

**НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ  
ТА СПЛАВІВ**

**ЗБІРКА ТЕЗ**

**Конференції молодих вчених  
"Інноваційні та технологічні рішення в науково-  
дослідницькій роботі молодих вчених ВФТПМ"**



3-5 вересня 2021 р.  
база відпочинку ФТІМС НАН України "Наука"  
(с. Сичавка, Одеська обл.)

ЗМІСТ

<i>Верзілов О. П., Семенко А. Ю., Гойда Д. І., Куліш Ю. Ю.</i> <b>ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА СТРУМІНЬ МЕТАЛУ, ЩО ПЕРЕТІКАЄ З ПРОМІЖНОГО КОВША У КРИСТАЛІЗАТОР МБЛЗ.....</b>	<b>3</b>
<i>Вінниченко Д. В., Липян Є. В.</i> <b>СТАН НАУКОВО-ДОСЛІДНОЇ ДІЯЛЬНОСТІ МОЛОДИХ ВЧЕНИХ В ІНСТИТУТІ ІМПУЛЬСНИХ ПРОЦЕСІВ І ТЕХНОЛОГІЙ НАН УКРАЇНИ.....</b>	<b>6</b>
<i>Ворон М. М.</i> <b>ВИГОТОВЛЕННЯ ДРІБНОДИСПЕРСНИХ ЛІГАТУР ТА ЇХ ЗАСТОСУВАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ І МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ.....</b>	<b>10</b>
<i>Денисюк Н. М., Хижун О.Ю., Копилова К. І.</i> <b>ОСОБЛИВОСТІ КРАЮ ОПТИЧНОГО ПОГЛИНАННЯ МОНОКРИСТАЛІВ СИСТЕМ <math>TiPb_2X_5</math> і <math>Tl_3PbX_5</math> (X=Cl, Br).....</b>	<b>14</b>
<i>Fon Pruss M.</i> <b>COMPLEX MODIFICATION OF CAST SECONDARY ALUMINIUM ALLOYS.....</b>	<b>17</b>
<i>Калужний П. Б., Погребач Є. В., Коломійцев С. В.</i> <b>УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ КОРПУСУ ШАРОВОГО КРАНУ З ВИКОРИСТАННЯМ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ.....</b>	<b>21</b>
<i>Мисливченко О. М., Гапонова О. П.</i> <b>РЕНТГЕНІВСЬКА ДИФРАКЦІЯ НОВОЇ ФАЗИ РОМБІЧНОГО МАРТЕНСІТУ В СПЛАВІ <math>Ti_{92.5}Nb_5Mo_{2.5}</math>.....</b>	<b>23</b>
<i>Михнян О. В.</i> <b>ВДОСКОНАЛЕННЯ МАТЕРІАЛІВ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ, СТРИЖНІВ ТА ФІЛЬТРІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ГТД.....</b>	<b>26</b>
<i>Сидорчук О. М.</i> <b>ШТАМПОВА СТАЛЬ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ.....</b>	<b>28</b>
<i>Тимошенко А.М., Шматко О. В.</i> <b>НОВІТНІЙ ЛИВАРНО-ІНДУКЦІЙНИЙ МЕТОД ОДЕРЖАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ТА ТРИШАРОВИХ ВИРОБІВ.....</b>	<b>32</b>
<i>Tkach V.A., Ohtsuka M., Petrovska S. S., Ilkiv B. I., Sergiienko R. A., Nakamura T.</i> <b>STRUCTURAL, OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF MULTILAYER INDIUM SAVING ITO THIN FILMS PRODUCED BY DC SPUTTERING METHOD.....</b>	<b>35</b>
<i>Хохлов М. А.</i> <b>ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Mg-Cd ПРИ ДИФУЗІЇ ГАЛІЮ....</b>	<b>38</b>
<i>Шваб С. Л., Селін Р. В., Димань М. М.</i> <b>ПОРОШКОВІ ДРОТИ НА ОСНОВІ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ЯК ПРИСАДНИЙ МАТЕРІАЛ ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ ДЕТАЛЕЙ СПОСОБОМ WAAM.....</b>	<b>42</b>

УДК 669.01.53:621.74.047

**Верзілов О. П.**, к. т. н., с. н. с., [verzilovalex@gmail.com](mailto:verzilovalex@gmail.com)

**Семенко А. Ю.**, к. т. н., н. с., [semenko.au@gmail.com](mailto:semenko.au@gmail.com)

**Гойда Д. І.**, м. н. с., [goydadanyl@gmail.com](mailto:goydadanyl@gmail.com)

**Куліш Ю. Ю.**, м. н. с., [deatherob@gmail.com](mailto:deatherob@gmail.com)

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ*

**ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МАГНІТНОГО ПОЛЯ  
НА СТРУМІНЬ МЕТАЛУ, ЩО ПЕРЕТІКАЄ З ПРОМІЖНОГО КОВША  
У КРИСТАЛІЗАТОР МБЛЗ**

Глобальні тенденції економічного розвитку чинять істотний вплив на розвиток чорної металургії і, зокрема, на прогрес в процесі безперервного розливання сталі. Оскільки основні технологічні елементи і процеси безперервного розливання металів та сплавів залишаються переважно незмінними, в них будуть провадити деякі удосконалення і уточнюючі зміни, які, в свою чергу, базуватимуться на нових наукових результатах, підтверджених у промислових умовах. Однак навряд чи слід очікувати, що вектор розвитку буде лінійним і поступовим. Запити зовнішнього ринку можуть виявитись несподіваними і мало передбачуваними. Тому для виробників сталі виявиться вкрай важливим розпізнати і зреагувати як на короткострокові запити, так і на довгострокові тенденції. Ця ж тенденція буде дуже важливою для виробників вогнетривів і витратних матеріалів, що застосовуються при безперервному розливанні. Разом з тим можна стверджувати, що роль безперервного розливання як «життєво важливої сполучної ланки» між процесом отримання сталі та прокаткою буде тільки зростати в силу, наприклад, наближення геометричної форми заготовки до конфігурації готової продукції. Також в умовах постійного нарощування обсягів виробництва сталі в світі обсяги безперервного розливання будуть відповідно зростати.

Виходячи з результатів досліджень провідних наукових центрів світу (Institute of Fluid Mechanics and Heat Transfer (Австрія), АВВ Corporate Research

Center (Швейцарія), Aalto University (Фінляндія), Helmholtz-Zentrum Dresden-Rossendorf (Німеччина), Department of Materials Science and Engineering (Швеція) та ін.) [1-4], а також досвіду промислових виробництв, вирішення проблеми заростання занурюваних стаканів, яке нерозривно пов'язано зі стабілізацією параметрів розливання (безперервного та напівбезперервного), дозволить покращити якість поверхні литої заготовки та підвищити швидкість розливання.

Оскільки рішення проблеми заростання занурюваних стаканів при безперервному розливанні сталі на машинах безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) є досить актуальним, метою даної роботи було дослідження поведінки розплаву при перетіканні з проміжного ковша у кристалізатор.

Для досягнення поставленої мети була розроблена лабораторна установка для моделювання магнітного поля в металопроводі станана-дозатора та занурюваного стакана (рисунок 1). Магнітне поле створювали комплектами неодимових магнітів NdFeB трьох різних конфігурацій. Використання системи постійних магнітів має певні переваги у порівнянні з електромагнітними системами за рахунок меншого енергоспоживання, простоти конструкції та відносно високої магнітної щільності. Також відомо, що магнітне поле постійних магнітів ефективно для зменшення сегрегації вуглецю.

