

[volodymyr.poyda@karazin.ua](mailto:volodymyr.poyda@karazin.ua)

<https://orcid.org/0000-0001-7970-7145>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, Україна, 61022, м. Харків, площа Свободи, 4*

А.В. Пойда

<https://orcid.org/0000-0002-0558-5939>

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

Д.Є. Мила

<https://orcid.org/0000-0003-2919-741X>

*Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, Україна, 61022, м. Харків, площа Свободи, 4;*

*Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, 61002, вул. Чернишевська, 28, а/с 8812*

Надійшла до редакції 03 вересня 2022 р. Переглянуто 05 жовтня 2022 р.

Прийнято до друку 15 жовтня 2022 р.

У статті викладені результати досліджень, спрямованих на встановлення впливу основних легуючих елементів на формування вихідної зернової структури, на фазові перетворення та на структурні зміни, які відбуваються під час надпластичної деформації кількох алюмінієвих сплавів. Однорідну ультрадрібнозернисту структуру у зразках сплавів Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr і 1423 вдалося сформувати внаслідок здійснення динамічної рекристалізації у ході їх надпластичної деформації. Встановлено що вихідна мікроструктура зразків сплаву 1420T є бімодальною. Середній розмір зерна складає приблизно 5 мкм, в окремих ділянках робочої частини зразків є великі витягнуті зерна, середній розмір яких приблизно дорівнює 25 мкм. Вихідна структура зразків сплаву 1421 є дрібнозернистою, а вихідна структура зразків сплаву 1423 є різнозернистою і крупнокристалічною. Металографічні дослідження показали, що зернова структура зразків сплавів 1420T, 1421 та 1423 у ході надпластичної деформації при високих гомологічних температурах зростає незначно. У зразках накопичується пористість та проходять структурні зміни, які, вірогідно, пов'язані з локальним плавленням на границях зерен та на міжфазних границях. Встановлено, що присутність у складі зразків досліджених сплавів цирконію та скандію забезпечує формування в них ультрадрібнозернистої структури та протидіє росту зерен у ході надпластичного плинину. Магній і літій, які входять до складу зразків досліджених сплавів 1420T, 1421 і 1423, утворюють з алюмінієм кілька інтерметалідних фаз. Ці фази входять до складу сумішей кристалів перитектичного походження, які локалізовані у вигляді прошарків між деякими зернами. Проходження перитектичних реакцій при високих гомологічних температурах може бути однією з причин часткового плавлення зразків сплавів 1420T, 1421 та 1423 у ході їх надпластичної деформації. Часткове плавлення зразків сплавів 1420T, 1421 і 1423 вірогідно може здійснюватися і завдяки наявності на границях зерен сегрегацій магнію і літію, які знижують температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію. Часткове плавлення зразків сплавів 1420T, 1421 і 1423 у ході їх надпластичної деформації, яка здійснюється при високих гомологічних температурах, приводить до утворення на границях зерен осередків метастабільної рідко-твердої фази, в'язкий плин якої приводить до утворення волокнистих структур внаслідок

розвитку зернограничного проковзування.

**Ключові слова:** ультрадрібнозерниста структура, надпластична деформація, статична рекристалізація, динамічна рекристалізація.

**Як цитувати:** Пойда В.П., Пойда А.В., Мила Д. Є. Вплив основних легуючих елементів на формування вихідної зернової структури, на фазові перетворення та на структурні зміни, які відбуваються під час надпластичної деформації сплавів Al – 4.1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, 1420T, 1421, 1423 Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика». Вип. 37, 2022; 30-38. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03>

**In cites:** Poyda V.P., Poyda A.V., Myla D.E. The influence of the main alloying elements on the formation of the initial grain structure, on phase transformations and on structural changes that occur during superplastic deformation of alloys Al - 4.1 wt.% Mg - 0.5 wt.% Zr, 1420T, 1421, 1423. The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University. Series "Physics" Iss. 37, 2022; 30-38. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03> (in Ukrainian)

## ВСТУП

Як відомо, мікрозеренна структурна надпластичність (СНП) є структурночутливим ефектом, який проявляють зразки ультрадрібнозернистих сплавів в інтервалі гомологічних температур  $0,4 \div 0,7 T_m$  ( $T_m$  – температура плавлення) [1-3].

Однак останнім часом було встановлено, що низка багатокомпонентних алюмінієвих сплавів та композиційних металевих матеріалів на їх основі проявляють ефект СНП при гомологічних температурах, що істотно відрізняються від тих температур, які обмежені зазначеним вище інтервалом [4-5].

Дослідниками було встановлено, що так звану низькотемпературну СНП проявляють металеві матеріали, які мають мікрокристалічну структуру, що була створена в них завдяки використанню методів порошкової металургії або низки методів інтенсивної пластичної деформації: рівноканального кутового пресування (equal-channel-angular extrusion (ECAE)), інтенсивної пластичної деформації крученням (high-pressure torsion (HPT)), зварюванням/обробкою тертям із перемішуванням (Friction Stir Processing (FSP)) [4-5]. Встановлено, що високотемпературну СНП проявляють ультрадрібнозернисті багатокомпонентні алюмінієві сплави, у зразках яких при деформуванні при високих гомологічних температурах може здійснюватися часткове плавлення сплаву, локалізоване на границях зерен [4].

Для одержання стабільного ультрадрібного зерна у склад алюмінієвих сплавів цілеспрямовано вводять цирконій і скандій [1-3]. Ключова роль дисперсних частинок  $Al_3Zr$  і  $Al_3Sc$  у формуванні вихідної ультрадрібнозернистої структури та в стримуванні росту зерен у ході надпластичної деформації (НПД) зразків низки багатокомпонентних алюмінієвих сплавів була розглянута нами у праці [6].

З огляду на необхідність подальшого вивчення особливостей різновидів СНП, яку в залежності від температури випробувань проявляють зразки багатокомпонентних алюмінієвих сплавів, що перебувають або у твердому, або у твердо-рідкому стані, метою досліджень, результати яких описані в цій статті, було вивчення впливу основних легуючих

елементів на формування вихідної зернової структури, на фазові перетворення та на структурні зміни, які відбуваються у ході НПД зразків сплавів Al – 4.1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, 1420T, 1421, 1423, що здійснюється при різних гомологічних температурах.

## МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки для механічних випробувань та структурних досліджень були виготовлені із листових напівфабрикатів таких сплавів: модельного сплаву Al-4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr; промислового сплаву 1420T (Al – (4,5–6,0) мас.% Mg – (1,8 – 2,3) мас.% Li – (0,08 – 0,15) мас.% Zr; домішки Si; Fe; Ti; Mn; Na; Be. Cu); промислового сплаву 1421 (Al – (4,5 – 6,0) мас.% Mg – (1,9 – 2,3) мас.% Li – (0,09 – 0,15) мас.% Zr – (0,13 – 0,21) мас.% Sc; домішки Si; Fe; Ti; Na; Cu; промислового сплаву 1423 (Al – (3,5 – 4,2) мас.% Mg – (1,8 – 2,1) мас.% Li – (0,08 – 0,12) мас.% Zr – (0,08 – 0,15) мас.% Sc; домішки Si; Fe; Ti; Mn; Na; Be; Cu [7,8].

Довжина робочої частини зразків всіх досліджених сплавів була рівна 10 мм. Поперечний переріз зразків становив  $3,0 \times 5,0$  мм<sup>2</sup>. Механічні випробування зразків, як і в працях [6, 9-13], були проведені на повітрі в режимі повзучості при постійному напруженні плину. Вони були здійснені при тих температурно-швидкісних умовах, при яких сплави проявляють ефект СНП [9-13].

Поверхню робочої частини зразків шліфували та механічно полірували. Остаточне полірування поверхні зразків здійснювали з використанням алмазної пасти, зернистість якої була 1/0. Для того щоб виявити границі зерен використовували універсальний хімічний травник, який мав такий склад: 17мл  $HNO_3$ , 5 мл  $HF$ , 78 мл  $H_2O$ .

Мікроструктуру зразків досліджували з використанням світлового мікроскопа MIM 6, оснащеного цифровою фотокамерою Pro-MicroScan, середній розмір зерна  $\bar{d}$  визначали методом випадкових січних [15] за даними, які були одержані шляхом опрацювання світлин мікроструктури сплаву. Розрахунок середнього розміру зерна  $\bar{d}$ , середнього поздовжнього (по відношенню до напрямку осі розтягування зразка) розміру зерна  $\bar{d}_{//}$  та середнього

перпендикулярного (по відношенню до напрямку осі розтягування зразка) розміру зерна  $\bar{d}_\perp$  здійснювали за даними, одержаними із 100 вимірів. Це забезпечило при довірчій вірогідності 0,95 відносну похибку при визначенні середнього розміру зерна  $\bar{d}$  не більшу ніж 10%. Величину середнього розміру зерна  $\bar{d}$  розраховували за формулою

$$\bar{d} = \sqrt[3]{\bar{d}_\parallel \cdot \bar{d}_\perp^2}, \quad (1)$$

де  $\bar{d}_\parallel$ ,  $\bar{d}_\perp$  – середні розміри зерен у напрямках, паралельному і перпендикулярному до осі розтягування зразка, відповідно.

### РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рис.1 наведені зображення типових видів мікроструктури зразків сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr. Як видно з рис.1 (а) вихідна структура зразків цього сплаву є волокнистою.

Було встановлено, що використання різноманітних режимів статичної рекристалізації у інтервалі температур 723÷773K не забезпечує створення у зразках сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr однорідної, повністю рекристалізованої ультрадрібнозернистої структури. У працях [2,15-16] зазначено, що причиною цього є взаємодія дисперсних частинок фази  $ZrAl_3$  з дислокаційною структурою зразка сплаву та їх вплив на міграцію малокутових і багатокуткових границь при рекристалізаційному відпалі. Оскільки у сплавах системи Al–Mg–Zr ультрадрібнозерниста структура формується переважно завдяки коалесценції субзерен, а не за рахунок утворення і розвитку центрів зародків рекристалізації, як в сплавах системи Al–Cu–Zr [2,15,16], то однорідну ультрадрібнозернисту структуру з середнім розміром зерна  $\bar{d} = 5 \div 10$  мкм у зразках сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr вдалося сформувати внаслідок здійснення динамічної рекристалізації у ході їх НПД при  $T = 773K$  і  $\sigma = 5,0 \div 10,0$  МПа до ступеня умовної деформації ~ 70% (рис.1 (б)).

Встановлено що вихідна мікроструктура зразків сплаву 1420T є бімодальною [11,12]. Переважна більшість зерен у робочій частині вихідних зразків сплаву 1420T, виготовлених із промислового напівфабрикату, є ультрадрібними. Їх середній розмір складає приблизно 5 мкм (рис.2). В окремих ділянках робочої частини зразків, підготовлених до проведення механічних випробувань, у смугах зосереджені великі витягнуті зерна, середній розмір яких  $\bar{d}$  приблизно дорівнює 25 мкм. Ці зерна обмежені малокутовими границями.

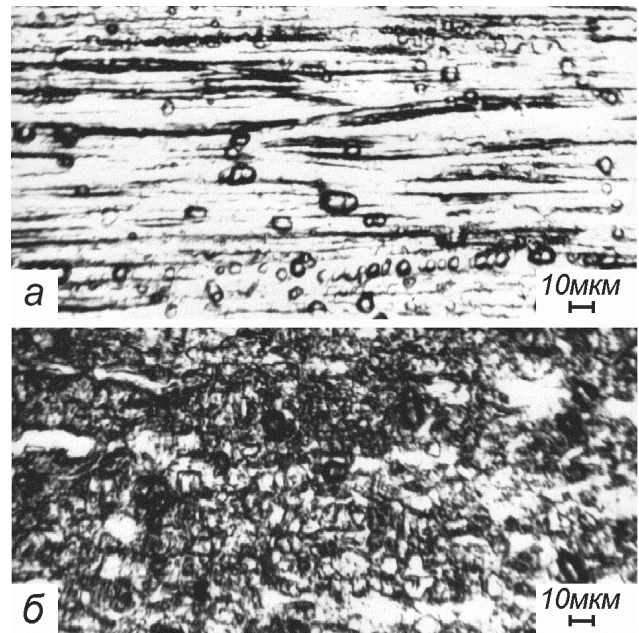


Рис.1. Характерні види мікроструктури зразків сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr: (а) – мікроструктура зразка, підготовленого до випробування; (б) – зернова структура робочої частини зразка, надпластично продеформованого на 70%.

Fig.1. Characteristic types of samples microstructure of alloy Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr: (a) – microstructure of the sample prepared for testing; (b) – grain structure of the working part of the sample superplastically deformed by 70%.

Вихідна структура зразків сплаву 1421 (рис.3) також є дрібнозернистою. Середній розмір зерна  $\bar{d}$  у робочій частині зразків складає приблизно 5 мкм.

Така зернова структура була одержана у промисловому напівфабрикаті сплаву при його виготовленні внаслідок здійснення гарячої прокатки і наступного відпалу.

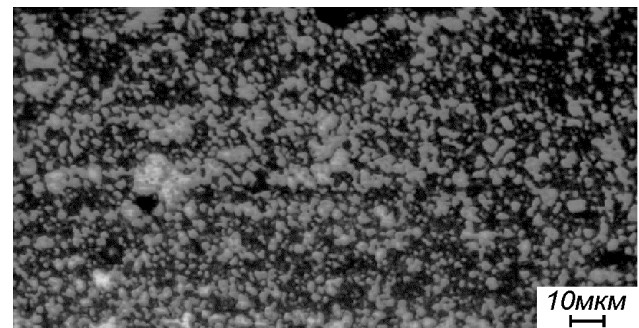


Рис.2. Характерний вид мікроструктури зразків сплаву 1420T, підготовлених до проведення механічних випробувань.

Fig.2. A characteristic view of the samples' microstructure of the 1420T alloy prepared for mechanical tests.



Внаслідок проведення металографічних досліджень було встановлено, що вихідна структура зразків сплаву 1423 є різнозернистою і крупнокристалічною. Середній розмір зерна складає 100 мкм (рис.4 (а)). Використання різних режимів статичної рекристалізації в інтервалі температур 573 – 773К не забезпечує формування у зразках сплаву 1423 ультрадрібнозернистої структури,

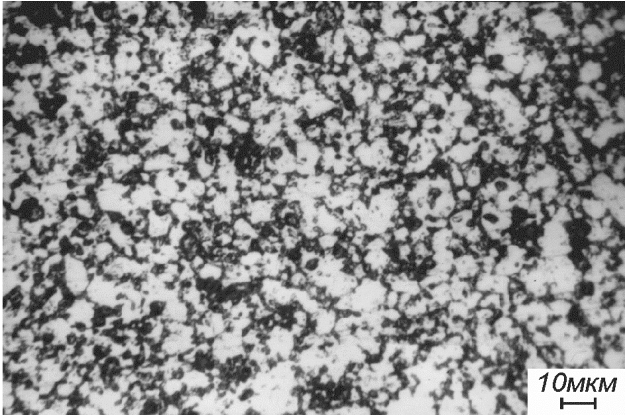


Рис.3. Характерний вид вихідної мікроструктури зразків сплаву 1421, підготовлених до проведення механічних випробувань.

Fig.3. A characteristic view of the initial microstructure of alloy 1421 samples prepared for mechanical testing.

тому вона була сформована в них за рахунок здійснення динамічної рекристалізації безпосередньо в ході НПД при 773 К,  $\sigma = 2,5 \div 4,5$  МПа приблизно до 100% їх умовної деформації. До цього моменту плин у робочій частині зразків, напевне, вже закінчується і фрагментація вихідних зерен. Сформована таким чином ультрадрібнозерниста зернова структура із середнім розміром зерна  $\bar{d} = 8$  мкм (рис.4 (б)) створює можливість для прояву зразками сплаву 1423 ефекту СНП при їх подальшому деформуванні.

Відомо [7], що на процеси формування ультрадрібнозернистої структури у ході динамічної рекристалізації зразків багатокомпонентних алюмінієво-літєвих сплавів визначальний вплив здійснюють цирконій і скандій. Ці елементи утворюють з алюмінієм дисперсні частинки фаз  $ZrAl_3$  і  $ScAl_3$ , наявність яких сприяє збереженню у сплавах полігонізованої структури. Дисперсні частинки інтерметалідних фаз  $ZrAl_3$  і  $ScAl_3$  також протидіють подальшому росту ультрадрібних зерен, які зароджуються внаслідок фрагментації крупних зерен у ході надпластичного плину зразків всіх досліджених алюмінієвих сплавів при високих гомологічних температурах.

На рис.5 наведені залежності відносного видовження до зруйнування  $\delta$  від прикладеного напруження  $\sigma$  для зразків досліджуваних сплавів, надпластично продеформованих до зруйнування при

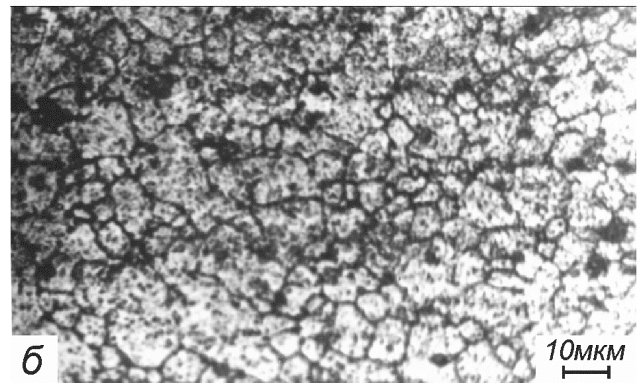
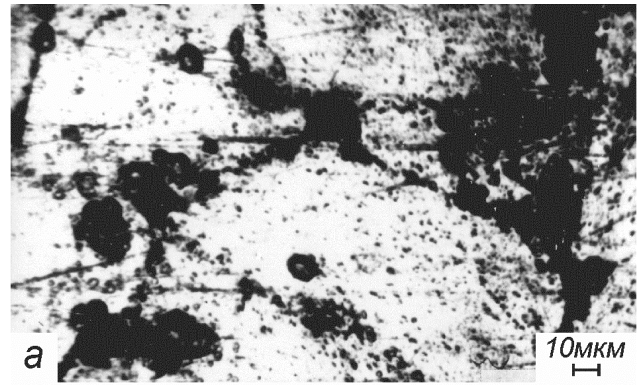


Рис.4. Характерні види мікроструктури зразка сплаву 1423: (а) – мікроструктура зразка, підготовленого до випробування; (б) – зернова структура робочої частини зразка, надпластично продеформованого на 100% при 773К і  $\sigma = 3,5$  МПа.

Fig.4. Characteristic types of microstructure of the alloy 1423 sample: (a) – microstructure of the sample prepared for testing; (b) – grain structure of the working part of the sample superplastically deformed to 100% at 773K and  $\sigma = 3.5$  MPa.

оптимальних температурах НПД. Видно, що вони мають типовий для СНП вигляд кривих з максимумом.