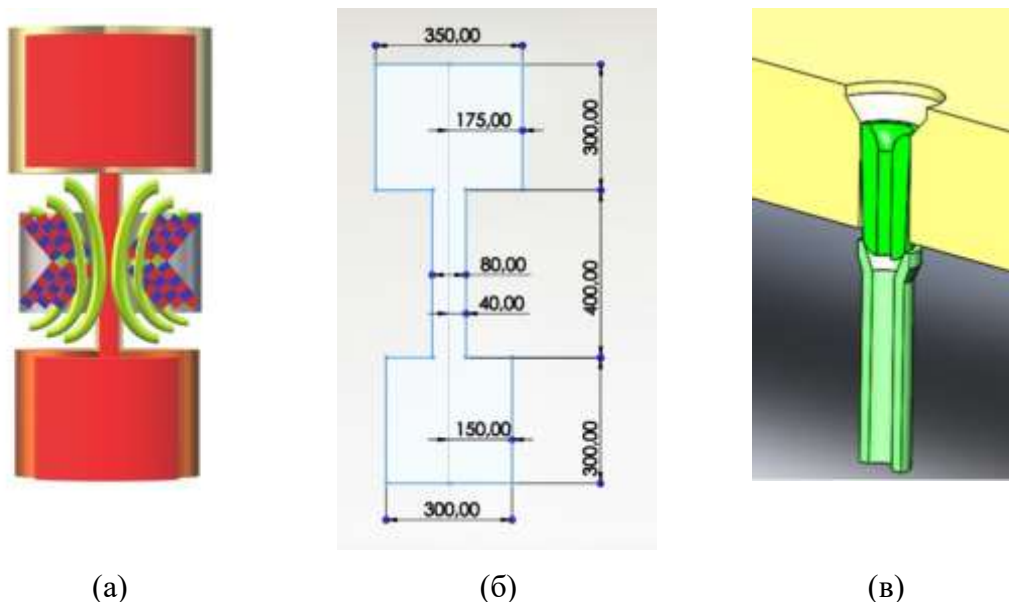


Рисунок 1. Схема (а) та основні розміри лабораторної установки (б), металопровод станана-дозатора та занурюваного стакана (в)

Для вивчення розподілу магнітного поля в рідкому металі та його впливу на поведінку струменя металу в металопроводі стакана-дозатора та занурюваного стакана з органічного скла було виготовлено екран магнітного поля з метою уточнення конструкції магнітних пристроїв для фізичної моделі, 6 прозорих ємкостей для візуалізації напряму силових магнітних ліній по периметру пристрою. Для візуалізації магнітних силових ліній, створюваних постійними магнітами, використано мармуровий пісок (фракція 0,2-0,5 мм) і залізний порошок (фракція 0,1-1,0 мм).

Для розробки лабораторної установки для моделювання магнітного поля у металопроводі стакана-дозатора та занурюваного стакана було використано неодимові магніти NdFeB різних конфігурацій: 20 магнітів аксіального намагнічування (сила зчеплення – 2,2 кг; форма – прямокутник; розмір 20×10×2 мм; вага – 10 г; покриття – (Ni-Cu-Ni); намагнічування – N48); 10 магнітів діаметрального намагнічування (сила зчеплення – 12 кг; форма – прямокутник; розмір 30×15×10 мм; вага – 40 г; покриття – (Ni-Cu-Ni); намагнічування – N37).

Після визначення конфігурації та інтенсивності силових ліній магнітного поля, буде виготовлено магнітний пристрій для вивчення поведінки струменя рідини у порожнині зануреного стакана. Для кількісної оцінки потоку розплаву буде використано магнітне число Тейлора (Ta) і встановлено його раціональне значення для забезпечення відтискання струменя сталі від стінок стакана.

#### **Список літератури:**

1. Cho, S. M., Thomas, B. G. (2019). Electromagnetic forces in continuous casting of steel slabs. *Metals*, 7, 471. <https://doi.org/10.3390/met9040471>
  2. Huang, J., Yuan, Z., Shi, S., Wang, B., Liu, C. (2019). Flow characteristics for two-strand tundish in continuous slab casting using PIV. *Metals*, 9, 239. <https://doi.org/10.3390/met9020239>
  3. Long, M., Chen, H., Chen, D., Yu, S., Liang, B., Duan, H. (2018). A combined hybrid 3-D/2-D model for flow and solidification prediction during slab continuous casting. *Metals*, 8, 182. <https://doi.org/10.3390/met8030182>
- Ni, P., Ersson, M., Jonsson, L. T. I., Zhang, T., Jonsson, P. G. (2018). Numerical study on the influence of a swirling flow tundish on multiphase flow and heat transfer in mold. *Metals*, 8, 368. <https://doi.org/10.3390/met8050368>

УДК 001

**Вінниченко Д.В.**, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: [vdvvvs@gmail.com](mailto:vdvvvs@gmail.com)

**Липян Є.В.**, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: [lypian@ukr.net](mailto:lypian@ukr.net)

*Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, м. Миколаїв*

## **СТАН НАУКОВО-ДОСЛІДНОЇ ДІЯЛЬНОСТІ МОЛОДИХ ВЧЕНИХ В ІНСТИТУТІ ІМПУЛЬСНИХ ПРОЦЕСІВ І ТЕХНОЛОГІЙ НАН УКРАЇНИ**

Інститут імпульсних процесів і технологій 58 років займає свою унікальну нішу і має свою цінність для країни та світу в цілому. Безумовно, електророзрядні явища – багатогранні як з фізичної, так і з прикладної точки зору. Тому у світі багато наукових центрів проводять дослідження, аналогічні нашим, але тільки частково. Наш же інститут як і раніше залишається єдиним спеціалізованим закладом, який проводить багатовекторні дослідження електророзрядних явищ, займається розробкою теорії імпульсних процесів перетворення енергії, створенням імпульсних джерел енергії високої щільності та систем управління ними, дослідженнями імпульсного впливу високоінтенсивних потоків енергії на багатофазні середовища, різноманітні матеріали та конструкції. Наш інститут – це наука і створені на її основі унікальні електророзрядні технології обробки твердих і рідких металів, руйнування і, навпаки, синтезу різних матеріалів, днопоглиблення, очищення об'єктів морської інфраструктури від біологічного обростання тощо. Інститут – світовий власник електророзрядної технології очищення нафтових свердловин, єдиний у світі, хто може випускати певні типомінали високовольтних імпульсних конденсаторів і імпульсних джерел живлення. Інститут має спільну з університетом кораблебудування кафедру, яка готує фахівців з електророзрядних технологій для вітчизняної науки та індустрії.

Звичайно, ми не маємо сучасного високоточного обладнання, призначеного для матеріалознавчих досліджень. Ми активно користуємося послугами колективних центрів для дослідження тонкої структури та властивостей матеріалів. Але ми розроблюємо електророзрядні установки за новими електротехнічними рішеннями, які створюємо самостійно.

У вищеперерахованих розробках активну участь бере наукова молодь.

Завдяки розробленим принципам побудови високовольтних електротехнічних систем електророзрядної обробки вуглецевмісних газів в міжелектродному проміжку змінної довжини шляхом формування в ньому високочастотних біполярних частотно-параметрично регульованих струму та напруги, а також періодичного відновлення довжини проміжку, створене нове електророзрядне обладнання, що дозволяє отримувати onion-like carbon [1] (рис. 1).

З прямою участю молодших наукових співробітників Адамчука Ю., Чуцака С. розроблено наукові основи гібридного методу електророзрядного синтезу металокомпозитів, який поєднує неперервний електророзрядний процес отримання нановуглецю з onion-like структурою та електровибуховий процес електророзрядного отримання металокомпозитів, в склад яких входить синтезований нановуглець [2, 3] (рис. 2).

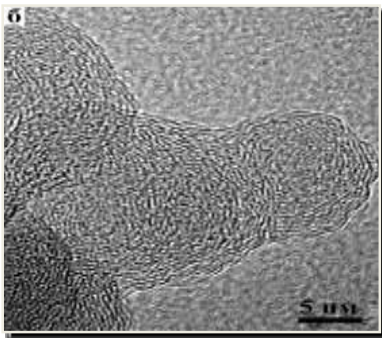


Рис.1

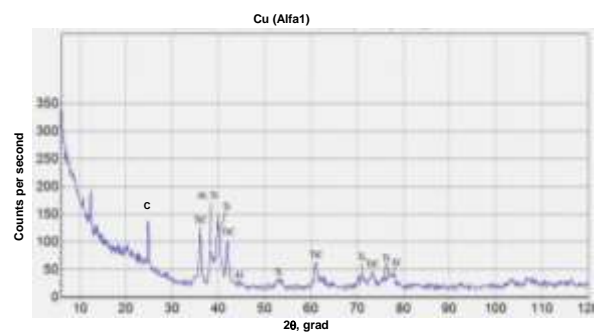


Рис.2

Вперше розроблені наукові засади електророзрядного диспергування порошків та синтезу високомодульних наповнювачів систем Fe–Ti–C та Al–Ti–C, які полягають у тому, що ці речовини (зокрема, TiC, інтерметаліди Fe<sub>2</sub>Ti, AlTi<sub>3</sub>, AlTi, Al<sub>2</sub>Ti, Al<sub>3</sub>Ti та MAX-фази типу Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> та Ti<sub>3</sub>AlC) не вводять механічно у порошкову суміш у вигляді додаткового компонента при змішуванні порошків, а натомість синтезують при їх електророзрядній обробці при швидкості зростання струму від 16 до 29 ГА/с та питомій енергії обробки від 25 до 40 МДж/кг [4].

Вперше розроблено принцип електророзрядного синтезу карбідотитанових твердих сплавів у дві стадії: спочатку синтез нановуглецю та карбіду титану при високовольтній розрядній обробці, а потім іскроплазмове спікання отриманих

речовин, що дозволяє отримати карбідотитановий твердий сплав з високими фізико-механічними характеристиками [5].

Загальна кількість наукових працівників інституту – 55, серед них 9 молодих вчених. Інститут, безперечно, старіє. Середній вік докторів наук – 69 років, кандидатів – 50 років. З огляду на фінансові складнощі та зовнішні чинники, ми не брали на роботу випускників університетів. І тим більше інститут має мізерні можливості для поповнення свого складу ненауковими працівниками, зокрема допоміжним персоналом, такі випадки в останні роки були поодинокими.

Крім того, інститут покидає перспективна наукова молодь (рис. 3.) в



Рисунок 3.

пошуках вищої заробітної плати. Якщо перший час після вишів молодь тримається завдяки жазі до знань, які вони відвойовують у природи за допомогою методів та ресурсів, переданих старшим науковим поколінням, то після зміни сімейного статусу заробітної плати стає не достатньо для витрат першої необхідності. Молодь змушена шукати інші джерела доходів – викладацьку діяльність, участь у госпдоговірних контрактах, та інші, що відриває від наукової роботи та зменшує час відпочинку, необхідного для ефективної мозкової діяльності. Тому додаткові стипендії, гранти та матеріальні заохочення за результатами конкурсів наукових робіт є безальтернативним вкладом для підтримки молодих вчених. У 2020 році в інституті було стипендіатів НАН України – 3, стипендіатів Президента України – 3, працювали за грантами НАН України для молодих учених – 2, лауреати Премії Президента України для молодих вчених 2020 року – 3. Правові, економічні та фінансові аспекти участі наукової молоді в інвестиційних проєктах нами не вивчались, тому не зрозуміло перспективи використання цього ресурсу і ми вважаємо необхідним залучення експертів з інвестиційної діяльності.

Інститут славиться в місті високим рівнем кадрів, які ми вирощуємо на кафедрі з першого курсу. Наша молодь прекрасно володіє технічними дисциплінами, іноземними мовами, інформаційними технологіями, і, звичайно ж,



за такими людьми полюють фірми, які можуть запропонувати куди більш вигідні умови роботи, ніж інститут. Тих, хто все-таки залишається, а на сьогодні це всього 9 осіб, з них 5 кандидатів наук, ми намагаємося підтримувати шляхом наявних фінансових стимулів і кар'єрного зростання. На жаль до фінансових стимулів крім вищеперерахованих стипендій відносяться тільки премії за виконання робіт за контрактами.

**Висновки.** Внутрішня мотивація наукової молоді, що працює в академічних інститутах, базується на дослідницькому ентузіазмі, але з часом вона зникає під пресом побутових проблем. Безальтернативним вкладом для підтримки молодих вчених є додаткові стипендії, гранти та матеріальні заохочення за результатами конкурсів наукових робіт. Для визначення можливості залучення наукової молоді в інвестиційні проекти необхідне доскональне вивчення юридичних та інших аспектів.

#### **Список літератури:**

1. Вінниченко Д.В. Високовольтні системи електророзрядної обробки вуглецевмісних газів: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.09.03 електротехнічні комплекси та системи / Вінниченко Дмитро Валерійович; Інститут електродинаміки НАН України. – Київ, 2018. – 24 с.
2. Boguslavsky L.Z. Creation of nanostructural carbide coatings on material surfaces using products of refractory wire electroexplosion / L.Z. Boguslavsky, A.V. Sinchuk, N.S. Nazarova, Y.O. Adamchuk, S.V. Chuschak // (2020) Journal of Physical Studies. – 2020. – Vol. 24 (3), article № 3501. – P. 1-8. (DOI: 10.30970/jps.24.3501).
3. N. Nazarova, D. Vinnychenko, L. Bohuslavskii "Electrotechnical control and current protection system of the high-voltage pulse-current generator," 2021 IEEE Ukraine Conference on Electrical and Computer Engineering (UKRCON-2021), Lviv, 2021, in press.
4. Торпаков А.С. Електророзрядне диспергування та синтез високомодульних наповнювачів для отримання зносостійких метало-матричних композитів: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.02.01 – матеріалознавство / Торпаков Андрій Сергійович; Херсонська державна морська академія. – Херсон, 2018. – 24 с.
5. Липян Є. В. Вдосконалення процесів отримання методами електророзрядного синтезу карбідотитанових твердих сплавів для ріжучого інструменту: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05.02.01 – матеріалознавство / Липян Євген Васильович; Херсонська державна морська академія. – Херсон, 2018. – 24 с.

УДК 669.715.112:546.621

**Ворон М.М.**, к.т.н, ст. наук. співр. [mihail.voron@gmail.com](mailto:mihail.voron@gmail.com)

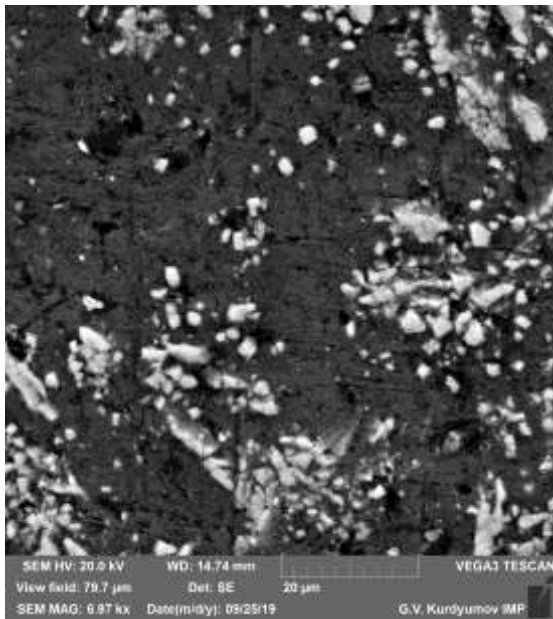
*ФТІМС НАН України, м. Київ*

## **ВИГОТОВЛЕННЯ ДРІБНОДИСПЕРСНИХ ЛІГАТУР ТА ЇХ ЗАСТОСУВАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ І МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ**

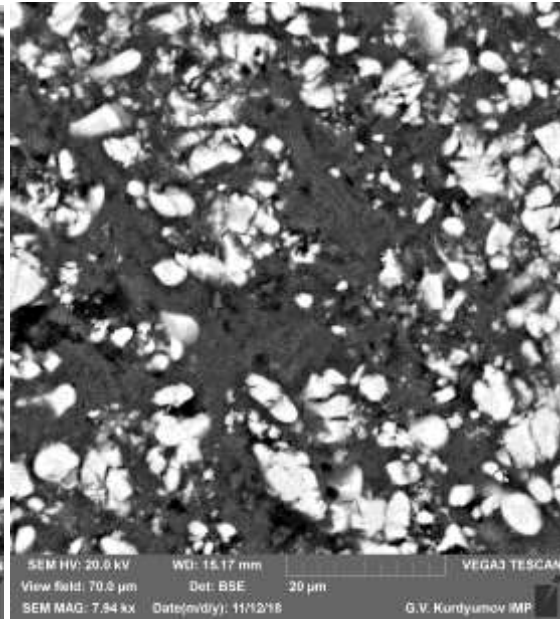
У ФТІМС НАН України створено унікальні технічні та технологічні рішення, які здатні виконувати широкий спектр унікальних задач. Прикладом є електронно-променева ливарна технологія, що може забезпечити плавлення тугоплавких та високореакційних металів незалежним керованим джерелом нагріву і здійснювати при цьому електромагнітну та високоенергетичну обробку розплавів у вакуумі з подальшим їх литтям [1].