На рис.6 представлено загальний вигляд зразків, що проявили оптимальні умови СНП у порівнянні з вихідним зразком. Як видно з рис.6 на макроскопічному рівні зразки всіх досліджених сплавів, що проявили максимальну пластичність при деформуванні в температурно-швидкісних умовах, оптимальних для прояву ними ефекту НПД, деформувались однорідно. Надпластичний плин зразків був стабільним, а їх руйнування відбувалось без помітної локалізації деформації у вигляді шийки.

На відміну від цього на мікроскопічному рівні надпластичний плин зразків всіх досліджених сплавів був локально неоднорідним оскільки він здійснювався переважно за рахунок розвитку зернограничного проковзування на багатокутових границях зерен, що характерно для металевих матеріалів, які проявляють ефект СНП [1-4,16].

Дослідження мікроструктури робочої частини

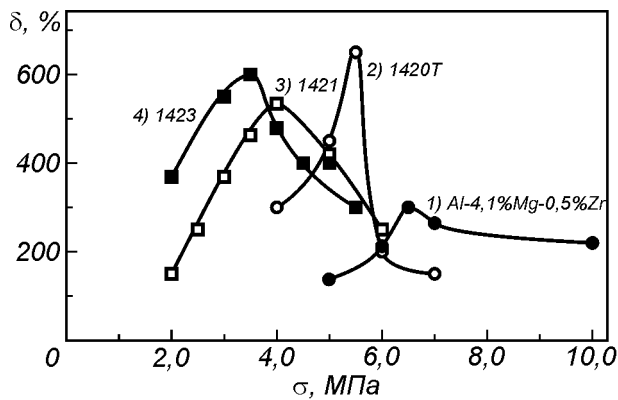


Рис.5. Залежності відносного видовження до зруйнування  $\delta$  від прикладеного напруження  $\sigma$  для зразків досліджуваних сплавів, надпластично продеформованих до зруйнування при оптимальних температурах НПД: 1) – Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr; 2) – 1420Т; 3) – 1421; 4) – 1423.

Fig.5. Dependences of the relative elongation to failure from the applied stress for the samples of the studied alloys superplastically deformed to failure at the optimum temperatures of the SPD: 1) – Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr; 2) – 1420T; 3) – 1421; 4) – 1423.

зразків сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, надпластично продеформованих до зруйнування, дає підставу стверджувати, що у ході НПД, яка здійснюється в оптимальних температурно-швидкісних умовах, вони перебувають у твердому стані. У серцевині зерен та їх границях спостерігається скупчення частинок інтерметаліду (рис.7). Вірогідно це фаза  $Mg_5Al_8$  [18]. Ця фаза, як зазначено у праці [18], може входити до складу подвійної евтектики Al+ $Mg_5Al_8$  та потрібної евтектики Al+ $Mg_5Al_8$ +ZrAl<sub>3</sub>. Температури плавлення цих евтектик близькі до 773K [18], яка вища за ту температуру, при якій зразки сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr проявляють ефект СНП, тому вони перебувають у ході надпластичного плину в твердому стані. Встановлено що у ході НПД в зразках сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr незначно збільшується середній розмір зерен та накопичується пористість. Їх зруйнування відбувається після об'єднання пор у магістральні тріщини.

Металографічні дослідження показали, що зернова структура зразків сплавів 1420Т, 1421 та 1423 у ході НПД при високих гомологічних температурах зростає незначно. У зразках накопичується пористість та проходять структурні зміни, які, вірогідно, пов'язані з локальним плавленням на границях зерен та на міжфазних границях.

Про те, що зразки сплавів 1420Т, 1421 та 1423 проявляють ефект СНП, перебуваючи у твердо-рідкому

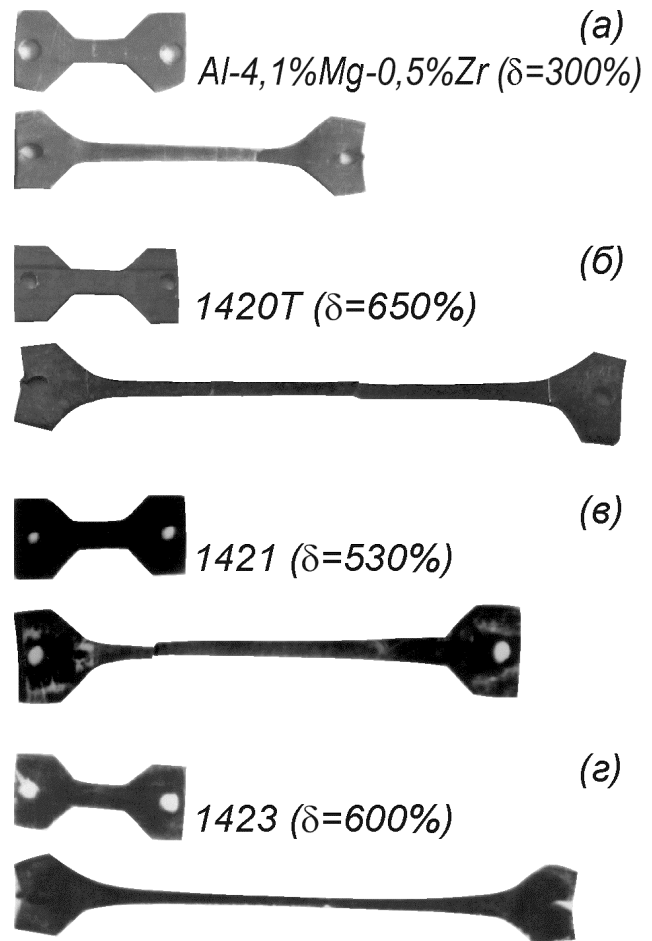


Рис.6. Загальний вигляд зразків, що проявили оптимальні умови СНП у порівнянні з вихідним зразком: (а) Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, (б) – 1420Т, (в) – 1421, (г) – 1423.

Fig.6. The general view of the samples that showed the optimal SSP conditions in comparison with the original sample: (a) Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr, (b) – 1420T, (c) – 1421, (d) – 1423.

стані, побічно свідчить те, що у приповерхневих порах та тріщинах, які утворились у робочих частинах зразків у ході їх надпластичного плину, були виявлені волокнисті структури (рис.7). Було встановлено, що волокна спостерігаються у зразках, які були надпластично продеформовані при  $T \geq 773$  К до ступенів умовної деформації  $\sim 70\%$ . Волокна в порах та в тріщинах розташовані паралельно напрямку осі розтягування зразка. Одним кінцем або ж обома кінцями вони прикріплені до внутрішніх поверхонь пор і тріщин, перпендикулярних напрямку розтягування зразків. Волокнисті структури, які за своїм виглядом схожі на застигли струмини в'язкої рідини, вкриті крихкими оксидними плівками.

Можна стверджувати, що розвиток волокнистих структур у порах і в тріщинах, що утворюються у ході НПД зразків, відбувається у результаті в'язкого



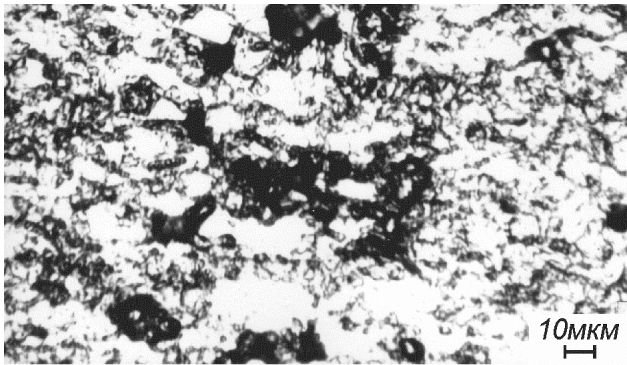


Рис. 7. Типовий вигляд мікроструктури зразка сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr, надпластично продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах СНП на 300% при: 773К,  $\sigma = 6,5$  МПа,  $\dot{\epsilon}_{icm} = 4,3 \cdot 10^{-4} c^{-1}$ .

Fig. 7. A typical view of the microstructure of the alloy Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr sample, superplastically deformed to failure under the optimal conditions of SSP to 300% at: 773K,  $\sigma = 6.5$  MPa,  $\dot{\epsilon}_{icm} = 4.3 \cdot 10^{-4} c^{-1}$ .

плину рідко-твердої фази, яка утворилась внаслідок часткового плавлення сплавів.

Як відомо [7] у системі Al-Mg-Li-Zr-Sc, до якої належать сплави 1420Т, 1421 та 1423, у рівновазі з твердим розчином на основі алюмінію можуть перебувати такі інтерметалідні фази:  $Mg_2Al_3$ ,  $Mg_{17}Al_{12}$ , AlLi,  $MgLiAl_2$ ,  $MgLi_xAl_2$ ,  $Al_3Zr$ ,  $Al_3Sc$ . Як видно, їх переважна більшість містить у своєму складі магній і літій. Деякі з цих фаз входять до складу сумішей кристалів перитектичного походження [7]. У зразках досліджених сплавів такі суміші локалізовані у вигляді прошарків між деякими зернами. Проходження перитектичних реакцій при 488°C:  $(P + LiAl) \leftrightarrow (\alpha_{Al} + MgLiAl_2)$ ; при 472°C:  $(P + MgLiAl_2) \leftrightarrow (\alpha_{Al} + Mg_{17}Al_{12})$ ; при 456°C:  $(P + Mg_{17}Al_{12}) \leftrightarrow (\alpha_{Al} + Mg_2Al_3)$  [7] вірогідно може бути однією з причин часткового плавлення сплавів 1420Т, 1421 та 1423 у ході їх НПД. Часткове плавлення цих сплавів вірогідно може здійснюватися і завдяки наявності на границях зерен сегрегацій магнію і літію, які знижують температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію.

Схожі за виглядом волокнисті структури в надпластично продеформованих зразках багатокомпонентних алюмінієвих сплавів були виявлені також авторами праць [21-26], які досліджували структурні зміни, що відбуваються у ході надпластичної деформації багатокомпонентних алюмінієвих сплавів.

Морфологічні характеристики, а також механізми виникнення та розвитку волокнистих утворень у ході НПД при високих гомологічних температурах у зразках різних багатокомпонентних промислових алюмінієвих сплавів з матричною структурою, морфологія та

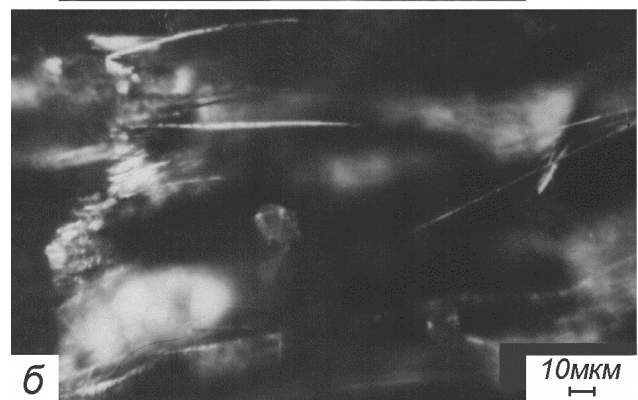


Рис.8. Вид волокнистих структур у робочій частині зразків сплавів 1420Т (а), 1421 (б), 1423 (в), продеформованих в оптимальних умовах НПД. Світлова мікроскопія.

Fig.8. The view of fibrous structures in the working part of samples of alloys 1420T (a), 1421 (b), 1423 (c), deformed under optimal conditions of the SPD. Light microscopy.

хімічний склад яких були досліджені з використанням методів скануючої електронної мікроскопії та енергодисперсійного рентгенівського мікροаналізу розглянуто нами у працях [11-14,19,20].

## ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що присутність у складі сплавів цирконію та скандію приводить до утворення дисперсних частинок фаз  $ZrAl_3$  і  $ScAl_3$ , які забезпечують формування зернової структури у ході динамічної рекристалізації зразків сплавів

Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr та 1423, а також протидіє росту зерен у ході надпластичного плину зразків всіх досліджених сплавів.

2. Магній і літій, які входять до складу зразків досліджених сплавів 1420T, 1421 і 1423, утворюють з алюмінієм кілька інтерметалідних фаз. Ці фази входять до складу сумішей кристалів перитектичного походження, які локалізовані у вигляді прошарків між деякими зернами. Проходження перитектичних реакцій при високих гомологічних температурах може бути однією з причин часткового плавлення зразків сплавів 1420T, 1421 та 1423 у ході їх надпластичної деформації.

3. Часткове плавлення зразків сплавів 1420T, 1421 і 1423 вірогідно може здійснюватися і завдяки

наявності на границях зерен сегрегацій магнію і літію, які знижують температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію.

4. Часткове плавлення зразків сплавів 1420T, 1421 і 1423 у ході їх надпластичної деформації, яка здійснюється при високих гомологічних температурах, приводить до утворення на границях зерен осередків метастабільної рідко-твердої фази, в'язкий плин якої приводить до утворення волокнистих структур внаслідок розвитку зернограничного проковзування.

#### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори повідомляють про відсутність конфлікту інтересів.

#### СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. И.И. Новиков, В.К. Портной. Сверхпластичность металлов и сплавов с ультрамелким зерном, *Металлургия*, М. (1981), 168 с.
2. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов, *Металлургия*, М. (1984), 264 с.
3. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов / Под ред. Н. Пейтона, К. Гамильтона: Пер. с англ., *Металлургия*, М. (1985), 218 с.
4. K.A. Padmanabhan, S. Balasivanandha Prabu, R.R. Mulyukov, Ayrat Nazarov, R.M. Imayev, S. Ghosh Chowdhury Superplasticity: Common Basis for a Near-Ubiquitous Phenomenon, Springer, Verlag, Berlin, Heidelberg. (2018), 526 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-31957-0>
5. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. *Advances in Materials Science and Engineering*. V., Article ID 7606140, 1 (2018). <https://doi.org/10.1155/2018/7606140>
6. В.П. Пойда, А.В. Пойда. Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика», 36, 14 (2022). <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-36-02>
7. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства, *Наукова думка*, Киев. (1992), 192 с.
8. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник / В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. Под общей редакцией И.Н. Фридляндера, КОМИНТЕХ, К. (2005), 365 с.
9. В.П. Пойда. Вісник Харківського державного університету. Серія «Фізика», 1, 417, 90 (1998).
10. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, Н.К. Ценев, Н.Н. Жуков. Вісник Харківського державного університету. Серія «Фізика», 5, 516, 99 (2001).
11. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда, В.Ф. Клепиков. *Металлофизика и новейшие технологии*, 25, 1, 117 (2003).
12. В.П. Пойда, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, О.П. Криштал, О.Л. Самсоник, Д.Е. Педун,

#### REFERENCES

1. I.I. Novikov, V.K. Portnoy. Superplasticity of metals and alloys with ultrafine grains, *Metallurgy*, M. (1981). 168 p. (In Russian).
2. O.A. Kaibyshev. Superplasticity of industrial alloys, *Metallurgy*, M. (1984). 264p. (In Russian).
3. Superplastic Forming of Structural Alloys, Ed. by N. Paton, K. Hamilton: Transl. from English, *Metallurgy*, M. (1985), 218p. (In Russian).
4. K.A. Padmanabhan, S. Balasivanandha Prabu, R.R. Mulyukov, Ayrat Nazarov, R.M. Imayev, S. Ghosh Chowdhury Superplasticity: Common Basis for a Near-Ubiquitous Phenomenon, Springer, Verlag, Berlin, Heidelberg (2018), 526 p. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-31957-0>
5. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. *Advances in Materials Science and Engineering*. V., Article ID 7606140. 1-17 (2018). <https://doi.org/10.1155/2018/7606140>
6. V.P. Poyda, A.V. Poyda. *Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics"*, 36, 14 (2022). <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-36-02> (in Ukrainian).
7. I.N. Friedlander, K.V. Chuistov, A.L. Berezina, N.I. Kolobnev. Aluminum-lithium alloys. Structure and properties, *Naukova Dumka*, Kyiv. (1992), 192 p. (In Russian).
8. Aluminum alloys (composition, properties, technology, application). Reference book / V.M. Beletsky, G.A. Krivov. Under the general editorship of I.N. Friedlander, КОМИНТЕХ, К. (2005), 365 p. (In Russian).
9. V.P. Poyda Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics", 1, 417, 90 (1998) (in Russian).
10. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznetsova, N.K. Tsenev, N.N. Zhukov. *Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics"*, 5, 516, 99 (2001) (in Russian).
11. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznetsova, A.V. Poyda, V.F. Klepikov, *Metallophysics and advanced technologies*, 25, 1, 117 (2003) (in Russian).
12. V.P. Poyda, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznyetsova, O.P. Kryshstal', O.L. Samsonyk, D.YE Pedun,



- Кафарані Алі Махмуд. Вісник Харківського державного університету. Серія «Фізика», 13, 914, 86 (2010).
13. В.П. Пойда, Д.Є. Милая, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.В. Сухов. Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение», 4 (92), 139 (2014).
14. Д.Є. Мила, В.П. Пойда, В.В. Брюховецький, А.В. Пойда. Металофізика та новітні технології, 42, 4, 511 (2020). <https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511>
15. С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография, Металлургия, М. (1976), 272 с.
16. М.Х. Рабинович, Н.К. Ценев, Р.З. Валиев. Изв. АН СССР. Металлы, 6, 143 (1984).
17. Р.З. Валиев, О.А. Кайбышев, Г.Ф. Корзникова, Н.К. Ценев. Физика металлов и металловедение, 62, 1, 180 (1986).
18. М.Е. Дриц, Э.С. Кандер, В.И. Кузьмина. Изв. АН СССР. Металлы, 5, 170 (1969).
19. Д.Є. Педун, В.П. Пойда, В.В. Брюховецький, А.В. Пойда, Р.В. Сухов, А.П. Кришталь. Вісник Харківського державного університету. Серія «Фізика», 18, 1075, 55 (2013).
20. В.П. Пойда, Д.Є. Мила, А.В. Пойда, В.В. Брюховецький, С.І. Петрушенко. Вісник Харківського державного університету. Серія «Фізика», 35, 7 (2021).
21. M.G. Zelin, S. Guillard. Materials Science and Technology, 15, 309 (1999). <https://doi.org/10.1179/026708399101505734>
22. C.L. Chen, M.J. Tan. Materials Science and Engineering, A298, 235 (2001). [https://doi.org/10.1016/S0928-4931\(00\)00193-4](https://doi.org/10.1016/S0928-4931(00)00193-4)
23. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. Interface Sci., 4, 3-4, 357 (1996). <https://doi.org/10.1007/BF00240254>
24. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. Materials Science Forum., 551-552, 645 (2007). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.551-552.645>
25. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. Acta Mater., 44, 2, 697 (1996). [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00176-X](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00176-X)
26. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib and James R. Ciulika. Scripta Materialia, 60, 660, 459 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.031>
- Kafarani Ali Makhmud, Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics", 13, 914, 86 (2010) (in Ukrainian).
13. V.P. Poyda, D.Ye. Milaya, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.V. Sukhov. Problems of atomic science and technology. Series "Physics of Radiation Damage and Radiation Materials Science", 4 (92), 139 (2014) (in Russian).
14. D.Ye. Myla, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda. Metallophysics and advanced technologies, 42, 4, 511 (2020). <https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511> (in Ukrainian).
15. S.A. Saltykov. Stereometric metallography, Metallurgy, M. (1976), 272 p. (In Russian).
16. M.Kh. Rabinovich, N.K. Tsenev, R.Z. Valiev. Izvestiya of Academy of Sciences of the USSR. Metals, 6, 143 (1984) (in Russian).
17. R.Z. Valiev, O.A. Kaibyshev, G.F. Korznikova, N.K. Tsenev. Physics of Metals and Metal Science, 62, 1, 180 (1986) (in Russian).
18. M.Ye. Drits, E.S. Kander, V.I. Kuz'mina. Izvestiya of Academy of Sciences of the USSR. Metals, 5, 170 (1969) (in Russian).
19. D.Ye. Pedun, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, R.V. Sukhov, A.P. Kryshthal'. Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics", 18, 1075, 55 (2013) (in Russian).
20. V.P. Poyda, D.Ye. Myla, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, S.I. Petrusenko. Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics", 35, 7 (2021) (in Ukrainian).
21. M.G. Zelin, S. Guillard. Materials Science and Technology, 15, 309 (1999). <https://doi.org/10.1179/026708399101505734>
22. C.L. Chen, M.J. Tan. Materials Science and Engineering, A298, 235 (2001). [https://doi.org/10.1016/S0928-4931\(00\)00193-4](https://doi.org/10.1016/S0928-4931(00)00193-4)
23. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. Interface Sci., 4, 3-4, 357 (1996). <https://doi.org/10.1007/BF00240254>
24. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. Materials Science Forum., 551-552, 645 (2007). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.551-552.645>
25. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. Acta Mater., 44, 2, 697 (1996). [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00176-X](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00176-X)
26. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib and James R. Ciulika. Scripta Materialia, 60, 660, 459 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.031>