Останнім часом дана технологія була використана для одержання алюмінієвих лігатур, в яких другим компонентом виступали Co, Cr, V, Mo, Hf, Ti, Zr та навіть W. Було розроблено технологічні прийоми плавлення та лиття лігатур, які забезпечували вміст другого компоненту на рівні до 15 % мас. (у тому числі це стосувалося молібдену та вольфраму). При цьому, в багатьох випадках, дисперсність модифікуючих інтерметалідних фаз в таких лігатурах була дуже високою – розміри частинок знаходилися в межах 0,5-20 мкм, залежно від компоненту і його кількості, що значно перевищувало показники промислових аналогів [2]. Очевидно, що засвоєння таких лігатур потенційно є більш ефективним та економічно вигідним. Крім цього, всі зразки було одержано з використанням 100% вторинної сировини. Приклади структур таких лігатур показані на рис. 1.

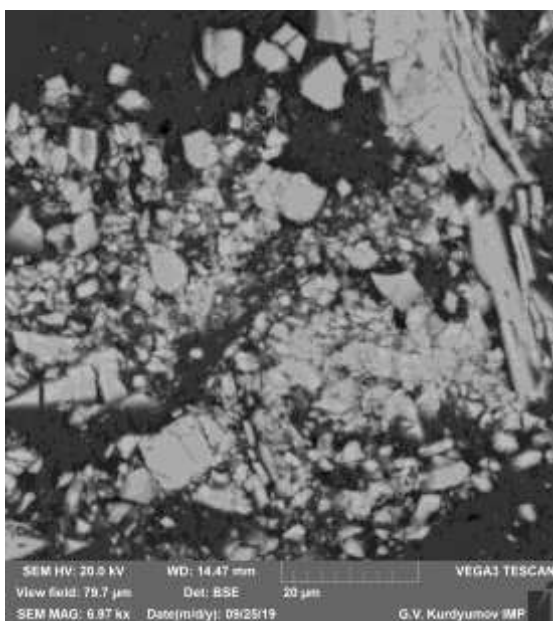
Застосування перехідних металів у якості модифікаторів та мікролегуючих добавок є важливим рішенням для покращення структурно-фазових та механічних характеристик силумінів та перспективною сучасною тенденцією для підвищення експлуатаційних характеристик ряду ливарних жароміцних алюмінієвих сплавів [3-6].



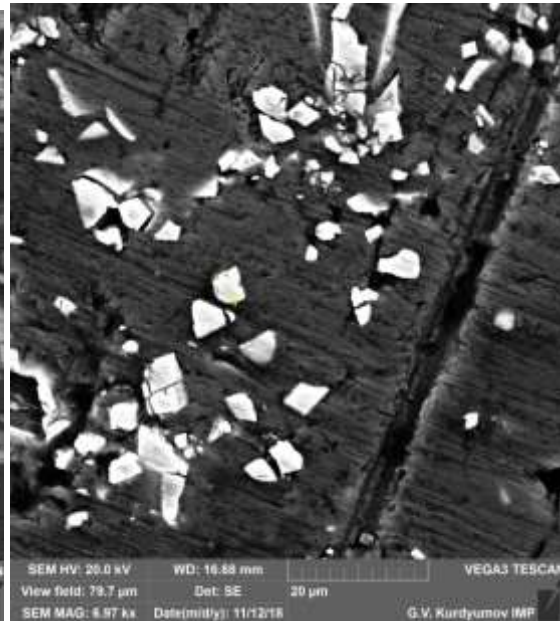
Al-10Zr



Al-8V



Al-10Mo



Al-8Hf

*Рисунок 1. Мікроструктури лігатур електронно-променевої виплавки.*

Експериментально доведено, що додавання модифікаторів, приготованих за допомогою електронно-променевої ливарної технології, забезпечує дуже швидке та максимально рівномірне засвоєння компонентів. Одночасне застосування кількох модифікаторів навіть при нетривалій витримці розплаву після їх введення (5-10 хвилин) також характеризується повним засвоєнням

компонентів. Це проявляється у відсутності поодиноких незасвоєних модифікуючих фаз на площах перерізів шліфів, та наявності сполук, які утворилися за участі компонентів лігатур. Особливо чітко такий результат спостерігається для жароміцних біляевтектичних силумінів та силумінів з високим вмістом заліза завдяки утворенню комплексних сполук модифікуючих елементів з марганцем, залізом і кремнієм.

При одержанні ливарних жароміцних сплавів на основі систем Al-Fe, Al-Mn та Al-Fe-Mn з високим вмістом перехідних і тугоплавких компонентів також спостерігається рівномірний їх розподіл. Приклади структур таких сплавів можна побачити на рисунку 2.

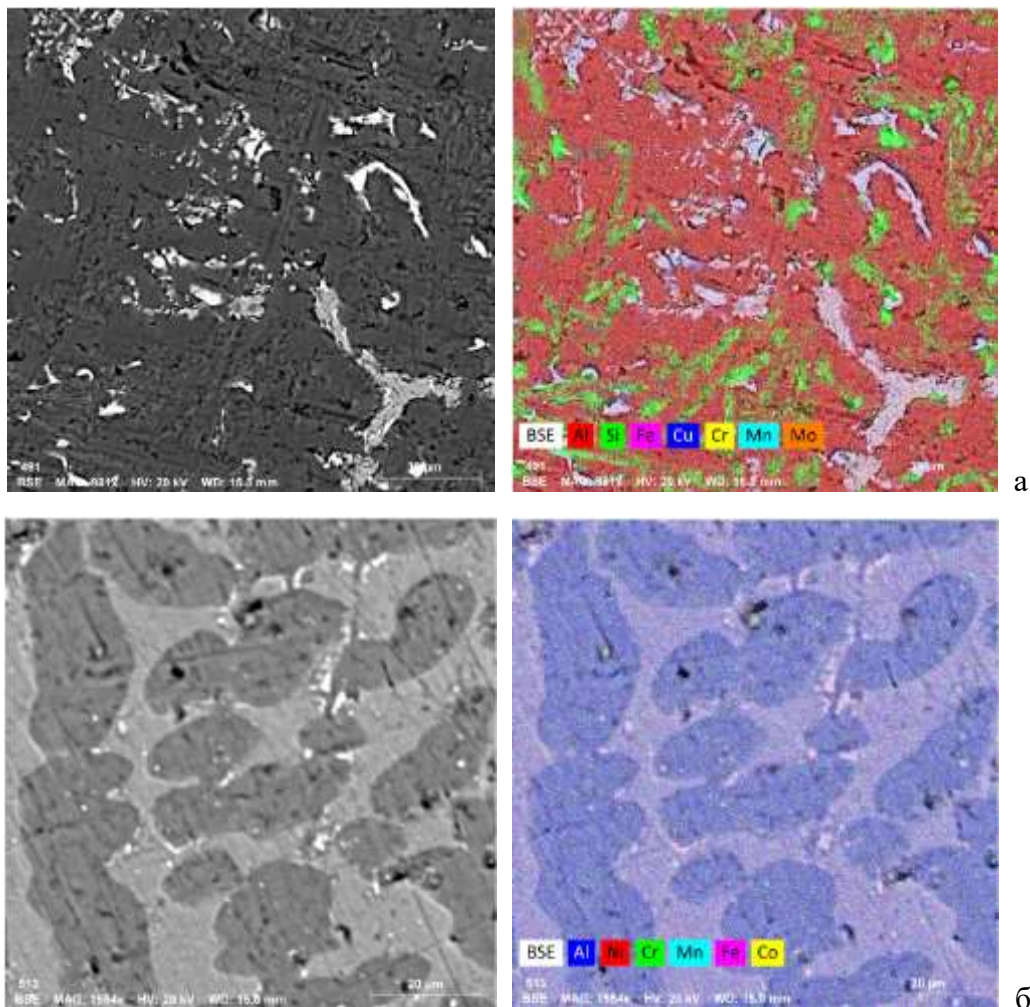


Рисунок 2. Мікроструктури жароміцних алюмінієвих сплавів, приготованих з додаванням лігатур електронно-променевої виплавки: а – сплав  $AlSi_9Cu_3(Fe)$ , модифікований  $Cr$  та  $Mo$ ; б – сплав системи  $Al-Fe-Mn-Cr-Co-Ni$ .

Таким чином, можна стверджувати, що приготування алюмінієвих лігатур за допомогою електронно-променевої ливарної технології відрізняється своєю ефективністю та забезпечує одержання якісної продукції зі структурними параметрами, кращими за більшість відомих аналогів. Дрібнодисперсність одержаних лігатур дозволяє підвищувати засвоєння тугоплавких компонентів та їх сполук при виробництві та модифікуванні багатьох алюмінієвих сплавів. Особливо актуальною така позиція є для створення безкремнієвих жароміцних сплавів та модифікування промислових жароміцних силумінів.

### Список літератури

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под ред. С.В. Ладохина – Киев: Изд-во «Сталь», 2007. – 626 с.
2. Ліхацький І.Ф., Ворон М.М., Михаленков К.В. Світовий досвід застосування алюмінієвих лігатур та передові українські розробки в цій галузі // Метал та лиття України. – 2020. – № 4. – С. 63-68.
3. Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. Модифицирование сплавов. Минск: «Беларуская наука», 2009. – 192 с.
4. Knipling K.E, Dunand D.C., Seidman D. E. Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys. A review // International Journal of Materials Research. – 2006. – № 97(3). pp. 246-265.
5. Белов Н.А., Алибин А.Н. Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаропрочностью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам // Материалы в машиностроении. – №2 (65). – 2010. – С. 50-54.
6. Золотаревский В.С., Белов Н.А., Металловедение литейных алюминиевых сплавов. – М.: МИСиС. – 2005. – 376 с.

УДК 535.341

Денисюк Н.М., кандидат фізико – математичних наук, науковий співробітник,  
[denisyuck.natalia@gmail.com](mailto:denisyuck.natalia@gmail.com)

Хижун О.Ю., доктор фізико-математичних наук, завідувач відділу,  
[khyzhun@ukr.net](mailto:khyzhun@ukr.net)

Копилова К.І., молодший науковий співробітник,  
[kkopylova27@gmail.com](mailto:kkopylova27@gmail.com)

*Інститут проблем матеріалознавства ім І.М. Францевича НАН України, вул.  
Кржижановського 3, Київ, 03680, Україна*

### ОСОБЛИВОСТІ КРАЮ ОПТИЧНОГО ПОГЛИНАННЯ МОНОКРИСТАЛІВ СИСТЕМ $\text{TPb}_2\text{X}_5$ і $\text{Tp}_3\text{PbX}_5$ (X=Cl, Br)

Вимірювання спектрів поглинання є одним з прямих методів дослідження енергетичного спектру електронів в напівпровідниках. Змінюючи енергію фотонів, можна селективно збуджувати локалізовані і нелокалізовані стани електронів, і тим самим досліджувати їх енергетичний спектр в широкому інтервалі енергій. В нашій роботі досліджено оптичне поглинання напівпровідникових монокристалів  $\text{TPb}_2\text{X}_5$  і  $\text{Tp}_3\text{PbX}_5$  (X=Cl, Br) в межах 1–2,5 еВ енергій квантів падаючого світла. Спектральні дослідження краю поглинання проводили в інтервалі температур 100 –300 К. Важливу інформацію про дефектний стан напівпровідника дає дослідження залежності коефіцієнта поглинання  $\alpha(h\nu)$  від частоти світла, біля краю смуги власного поглинання світла (КП) [1]. Як видно із рис. 1,  $\alpha(h\nu)$  в області КП добре описується експоненціальною залежністю, яку часто називають правилом Урбаха [2]:  $\alpha(h\nu) \sim \exp(-(\text{E}_g - h\nu) / \Delta_0)$

Виконання залежності свідчить про те, що оптичні переходи в області краю власного поглинання світла формуються за участю хвостів щільності станів (зумовлених дефектністю кристала), які примикають до країв дозволених зон [2].

Розрахована із експоненціальної залежності характеристична енергія, яка відповідає за ступінь розупорядкування кристалічної ґратки становила – 0,07 еВ (як в аморфних напівпровідниках [3]) і не змінювалась в температурному інтервалі 100–300 К, що зумовлює паралельне зміщення КП при зміні температури зразка (рис. 1). З наведених залежностей видно, що з підвищенням температури спектри поглинання зміщуються в довгохвильову область, причому

нахил спектральних залежностей залишається незмінним. Велике значення  $\Delta_0$  і його температурна незалежність свідчать про значну дефектність монокристалів  $\text{TlPb}_2\text{X}_5$  і  $\text{Tl}_3\text{PbX}_5$  ( $\text{X}=\text{Cl}, \text{Br}$ ), яка зумовлена структурними технологічними дефектами статичного характеру [4].

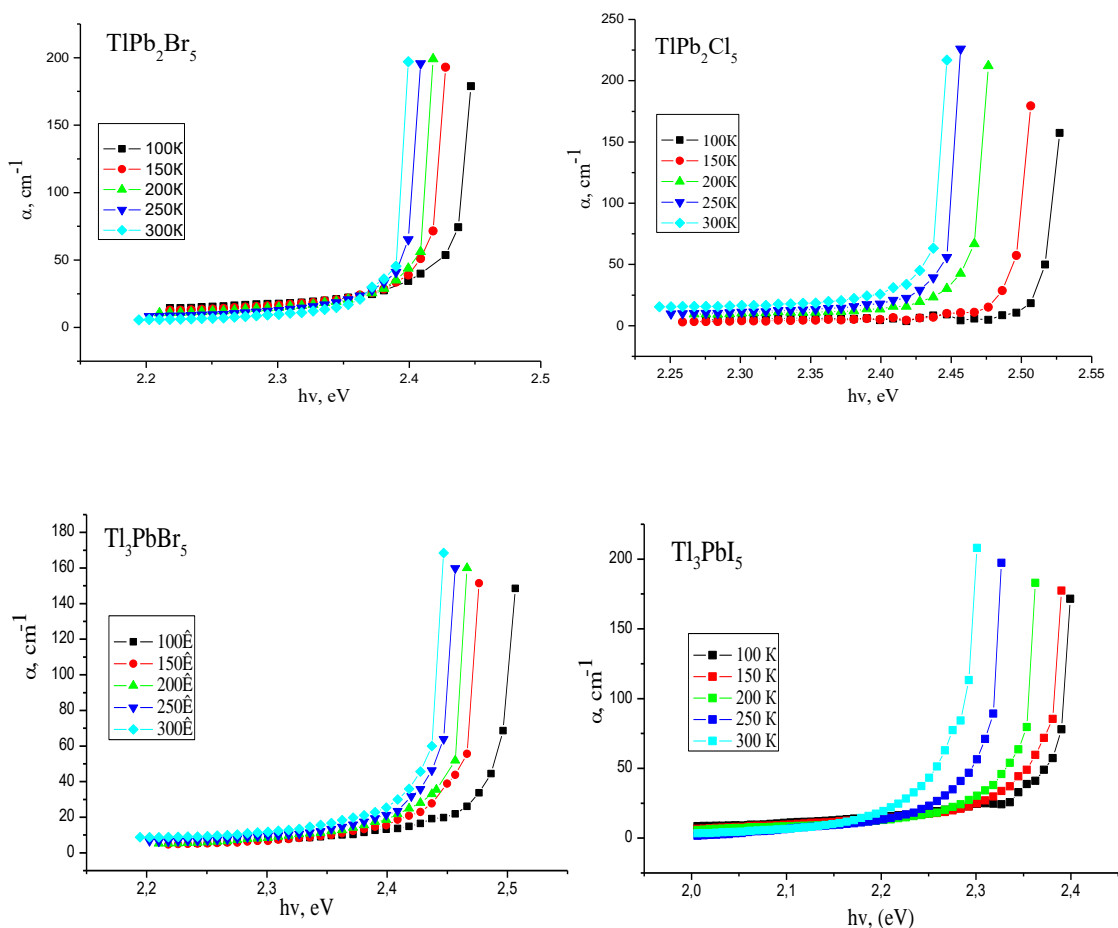


Рисунок 1 Спектри оптичного поглинання світла в сполуках  $\text{TlPb}_2\text{X}_5$  і  $\text{Tl}_3\text{PbX}_5$  ( $\text{X}=\text{Cl}, \text{Br}$ ) при температурах від 100 K до 300 K.