THE INFLUENCE OF THE MAIN ALLOYING ELEMENTS ON THE FORMATION OF THE INITIAL GRAIN STRUCTURE, ON PHASE TRANSFORMATIONS AND ON STRUCTURAL CHANGES THAT OCCUR DURING SUPERPLASTIC DEFORMATION OF ALLOYS AL - 4.1 WT.% MG - 0.5 WT.% ZR, 1420T, 1421, 1423

**V.P. Poyda<sup>1</sup>, A.V. Poyda<sup>2</sup>, D.E. Mila<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*V.N. Karazin Kharkiv National University Svoboda square, 4, Kharkiv, Ukraine, 61022*

<sup>2</sup>*National Scientific Center “Kharkiv Institute of Physics and Technology” NAS of Ukraine Academichna street, 1, Kharkiv, Ukraine, 61108*

<sup>3</sup>*Institute of Electrophysics and Radiation Technologies NAS of Ukraine P.O. Box 8812, Chernyshevsky St. 28, Kharkiv, Ukraine, 61002;*

Submitted September 03, 2022; Revised October 05, 2022; Accepted October 15, 2022

The article presents the results of research aimed at revealing the influence of the main alloying elements on the formation of the initial grain structure, on phase transformations and on structural changes that occur during superplastic deformation of several aluminum alloys. It was possible to form a homogeneous ultrafine-grained structure in samples of alloys Al - 4.1 wt.% Mg - 0.5 wt.% Zr and 1423 due to dynamic recrystallization during their superplastic deformation. It is revealed that the initial microstructure of the 1420T alloy samples is bimodal. The average grain size is approximately 5  $\mu\text{m}$ , in some areas of the working part of the samples there are large elongated grains, the average size of which is approximately equal to 25  $\mu\text{m}$ . The initial structure of alloy 1421 samples is fine-grained, and the initial structure of alloy 1423 samples is multi-grained and coarse-grained. Metallographic studies showed that the grain structure of samples of alloys 1420T, 1421 and 1423 increases slightly during superplastic deformation at high homologous temperatures. Cavitation accumulates in the samples and structural changes occur, which are probably associated with local melting at grain boundaries and at interphase boundaries. It was established that the presence of zirconium and scandium additions in the composition of the samples ensures the formation of an ultrafine-grained structure in them and counteracts the grain growth during superplastic flow. Magnesium and lithium, which are included in the samples of the studied alloys 1420T, 1421 and 1423, form several intermetallic phases with aluminum. These phases are part of mixtures of crystals of peritectic origin, which are localized in the form of layers between some grains. The occurrence of peritectic reactions at high homologous temperatures can be one of the reasons for the partial melting of samples of alloys 1420T, 1421, and 1423 during their superplastic deformation. Partial melting of samples of alloys 1420T, 1421 and 1423 can probably be carried out due to the presence of segregations of magnesium and lithium at the grain boundaries, which lower the melting temperature of the aluminum-based solid solution. Partial melting of samples of alloys 1420T, 1421, and 1423 during their superplastic deformation, which is performed at high homologous temperatures, leads to the formation of cells of a metastable liquid-solid phase at the grain boundaries, the viscous flow of which leads to the formation of fibrous structures due to the development of grain boundary sliding.

**Key words:** *ultrafine-grained structure, superplastic deformation, static recrystallization, dynamic recrystallization.*

Original article

In print article

<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-04>

## ІЗ ГЛИБИНИ СПОГАДІВ

М.Б. Лазарева

*mlazareva029@gmail.com*

<https://orcid.org/0000-0001-5822-4400>

*Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, вул. Академічна, 1, Харків, Україна*

Надійшла до редакції 08 вересня 2022 р. Переглянуто 19 жовтня 2022 р.

Прийнято до друку 29 жовтня 2022 р.

Від редакційної колегії.

З метою підготовки до відзначення 110 річниці від дня народження Володимира Гнатовича Хоткевича, видатного фізика, доктора фізико-математичних наук, професора, члена-кореспондента АН України, ректора Харківського державного університету (1966 – 1975), яке відбудеться 11 квітня 2023 року, керівництво редакційної колегії «Вісника Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика» звернулось до Марини Борисівни Лазаревої, кандидата фізико-математичних наук, старшого наукового співробітника Національного наукового центру «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України з проханням поділитися своїми спогадами про Володимира Гнатовича Хоткевича, якого вона добре знала особисто. Марина Борисівна відгукнулась на наше прохання і підготувала статтю «Із глибини спогадів», текст якої наведено нижче.

«Багато стирається із людської пам'яті.

Але є справи і події, які не повинні забуватися»

В. Г. Хоткевич.

Я б ще додала «і люди»

«Love will ke epusalive» –

Любов зберігає нас живими.

Із Володимиром Гнатовичем Хоткевичем (рис.1) мене пов'язує багато спогадів, оскільки практично все моє життя, з раннього дитинства аж до його смерті, було тісно з ним пов'язане.

Багато чого, звичайно, вже забулося, але я спробую розповісти про окремі моменти, які залишили яскравий слід у моїй пам'яті.

Мої батьки були дуже близькими друзями з Володимиром Гнатовичем і дружили з ним багато-багато років, практично до останніх днів його життя. Мій тато – Борис Георгієвич Лазарев познайомився з семирічним Володею Хоткевичем ще у 1919 році, коли він 13-річним хлопцем приїхав на літні місяці у Лозовеньки до старшого брата і працював там помічником пасічника. Але дружба Б.Г. Лазарева та В.Г. Хоткевича, яка тривала аж до смерті Володимира Гнатовича, розпочалася в 1934 році під час стажування Б.Г. Лазарева у криогенній лабораторії УФТІ, якою на той час керував Лев Васильович Шубніков. Одним із співробітників цієї

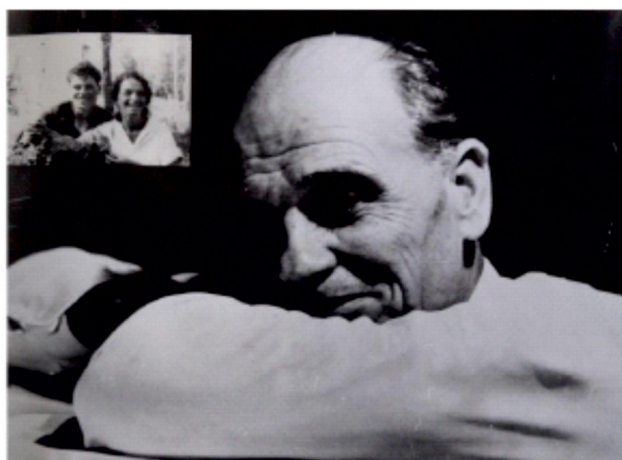


Рис.1. В.Г. Хоткевич. 70-ті роки.

Fig.1. V.G. Hotkevich. 70s.

©Лазарева М., 2022

Open Access. This article is licensed under a Creative Commons Attribution 4.0 <http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



лабораторії був В.Г. Хоткевич (рис.2).