Аналіз форми спектрів поглинання показує можливість лінійної екстраполяції для кривих  $(\alpha h\nu)^2$  у порівнянні з енергією фотона  $h\nu$ , що являє собою прямі міжзонні переходи. Тому фундаментальний край поглинання зміщується приблизно на 0,062 eV і 0,09 eV до більш високих значень енергії в  $\text{Tl}_3\text{PbBr}_5$  і  $\text{Tl}_3\text{PbI}_5$ , відповідно, коли температура зменшується від 300 K до 100 K.

В монокристалах  $\text{TlPb}_2\text{Br}_5$  і  $\text{TlPb}_2\text{Cl}_5$  фундаментальний край поглинання також зміщується на 0,049 eV і 0,084 eV відповідно при охолодженні сполук від

300 К до 100 К. Ці результати показують, що для зазначених галогенідів талію свинцю значення  $E_g$  зменшується при заміні Cl на Br. Подібний висновок було зроблено авторами статей [5, 6] для схожих монокристалів  $KPb_2Br_5$  і  $KPb_2Cl_5$ : значення  $E_g$  збільшується приблизно на 0,14 і 0,13 еВ (з  $3,46 \pm 0,1$  еВ до  $3,60 \pm 0,1$  еВ; з  $3,98 \pm 0,1$  еВ до  $4,11 \pm 0,1$  еВ) відповідно, із зменшенням температури від 300 К до 80 К.

Шляхом екстраполяції лінійної ділянки залежності  $\alpha(h\nu)$  до нуля поглинання ( $\alpha = 0$ ) були визначені експериментальні значення оптичної ширини забороненої зони досліджуваних монокристалів  $TlPb_2X_5$  і  $Tl_3PbX_5$ . Виявилось, що значення  $E_g$  знаходиться в межах 2,29–2,39 еВ (рис. 1). Отримані нами значення  $E_g$  для сполук  $TlPb_2X_5$  і  $Tl_3PbX_5$  добре узгоджуються з літературними даними [2].

#### Список літератури:

1. Куликов В.Д. Рентгенолюминисценция ионных кристаллов в сильных электрических полях / В.Д. Куликов, В.М. Лисицын // Физ. Твёрдого тела. – 1995. – Т. 37. – № 8. – С. 2424–2427.
2. Electron nature of disordered semiconductors / [V. L. Bonch–Bruevich, N. T. Zvyagin, R. Koiper et.al] // Moscow: Nauka. 1981. – P. 383.
3. Правило Урбаха в стеклах  $PbO-SiO_2$  / [Н.А. Вайнштейн, А.Ф. Зацепин, В.С. Кортов, Ю.В. Щапова] // Физ. твер. тела. – Т. 42. – 2000. – С. 224.
4. Photothermal poling of glass complexes  $Ag_2S-Ga_2S_3-P_2S_5$  / [O. V. Parasyuk, A. N. Reshak, T. L. Klymuk et. al.] // Opt. Commun. – 2013. – V. 1. – P. 307.
5. Electronic structure and fundamental absorption edges of  $KPb_2Br_5$ ,  $K_{0,5}Rb_{0,5}Pb_2Br_5$ , and  $RbPb_2Br_5$  single crystals / [A.Y. Tarasova, N.M. Denysyuk, O.Y. Khyzhun et.al.] // J. Phys. Chem. Solids. – 2012. – V. 73. – P. 674–682.
6. Tarasova A.Yu. Исследование влияния изоморфного замещения K Rb на структуру и фазовый переход в твердых растворах  $K_xRb_{1-x}Pb_2Br_5$  / A.Yu. Tarasova // PhD Thesis. - Institute of Geology and Mineralogy, SB RAS, Novosibirsk. - 2011.



УДК 669-14

**Maryna Fon Pruss**, post-graduate student,

[m.fonpruss@gmail.com](mailto:m.fonpruss@gmail.com)

*Physical and Technological Institute of Metals and Alloys  
of the National Academy of Ukraine, Kyiv*

## **COMPLEX MODIFICATION OF CAST SECONDARY ALUMINIUM ALLOYS**

Aluminium alloys are widely used for castings in a variety of industries, mainly in the transport sector for high-loaded parts [1]. The operating environment of these castings demands from them good mechanical, plastic and technological properties, which allow making items of very intricate shapes and thin walls [1, 2]. These requirements can satisfy silumins with the ability of recycling. In addition, silumins use an alloying element. The role of alloyed components in the formation of a structural-phase condition, mechanical and operational properties of foundry aluminium alloys is very important, and especially silumins, as the most widely used, but those that have a fairly low set of mechanical properties. This is especially true of alloys that are contaminated with harmful impurities during repeated recycling [3].

However, iron is a common impurity in all aluminium alloys that arises from a number of possible sources. Iron, at least for Al-Si based casting alloys, usually considered detrimental in one or more ways. Iron, together with aluminium and other alloying elements such as Mg, Cu, Mn, and Si, forms intermediate iron-containing phases. For example, Si, Al, and Fe form iron-containing phases such as  $Al_5SiFe$ , which significantly reduce the mechanical properties of the final product. Other elements like Mn forms phases with the chemical formula  $Al_{15}Si_2(Fe, Mn)_3$  that can improve mechanical properties.

Iron does not always exert a negative influence. In certain aluminium alloys, iron can be a deliberate alloying addition that made to improve the processing capabilities of the alloy and the strength of the final product. Thus it's pretty useful to have some amount (less than 1 wt.%) of iron in the alloys. However, the further increase of iron content can lead to the unwanted formation of needle-like phases.

Modification is one way to address the negative effects of iron. The problem of modification of the base Al-Si system alloys is widely described in the literature [4-8]. In silumins, effective modification observed after the introduction of phase-forming elements [6]. An attempt to study further such a complex modification presented in this work.

The classic addition of manganese to eliminate the harmful effects of iron in silumins is a long-known and proven method. However, in a number of experiments, the addition of transitional, refractory and rare earth elements promotes the formation of iron-containing phases with a positive effect on the properties of the alloy or enhances the positive effect of manganese on the formation of iron-containing phases with favorable morphology. Vanadium, molybdenum, cobalt, chromium, nickel, and others have similar properties. The total number of these modifiers may be 0.1... 0.3 % wt., the chemical composition of which is presented in table 1.

Table 1 - Chemical composition of the AlSi9Cu3

№	Chemical composition (wt. %)								
	Si	Cu	Fe	Mn	Ni	Ti	Zr	Cr	V
1	9.84	2.78	1.63	0.57	0.10	0.08	0.013	0.5	
2	9.18	2.87	1.6	0.65	0.10	0.1	0.014		0.25