В.Г. Хоткевич і мої батьки Б.Г. Лазарєв та Л.С. Лазарева все життя дуже дружили з Олександром

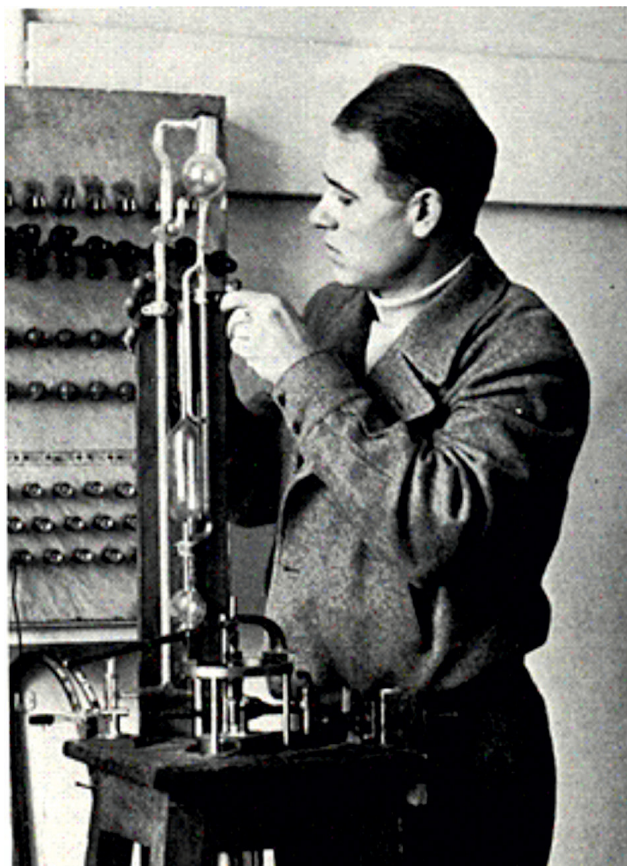


Рис.2. В.Г. Хоткевич у криогенній лабораторії ХФТІ. 30-ті роки.

*Fig.2. V.G. Khotkevich in the cryogenic laboratory of KhFTI. 30s.*

Іллічем Лейпунським та з його дружиною – Антоніною Федорівною Прихотько (рис.3). Вірна і плідна дружба збагачувала духовно моїх батьків та родину Володимира Гнатовича. Більш близьких друзів у них не було. Вони підтримували дружні стосунки і завжди були разом, хоч і проживали у різних містах. Разом працювали, ходили в походи, захоплювались альпінізмом, відвідували школу верхової їзди. Це їм потім стало у нагоді, коли вони у 1936 році здійснили сходження на гору Белуха (рис.4), найвищу гору (4500 метрів) на Алтаї, а також здійснювали сходження на Кавказі [1].

Коли мої батьки у 1937 році переїхали до Харкова, мені було всього 3 місяці. Я росла і виховувалася також в атмосфері великої справжньої дружби. Володимир Гнатович, як мені розповідала мама, часто носив мене на руках і навіть залишався зі мною, коли мої батьки кудись ішли без мене.

Коли розпочалася війна з фашистами мені було 4 роки. Володимир Гнатович разом із моїм батьком та з іншими співробітниками криогенної лабораторії



Рис.3. Зустріч друзів. Зліва направо Т.І. Курдюмова, Г.В. Курдюмов, О.І. Лейпунський, Б.Г. Лазарєв, В.Г. Хоткевич, А.Ф. Прихотько [1].

*Fig.3. A meeting of friends. From left to right T.I. Kurdyumova, G.V. Kurdyumov, O.I. Leipunskyi, B.G. Lazarev, V.G. Hotkevich, A.F. Prykhot'ko [1].*

займався розробкою технології виробництва хімічних запалювачів для пляшок з горючою сумішшю (так звані БВ – УФТІ) [1]. 23 вересня 1941 року сім'ї співробітників УФТІ відправляли в евакуацію далеко на схід. Володимир Гнатович ніс мене до вагона на руках. Раптом почалося бомбардування. Він поклав мене в якусь ямку, а сам ліг зверху, щоб я залишилася жива. Це запам'яталося мені на все життя.

Ешелон із співробітниками інституту, які вивозили в евакуацію наукове обладнання, виїхав із Харкова



Рис.4. Під час сходження на вершину Белухи. По альпіністській трасі у зв'язці йдуть: В.Г. Хоткевич, А.Ф. Прихотько, Л.С. Лазарева, Б. Кизельбаш, Б.Г. Лазарєв.

*Fig.4. While climbing to the top of the Belukha. On the climbing highway there are: V.G. Hotkevich, A.F. Prykhot'ko, L.S. Lazareva, B. Kizelbash, B.G. Lazarev.*

18 жовтня 1941 року зі станції Левада під гуркіт канонади на Холодній горі [1]. І ніхто з них не знав,





Рис.5. Портрети В.Г. Хоткевича (а) та Б.Г. Лазарева (б) [1].

Fig.5. Portraits of V.G. Khotkevich (a) and B.G. Lazarev (b) [1].

чи дойдуть вони цілими і неушкодженими у глибокий тил. Про той час, як зазначено в [1], нам нагадують фотографії малюнків, які були виконані невідомим художником на станції Волоконовка 23-24 жовтня 1941 року (рис.5). На цих малюнках зображені портрети В.Г. Хоткевича та Б.Г. Лазарева.

У грудні 1941 року ешелон із обладнанням та співробітниками ХФТІ прибув до Алма-Ати, і всі були неймовірно щасливі, коли зустріли там своїх рідних і близьких. Відразу ж почалася інтенсивна робота евакуйованого інституту на базі Державного казахського університету.

У 1943 році Володимир Гнатович і Борис Георгієвич були викликані до Москви для проведення досліджень, спрямованих на пристосування висококалорійного терміта, розробленого в Алма-Аті на основі передвоєнної роботи Володимира Гнатовича, для його використання на підводному флоті з метою підвищення дальності стрільби торпедами. Двигуни торпед тоді працювали на стиснутому повітрі, а підігрівання повітря спеціально розробленими термітними шашками давало можливість підняти робочий тиск і збільшити дальність ходу торпеди. У роки війни В.Г. Хоткевич захистив кандидатську дисертацію за оборонною тематикою.

Оскільки Володимир Гнатович та Борис Георгієвич мали великий досвід з альпінізму, то вони, як інструктори, були тимчасово залучені для навчання елементам альпінізму бійців тих військових підрозділів, які готувалися до звільнення гірського Кавказу.

Спогади про 1943 рік збереглися у моїй пам'яті. Я була в лікарні, і коли мене виписали, то знову ж таки Володимир Гнатович ніс мене з лікарні додому на руках, а я тримала коричневого плюшевого ведмедика. Це був подарунок від Володимира Гнатовича. Цей медведик і досі знаходиться у мене вдома як талісман. Я пишу про це для того, щоб було зрозуміло, наскільки



Рис.6. В.Г. Хоткевич та Л.С. Лазарева. 1943р. Алма-Ата.

Fig.6. V.G. Hotkevich and L.S. Lazareva. 1943. Alma-Ata.

тісні, практично родинні стосунки були у мене з Володимиром Гнатовичем.

Про роботу ХФТІ після повернення із евакуації. Інститут повернувся із евакуації 8 квітня 1944 року, коли ще не закінчилася війна, але Харків уже звільнили – 23 серпня 1943 року. Інститут почали інтенсивно відновлювати, і розпочалася наукова робота. Спочатку у 1945 році відновили головний корпус УФТІ, а до 1 листопада 1946 року вдалося у повній мірі запустити азотний, водневий і гелієвий зріджувачі. Володимир Гнатович (рис.6) взяв активну участь у відновленні кріогенної лабораторії [1].

Починаючи з 1957 року, я вже ходила до нашого інституту, де виконувала спочатку курсову, а потім і дипломну роботу. Володимир Гнатович завжди дуже цікавився моєю науковою роботою, і коли вийшла з друку стаття з низькотемпературного поліморфізму металів, написана за результатами моєї дипломної роботи, у якій Володимир Гнатович був одним із співавторів, то на її відбитку він зробив мені свій автограф із побажаннями подальших спільних наукових праць.

Володимир Гнатович Хоткевич був одружений з Наталею Данилівною Мацкевич. Наталя Данилівна була дуже красивою жінкою (рис.7). Працювала дитячим лікарем, ортопедом-травматологом у Інституті ортопедії і травматології імені проф. М.І. Ситенка [2]. Вона мала науковий ступінь кандидата медичних наук і займалася лікуванням дітей з ортопедичною патологією. Була досвідченим і знаним фахівцем у цій галузі медицини. Проявляла вимогливість до себе та до



Рис.7. Наталя Данилівна Мацкевич.

Fig.7. Natalya Danylivna Matskevich.

своїх колег і, разом з тим, відзначалася доброзичливістю та вмінням проводити бесіди із батьками хворих дітей, переконувати їх у необхідності дотримання лікувальних процедур. Не дивлячись на те, що під час проведення медичних процедур Наталя Данилівна мала суворий вигляд, пацієнти її дуже любили, а це ж були діти.

4 травня 1954 року у сім'ї Хоткевичів народилися сини-близнюки: Андрюша і Володя Хоткевичі. У дитинстві вони були рухливі, як вихор. Коли брати Хоткевичі приходили до нас, то весь дім був перевернутий догори дном, і нашу бідну кішку потім неможливо було кілька днів витягти з-під дивану. Володимир Гнатович був, звичайно, надто щасливим, але любов до мене не пройшла – я це відчувала.

Один з братів Наталі Данилівни, Андрій Данилович Мацкевич (вони з Наталією Данилівною були близнюками) – відомий Харківський архітектор, майстер спорту і старший інструктор з альпінізму, який спроектував міст над залізницею до Холодної Гори. У 1953 році він загинув при сходженні у горах. Сім'я Хоткевичів проживала на Шатилівці. Коли їхній дім



Рис.8. Б.Г. Лазарєв та В.Г. Хоткевич у криогенній лабораторії ХФТІ.

Fig.8. B.G. Lazarev and V.G. Khotkevich in the cryogenic laboratory of KhPTI.

планували знести, тому що там повинні були побудувати якісь висотні будинки, то вони переїхали в наш будинок, розташований на вулиці Чайковського. Це було великою психологічною травмою для Наталі Данилівни, тому що все її життя пройшло там, на Шатилівці. Проте ми стали частіше бачитися і стали з Наталією Данилівною ріднішими. Мені дуже подобалася Наталя Данилівна і ми разом з моєю мамою, а то і я сама, часто бували у них вдома, особливо в останні роки життя Володимира Гнатовича і Наталії Данилівни.

З Андрюшею та з Володею Хоткевичами у мене були дуже хороші стосунки, особливо з Андрюшею. У нас з ним була опублікована спільна стаття про вплив площин двійникування на спектр електрон-фононної взаємодії в олові, і були спільні плани щодо продовження цієї діяльності. Думаю, що Володимир Гнатович був би дуже радий за нашу співпрацю і за те, що зв'язок часів продовжується. Але доля розпорядилася інакше. Передчасна смерть Андрія Володимировича Хоткевича 6 лютого 2019 року і для мене також була тяжкою втратою.

Тепер трішки про самого Володимира Гнатовича як людину та науковця. Це була незвичайна людина з м'яким, ліричним характером. У книзі «Б.Г. Лазарєв. Життя в науці» [1] є невелика замітка про В.Г. Хоткевича. У ній Борис Георгієвич, зокрема, зазначав: «Нас многое объединяло, у нас была единая точка зрения на то, что такое наука и как ею нужно заниматься». Прочитавши цю замітку, розумієш, наскільки Володимир Гнатович любив і інститут, і криогенну лабораторію, в якій пройшла більша частина його життя. І навіть тоді, коли він уже працював у Харківському університеті, то часто приходив у наш відділ (рис.8) і відчувалось, що це був його рідний дім. Він дуже любив наукову



Под ред. проф. Н.А. Коржа. Х.: Прапор, 2007. 203 с.

Рис.9. А.Ф. Прихотько, Б.Г. Лазарєв та В.Г. Хоткевич на пленарному засіданні наукової конференції.

Fig.9. A.F. Prykhotko, B.G. Lazarev and V.G. Khotkevich at the plenary session of the scientific conference.

роботу і з радістю брав участь у наукових семінарах та конференціях (рис.9), а адміністративна робота його дуже втомлювала. Докторська дисертація Володимира Гнатовича на тему «Влияние неоднородного состояния кристаллической решетки на свойства металлов при низких температурах» і до сьогодні є настільною книгою і для мене, і для багатьох співробітників нашої лабораторії.

Згадується ще такий випадок: Володимир Гнатович з Наталією Данилівною і дітьми вже проживали в нашому будинку на вулиці Чайковського. Був місяць травень, уже було тепло і я зустрілася біля будинку з Володимиром Гнатовичем. Він ішов у теплому плащі і калошах, і я його запитала: «Володю, чому ти в калошах і так тепло одягнений?» А він мені з посмішкою відповів: «Вказівки зняти калоші і перейти на літню форму одягу не поступало!».

Раптова смерть Володимира Гнатовича Хоткевича 9 липня 1982 р. була дуже великим горем для моїх батьків і для мене – адже він був для мене практично другим батьком.

Дуже важко втрачати близьких людей, особливо якщо все життя проходило поряд з ними, але пам'ять залишає глибокий слід.

Я щаслива, що Володимир Гнатович Хоткевич був у моєму житті!

#### СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Б.Г. Лазарєв. Жизнь в науке. Избранные труды. Воспоминания. ННЦ ХФТИ, 2003. 704 с.
2. Институт патологии позвоночника и суставов им. проф. М.И. Ситенко АМН Украины; История института. Воспоминания о людях, судьбах, времени /





#### PHISYCS FACULTY SEMINAR

The purpose of the seminar is to inform colleagues about the research results, current scientific publications, recent achievements in physics; discussing the prospects for joint research, strengthening the interaction between the theoretical and experimental links of the faculty, and the possibilities of more efficient use of experimental equipment. Colleagues from other universities and research institutes are invited to report.

Please send applications to the report at [olena.m.savchenko@gmail.com](mailto:olena.m.savchenko@gmail.com). In the application it is necessary to specify the regalia of the speaker, the place of work, the contact phone number, the title of the report, the desired date. Reports are accompanied by a computer presentation. Simultaneously with the application, the speaker must submit abstracts (abstract) in English for publication in The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University "Physics series".

**Seminar:** Modern Quantum Electronics

#### **Dr Oleg Makarovsky**

Associate Professor, Experimental Condensed Matter and Nanoscience group,  
School of Physics & Astronomy, University of Nottingham

Rapid development of novel nanomaterials, such as graphene, colloidal quantum dots, perovskites, introduced disruptive changes in the landscape of modern electronic devices. To date few of those materials are already exploited commercially in devices such as Quantum Dot Light Emitting Diodes (QD LEDs), QD LED TVsor Quantum Computers. In this lecture, I will review the progress of quantum electronics over the last 20 years focussing on the recent breakthroughs that were enabled by emergence of novel materials and will discuss potential future developments. I will introduce a diverse family of modern quantum semiconducting materials with quantum properties that are explored for the next generation of quantum devices and technologies, and modern techniques used for their study.

#### Biography

Oleg Makarovsky graduated from the Radiophysics Department of Kharkiv State University in 1993, earned his Ph.D. in Physics from the Faculty of Mathematics and Physics, Charles University, Prague Czech Republic in 2000. From 2000 he is working at the University of Nottingham UK, where he is now an Associate Professor in Physics in the School of Physics and Astronomy. Oleg Makarovskiy has > 20 years experience in quantum semiconductor physics and devices.



---

His present research includes work on 2D/0D electronic and optoelectronic devices based on graphene, colloidal quantum dots and other nanomaterials, he has published >100 research papers, including those in Nature group and Advanced Materials journals.

**Семінар:** Сучасна квантова електроніка

**Доктор Олег Макаровський**

Асоційований професор групи експериментальних досліджень  
фізики конденсованих середовищ і нанотехнологій,

Школа Фізики та Астрономії, університет Ноттінгема (Великобританія).

Швидкий розвиток нових наноматеріалів, таких як графен, коллоїдні квантові точки, перовскіти, вніс великі зміни у різноманітність сучасних електронних пристроїв. На сьогоднішній день деякі з цих матеріалів вже використовуються у комерційних приладах та пристроях, таких як світловипромінюючі діоди з квантовими точками (QDLED), телевізори на їх основі (QDLEDTV) та квантові комп'ютери. В цій лекції буде представлений прогрес квантової електроніки за останні 20 років, зосереджуючи увагу на нещодавніх проривах, які стали можливими завдяки тому, що з'явилися нові матеріали та нанотехнології, а також потенційні майбутні розробки. В цій лекції також представлений широкий вибір сучасних низькорозмірних напівпровідникових матеріалів, нових квантових ефектів та відповідних технологій, які саме в цей час вже є основою задля наступного покоління квантових пристроїв, а також сучасних методів їх досліджень.

**Біографія**

Олег Макаровський закінчив радіофізичний факультет Харківського державного університету у 1993 році. У 2000 році, після закінчення аспірантури, захистив дисертацію та одержав ступінь PhD за напрямом фізики на факультеті математики та фізики Карлова університета, Прага, Чехія. З 2000 року він працює у Ноттінгемському університеті у Великобританії, де зараз він є асоційованим професором фізики у Школі фізики та астрономії. Олег Макаровський має більше ніж 20-річний досвід праці у квантовій фізиці напівпровідників та напівпровідникових пристроїв. Зараз він працює в галузі створення 2D/0D електронних та оптоелектронних пристроїв на основі графена, коллоїдних квантових точок та інших наноматеріалів. Він опублікував у співавторстві більше ніж 100 дослідницьких статей, у тому числі у журналах Nature group та Advanced Materials.

[http://physics.karazin.ua/ua/phys\\_facultet\\_seminar.html](http://physics.karazin.ua/ua/phys_facultet_seminar.html)

Огляд 2020-2022рр.

2020

Січень №24

«Метаматеріали: принципи фізики твердого тіла в електродинаміці»  
Доповідач ч.-кор.НАН України, проф. Тарапов С. І.

Лютий №25

«Дослідження зі спинкалоритроніки на КФНТ у 2017-2019рр.»  
Доповідач д.ф.-м.н., проф.Шкловський В.О.

З причини оголошеного карантину у зв'язку з пандемією коронавірусу в березні-травні 2020р. семінари не проводились

Вересень №27

«Присвячується пам'яті президента Національної Академії наук України Бориса Євгеновича Патона»  
Матеріали підготували к.ф.-м.наук , доц.Савченко О.М., к.ф.-м.наук , доц. Ткаченко М.В.

Жовтень №28

«Нетранзитивні парадокси»  
За статтю М.Гарднера матеріали підготувала к.ф.-м.наук, доц.Савченко О.М.

Листопад №29

---

«До 80-річчя кафедри загальної фізики. Наукова школа магнетизму. Історичний нарис»

Матеріали підготувала к.ф.-м.наук, доц. Савченко О.М. [http://physics.karazin.ua/doc/chairs/k\\_gph/istor\\_narys.pdf](http://physics.karazin.ua/doc/chairs/k_gph/istor_narys.pdf)

Грудень №30

«Наукова школа фізики низьких температур Харківського національного університету імені В.Н.Каразіна»

Матеріали підготував д.ф.-м.н., проф. Вовк Р.В.

2021

Січень №31

«Наукова робота кафедри експериментальної фізики. Історичні відомості та сучасний стан»

Матеріали підготував д.техн. наук, проф. Пойда В.П.

Лютий №32

«Філіал всесвітньо відомої наукової школи теоретичної фізики Ландау-Ліфшица в Харківському національному університеті імені В.Н.Каразіна»

Матеріали підготували к.ф.-м.наук, доц. Рашба Г.І., к.ф.-м.наук, доц. Єзерська О.В.