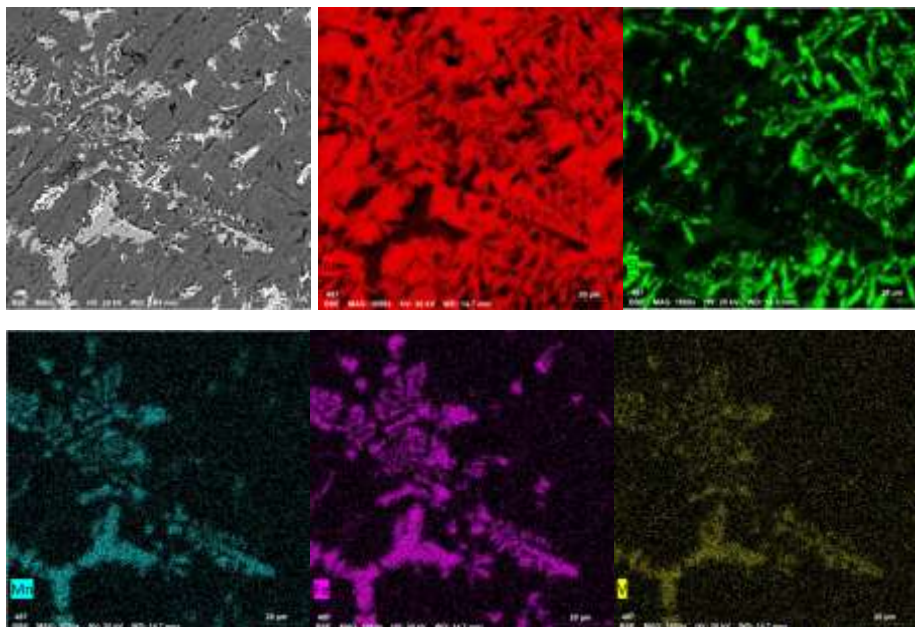
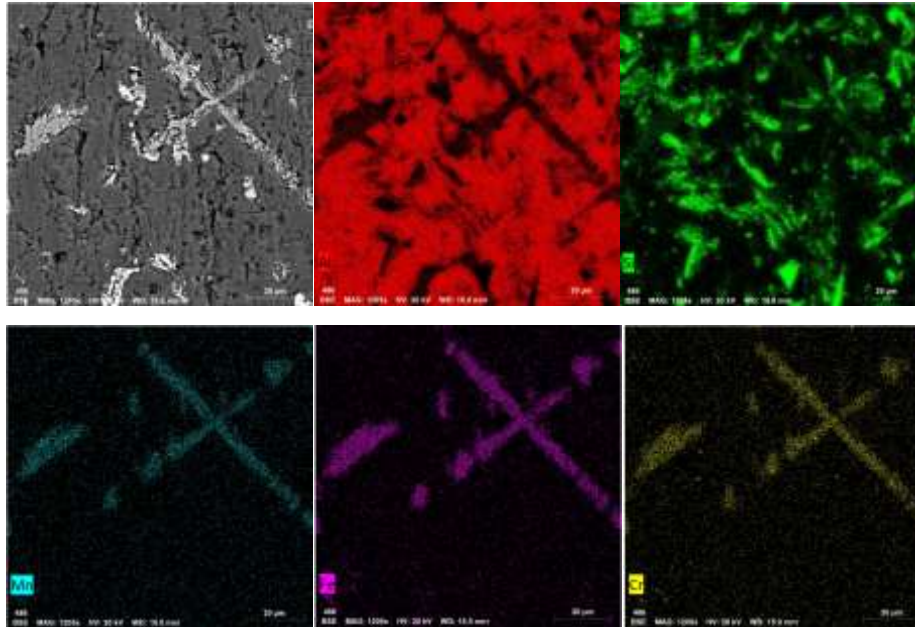


Figure 1 - SEM micrograph and mapping of elemental distribution of aluminum-silicon alloy for sample № 1



*Figure 2 - SEM micrograph and mapping of elemental distribution of aluminum-silicon alloy for sample № 2*

As showed in figures 1 and 2 the best modifiers ended up being Cr and V. They became part of the manganese-based phase, enhancing the effect of manganese. Thus, Cr and V will be a part of the iron-containing phases, forming a solid solution with a more favorable morphology. Cr forms  $Al_{13}(Fe, Mn, Cr)_4Si_4$  phases with star-like morphology and V forms  $Al_{12}(Fe, Mn, V)_3Si_{4.5}$  with branched morphology. These modified intermetallic phases in aluminum solution are forming hybrid reinforcements, which additionally improve the tribological and cast properties of alloys, greatly increasing the area of their applications.

A large percentage of chromium 0.5 wt. % was added for the study it influences. As a result, a dendritic phase of primary origin has formed all percent because all Cr went into the cross-section of the dendrites of the 1<sup>st</sup> order, which requires further study.

Despite a large part of the related technical and scientific papers into ways to improve the structural state moreover, mechanical properties of secondary silumins through the introduction of various modifiers, many issues such as complex modifications with several elements and their influence on each other remain unexplored.

The presented data show the expediency of further research to find the optimal concentrations of modifying additives and a more detailed study of their effect on the structural-phase characteristics of cast silumins.

**Reference:**

1. Belov N., Savchenko S., Khvan A. (2008) Phase composition and structure of silumin /. - М .: MISIS, p.282 [in Russian]
2. Zolotarevsky V.S., Belov N.A. (2005) Metallurgy of foundry aluminum alloys. Moscow: MISIS, p.376 [in Russian]
3. Hurtalova L., Tillova E., Chalupova M. (2013) The structure analysis of secondary (recycled) AlSi9Cu3 cast alloy with and without heat treatment. Engineering transactions. Vol. 63 (3). pp. 197-218 [in Russian]
4. Saleh A. Alkahtani, Emad M. Elgallad, Mahmoud M. Tash, Agnes M. Samuel, Fawzy H. Samuel (2016). Effect of Rare Earth Metals on the Microstructure of Al-Si Based Alloys. Materials, 9, 45; pp. 1-13 [in English]
5. Voron M. M., Matviets Ye. O., Antonevitch Ya. K., Kushnir K. S. (2019) Vanadium edition influence on the structural and phase parameters of Al-Si-Cu Alloys. Casting Processes, № 6 (138), pp.53-59 [in English]
6. Mahta M.; Emamy M.; Cao X.; Campbel, J. (2008) Overview of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase in Al-Si alloys. Materials Science Research Trends,chapter 5, pp. 251-271 [in English]
7. Voron M. M., Ye.O. Drozd, V.V. Kholyavko (2016) Application of molybdenum-containing ligatures to improve the quality of secondary silumin // Modern problems of physical materials science, №25, pp. 157–162 [in Ukrainian]
8. Cheverikin V.V., Hwang A.V., Zolotarevsky V.S.(2012) Changes in the morphology of iron-containing phases in aluminum alloys I ISSN 0136-5835. Bulletin of TSTU, volume 18, no. 3. p.20-25 [in Russian]

УДК 621.746

**Калюжний П. Б.**, к.т.н., с.н.с., e-mail [kpb.ptima@gmail.com](mailto:kpb.ptima@gmail.com)

**Погребач Є. В.**, аспірант

**Коломійцев С. В.**, аспірант

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ*

## **УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ КОРПУСУ ШАРОВОГО КРАНУ З ВИКОРИСТАННЯМ КОМП'ЮТЕРНОГО МОДЕЛЮВАННЯ**

До корпусів шарових кранів висуваються високі вимоги якості, адже кран шаровий призначений для установки в якості запірного пристрою, що повністю перекриває потік робочого середовища на трубопроводах, що транспортують воду, нафтопродукти, природний газ, спирти та інші середовища. Зважаючи на це, науковий і практичний інтерес представляє вивчення процесів, що приводять до виникнення дефектів виливка, і розробка заходів по удосконаленню технологічного процесу виготовлення виливка «корпус шарового крану» зі сталі 12Х18Н9ТЛ ДСТУ 8781:2018. Відповідно до технічних вимог на «корпус шарового крану» виливки мають відповідати вимогам галузевого стандарту ОСТ 26-07-402-83 і кресленням литих деталей. Окрім того виливки не повинні мати дефектів, які знижують їх міцність, а їх внутрішні поверхні не повинні мати пригару або нерівностей, що перешкоджають вільному проходу середовища.

В результаті вивчення браку виливків «корпус шарового крану» зі сталі 12Х18Н9ТЛ встановлено, що найчастіше в даному виливку виникають усадкові дефекти на фланцях (рис. 1), що розкриваються після механічної обробки корпусу. Дані усадкові раковини утворюються в теплових вузлах виливка через ускладнене живлення рідким металом під час кристалізації сплаву. Основною причиною їх утворення можна вважати невідповідність існуючої технології умовам направленої тверднення виливка «корпус шарового крану». Усунення усадкових раковин зазвичай досягається встановленням надливів над тепловими вузлами виливка і правильним підводом металу.

Для визначення оптимальної технології підведення металу і живлення виливка було використане комп'ютерне моделювання ливарних процесів. При завданні вихідних умов моделювання використовували заводські параметри: матеріал виливка – сталь 12Х18Н9ТЛ; початкова температура металу – 1540°C; матеріал форми – кварцовий пісок; матеріал стрижня – альфа-сет суміш; початкова температура форми і стрижнів – 20°C.