Березень №33

«Живий кристал. Презентація кафедри фізики кристалів»

Матеріали підготував к.ф.-м.наук, доц. Богданов В.

Квітень №34

«Наукова астрономічна школа в ХНУ»

Матеріали підготували д.ф.-м.н., проф. Шкуратов Ю.Г., д.ф.-м.н., проф. Шевченко В.Г.

Травень №35

«Презентація кафедри фізичної оптики»

Матеріали підготували д.ф.-м.н., проф. Галунов М.З., к.ф.-м.наук, доц. Маковецький Є.Д., к.ф.-м.наук, доц. Макаровський М.О.

Вересень №36

«Invited Lecture Terahertz spectroscopy of ultrafast spin dynamics»

Доповідач Dr. Rostislav Mikhaylovskiy, Lancaster University, UK

Жовтень №37

Кафедра вищої математики фізичного факультету

Матеріали підготував д.ф.-м.н., проф. Дюкарев В.М.

Листопад №38

«Кристалізація та структурні перетворення у фосфатах кальцію з метастабільними фазами»

Доповідач ст. викл. Гончаренко А.В.

Грудень №39

«Магнітна кумуляція. До 100-річчя академіка А.Д.Сахарова»

Матеріали підготували к.ф.-м.наук, доц. Савченко О.М., ст. викл. Мозуль К.О.

2022

Січень №40

«Сцинтиляційні матеріали та їх застосування»

Доповідач академік НАН України, д.техн. наук, проф. Гриньов Б.В.

Лютий №41

«Життєвий шлях та наукові здобутки академіка Синельникова К.Д.»

Матеріали підготував д.техн. наук, проф. Пойда В.П.

## ІНФОРМАЦІЯ ДЛЯ АВТОРІВ СТАТЕЙ

журналу "Вісник Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна. Серія "Фізика"

У журналі друкуються статті та стислі за змістом повідомлення, в яких наведені оригінальні результати теоретичних та експериментальних досліджень, а також аналітичні огляди літературних джерел з різноманітних актуальних проблем фізики за тематикою видання.

Мова статей – українська та англійська.

### ТЕМАТИКА ЖУРНАЛУ

1. Теоретична фізика.

2. Фізика твердого тіла.

3. Фізика низьких температур.

4. Фізика магнітних явищ.

5. Оптика та спектроскопія.

6. Загальні питання фізики і серед них: методологія та історія фізики, математичні методи фізичних досліджень, методика викладання фізики у вищій школі, техніка та методика фізичного експерименту тощо.

### ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ РУКОПИСІВ СТАТЕЙ

Загальний обсяг тексту рукопису статті повинен займати не більше ніж 15 сторінок.

Рукопис статті складається з титульної сторінки, на якій вказані: назва статті, ініціали, прізвища, ORCID, посада і науковий ступінь авторів, поштова адреса установи, в якій була виконана робота, класифікаційні індекси за системами PACS та УДК; анотацій на окремому аркуші з прізвищем та ініціалами авторів і назвою статті, викладеними українською та англійською мовами; основного тексту статті; списку літератури з посиланням на doi, якщо він присвоєний; підписів під рисунками; таблиць; рисунків: графіків, фотознімків.

В україномовних статтях підписи до рисунків і таблиць дублюються англійською мовою. За наявності в тексті кирилических цитувань надаються список літератури і розділ REFERENCES. За їх відсутності – тільки розділ REFERENCES. При оформленні у REFERENCES кирилических цитувань вказується авторський (офіційний) англійський варіант назви роботи та імен авторів. За його відсутності наводиться переклад англійською мовою (загальноживаний у літературі, якщо він існує). Наприкінці посилання необхідно вказати мову першоджерела, з якого зроблено переклад – наприклад, (In Ukrainian).

Анотація має бути за обсягом не менш ніж 1800 символів. Стаття має бути структурована. Висновки потрібно пронумерувати і в них навести саме висновки, а не повторювати анотацію.

Електронний варіант рукопису статті повинен відповідати таким вимогам: текст рукопису статті має бути набраний у форматі MicrosoftWord; вирівнювання тексту здійснено за лівим краєм; гарнітура TimesNewRoman; назва статті набрана прописними літерами; формули мають бути набрані в *MathType* (не нижче версії 6,5), у формулах кирилиця не допускається, символи з нижніми і верхніми індексами слід набирати в MicrosoftWord, ширина формули не більше 70 мм; графіки та фотографії необхідно подавати у графічному форматі, розрізнення не менше 300 dpi, поширення файлів має бути \*.jpg, ширина зображень для однієї або двох колонок 8 см та 16 см відповідно. Масштаб на мікрофотографіях необхідно надавати у вигляді масштабної лінійки.

### ПРИКЛАД ОФОРМЛЕННЯ СПИСКУ ЛІТЕРАТУРИ

1. Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. Теория упругости, Наука, М. (1978), 730 с.
2. М.В. Гнатенко. УФЖ, 60, 5, 390 (2015).
3. A.D. Ashby. Phys.Rev., A19, 213 (1985).
4. D.V. Vert. In Progress in Metals, ed. by R. Speer, USA, New York (1976), v.4, p.17.

### ДО РЕДАКЦІЇ НАДАЮТЬСЯ

1. Два роздруковані примірники рукопису статті, які підписані її авторами.
2. Електронна версія рукопису та дані щодо контактів для спілкування з її авторами. Матеріали слід надіслати електронною поштою на адресу [sergii.lebediev@karazin.ua](mailto:sergii.lebediev@karazin.ua).
3. Направлення від установи, де була виконана робота, і акти експертизи у двох примірниках; адреса, прізвище, повне ім'я та по-батькові авторів; номери телефонів, E-mail. Необхідно також зазначити автора рукопису, відповідального за спілкування з редакцією журналу.

Матеріали рукопису статті потрібно направляти за адресою: Редакція журналу «Вісник Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна. Серія «Фізика», Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, фізичний факультет, майдан Свободи, 4, Харків.

## INFORMATION FOR THE AUTHORS OF THE ARTICLES

in The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University, Series “Physics”

The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University Series Physics publishes articles and concise messages that contain original results of theoretical and experimental studies, as well as analytical reviews of literary sources on various topical issues of physics on the subject of the publication.

The language of the articles is Ukrainian, English and Russian.

### TOPICS OF THE JOURNAL

1. Theoretical physics.
2. Solid state physics.
3. Physics of low temperatures.
4. Physics of magnetic phenomena.
5. Optics and spectroscopy.
6. General issues of physics and among them: methodology and history of physics, mathematical methods of physical research, methods of teaching physics in high school, technique and methods of physical experiment, etc.

### REQUIREMENTS FOR ARTICLES

The total volume of the manuscript should be no more than 15 pages.

The manuscript of the article consists of a cover page, which states: the title of the article, the initials, surnames and ORCID of all authors, the mailing address of the institution where the work was performed, classification indexes for PACS and UDC systems; abstracts with keywords on a separate page with the authors' surnames and initials and article title, set out in Ukrainian and English; the main text of the article; list of references including links to doi if it is assigned to the article; captions under figures; tables; figures: graphics, photographs.

The abstract should be at least 1800 characters in length. The article should be structured. The conclusions should be numbered and should contain the conclusions, not the rewritten abstract.

The electronic version of the manuscript should meet the following requirements: the text of the manuscript should be typed in MicrosoftWord in Times New Roman font and be left-aligned; the title of the article should be written in capital letters; left, right, top and bottom margins should be 2.5 cm; formulas must be typed in *MathType* (version not lower than 6.5), Cyrillic in formulas is not allowed, characters with lower and upper indexes should be typed in MicrosoftWord, formula width should not be more than 70 mm; graphics and photos should be given in graphical format, with a resolution of at least 300 dpi, the file format should be \*.jpg, the image width for 1 or 2 columns should be 8 cm or 16 cm, respectively. The scale on the micrographs should be represented as a scale bar.

### EXAMPLE OF THE REFERENCES

1. L.D. Landau, E.M. Lifshitz. Theory of Elasticity, Nauka, M. (1978), 730 p. (In Russian).
2. M.V. Gnatenko. Ukr. J. Phys., 60, 5, 390 (2015). (In Ukrainian).
3. A.D. Ashby. Phys.Rev., A19, 213 (1985).
4. D.V. Vert. In Progress in Metals, ed. by R. Speer, USA, New York (1976), v.4, p.17.

### MATERIALS PROVIDED TO THE EDITOR

1. Two printed copies of the manuscript signed by authors.
2. Electronic version of the manuscript and contact information for communication with authors sent to **sergii.lebediev@karazin.ua**.
3. A referral from the institution where the work was performed and expert acts in two copies; the name, full name and patronymic of the author; telephone numbers, E-mail, with indication of the author of the manuscript responsible for communicating with the journal.

The materials of the manuscript should be sent to the following address: Editorial of The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University, Series “Physics”, V.N. Karazin Kharkiv National University, Faculty of Physics, 4 Svobody Square, Kharkiv.



Наукове видання

Вісник Харківського національного університету  
імені В.Н.Каразіна

**Серія “Фізика”**  
**випуск 37**

Збірник наукових праць

Українською та англійською мовами

Комп’ютерне верстання С.В. Лебедєв

Підписано до друку 31.10.2022. Формат 60x84 1/8.

Папір офсетний. Друк цифровий. Ум. друк. арк. 5,4. Обл.-вид. арк 6,0.

Наклад 100 пр. Зам. № 35/22

Надруковано: ХНУ імені В.Н. Каразіна  
61022, Харків, майдан Свободи, 4.  
Тел.705-24-32

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 3367 від 13.01.09