Спочатку було проведено моделювання заводської ливарної технології. Результати моделювання показали наявність усадкових дефектів, що повністю відповідали реальним виливкам «корпус шарового крану». Для забезпечення живлення теплових вузлів виливка було запропоновано підвести метал до фланцю через бічний надлив з метою кращого прогріву форми в даному місці, а над іншим тепловим вузлом встановити верхній надлив. Результати моделювання (рис. 2) для такого варіанту підводу металу до виливка показали, що усадкові раковини вдалося повністю вивести з тіла виливка до надливів.



Рисунок 1. Дефект виливка

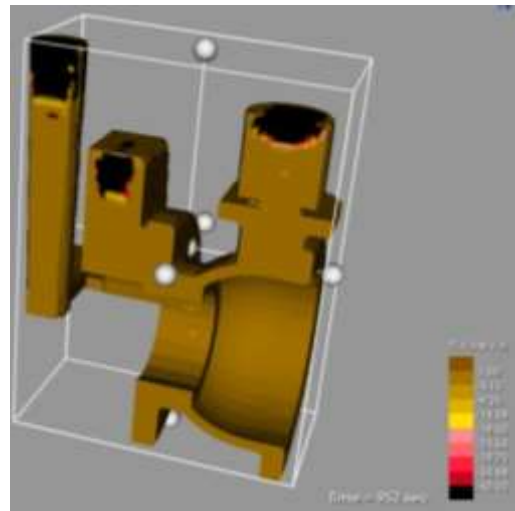


Рисунок 2. Усадкові поля

Отже, розроблена ливарна технологія забезпечує умови направленого тверднення виливка та дозволяє отримати виливок без усадкових раковин при мінімально допустимих об'ємах надливів. Впровадження запропонованої технології дозволить отримувати виливки «корпус шарового крану» зі щільною структурою і суттєво знизити рівень браку.

УДК 669.018.95

Мисливченко О. М.<sup>\*</sup>, к.т.н, с.н.с., [zvyagina47@gmail.com](mailto:zvyagina47@gmail.com)

Гапонова О. П.<sup>\*\*</sup>, д.т.н., завідувач кафедри ПМ і ТКМ

*\*Інститут Проблем Матеріалознавства НАН України, м.Київ*

*\*\*Сумський державний університет, м.Суми*

## РЕНТГЕНІВСЬКА ДИФРАКЦІЯ НОВОЇ ФАЗИ РОМБІЧНОГО МАРТЕНСИТУ В СПЛАВІ $Ti_{92.5}Nb_5Mo_{2.5}$

Титанові сплави характеризуються значною різноманітністю стабільних та метастабільних фазових станів. Для отримання стабільного стану потрібні особливі умови термообробки сплавів, а у випадку звичайних режимів охолодження ідуть процеси утворення метастабільних фаз. Найбільш розповсюдженими стабільними фазами у титанових сплавах є  $\alpha$  (ГЦУ) та  $\beta$  (ОЦК), утворення яких залежить від наявності  $\alpha$  і  $\beta$  стабілізуючих елементів (Al, O, Zr і Sn або Mo, V, W, Nb та ін. відповідно). Нерівноважні фази в титанових сплавах – це гексагональний мартенсит ( $\alpha'$ ), ромбічний мартенсит ( $\alpha''$ ) та  $\omega$ -фаза (має дві кристалічні модифікації). У більшості випадків швидкоохолоджені титанові сплави представляють собою суміш метастабільних та стабільних фаз. На даний момент вказані метастабільні фази детально вивчені в подвійних системах, таких як Ti-Nb, Ti-Mo, і т.д. Про те відсутні дані по потрібних титанових сплавах, тому у цій роботі ми зосередились на отриманні і вивченні сплаву складу  $Ti_{92.5}Nb_5Mo_{2.5}$  (% (ат.)) із однофазною ромбічною мартенситною  $\alpha''$ -структурою.

Сплав було отримано дуговим переплавом в середовищі очищеного аргону. Після виплавки сплав відпалювався 900 °С протягом 10 годин, для гомогенізації литої нерівноважної мікроструктури. Потім зразок прокатали при кімнатній температурі. Аналіз дифракційної картини, від прокатаного зразка показав, що цей сплав складається із фаз  $\alpha$  ( $a=0.2955$ ,  $b=0.4680$  нм) та  $\beta$  ( $a=0.3278$  нм). Домінуючою фазою є  $\beta$ .

Прокатані зразки були відпалені при температурі 600 °С протягом 0,5 год для зменшення напруг та запобігання розтріскуванню при гартуванні. Ця термообробка не викликала змін у фазовому складі: лише незначно зменшилися періоди ґраток обох фаз і дифракційні піки стали помітно вужчими, що свідчить про релаксацію залишкових напруг, які утворилися в ході прокатки.

Потім зразки повторно нагрівали до температури 870 °С ( $\beta$ -область) на повітрі (поміщаючи їх у нагріту муфельну піч) і, після витримки 5 хв, загартували в льодяній воді. Для видалення окисленого поверхневого шару, була використана шліфовка та поліровка.

Аналіз дифрактограми (рис. 1) показав, що у загартованому сплаві утворюється ромбічний мартенсит. Уточнення проведено в рамках просторової групи  $Cmcm$ . Заселеність атомами Ti, Nb і Mo позицій 4c була зроблена згідно хімічного складу сплаву. Уточнення проводили шляхом поступового додавання уточнюваних параметрів. На першому етапі послідовно уточнювали шкальний фактор (scale factor), степінь поліному фону, зсув нуля (zero shift) і періоди ґраток. На наступному етапі послідовно уточнювали параметри профілю. Далі уточнювалися координати і теплові поправки атомів. Після процедури уточнення ми отримали задовільні значення факторів розходження, у-координату і значення періодів ґраток.

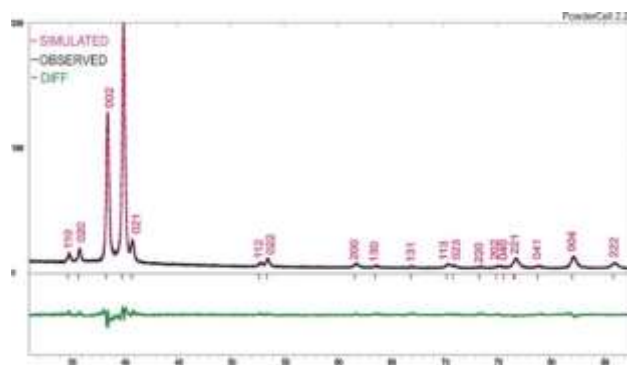


Рисунок 1. а) дифрактограма (Cu-K $\alpha$ -випромінювання) знята від загартованого зразка  $Ti_{92.5}Nb_5Mo_{2.5}$  (Observed - експериментальна дифрактограма, simulated - змодельована дифрактограма і diff - різниця між ними); б) оптична мікроструктура  $Ti_{92.5}Nb_5Mo_{2.5}$ .



"ІННОВАЦІЙНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ РІШЕННЯ  
В НАУКОВО-ДОСЛІДНИЦЬКІЙ РОБОТІ МОЛОДИХ ВЧЕНИХ ВФТПМ"

Кристалічна система елементарної комірки  $Ti_{92,5}Nb_5Mo_{2,5}$  ромбічна, з просторовою групою  $C_{2v}$ . Величини «R»-факторів мають значення  $R_p = 5.9$ ,  $R_{wp} = 8.1$ , періоди ґраток  $a = 3.002$ ,  $b = 5.018$ ,  $c = 4.684 \text{ \AA}$ .

УДК 621.747.53

**Михнян О. В.**, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,  
e-mail: [mixnyan@ukr.net](mailto:mixnyan@ukr.net)

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ*

## **ВДОСКОНАЛЕННЯ МАТЕРІАЛІВ КЕРАМІЧНИХ ФОРМ, СТРИЖНІВ ТА ФІЛЬТРІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ГТД**

При виготовленні складнопрофільних виливків, наприклад робочих лопаток ГТД методом спрямованої кристалізації, керамічні форми, стрижні та фільтри перебувають в зоні високих температур (1300-1600 °С) тривалий час і контактують з перегрітою металевим розплавом. З цієї причини характеристики цих матеріалів повинні значно перевершувати експлуатаційні показники вогнетривких матеріалів, що використовуються під відповідно до існуючої нормативної документації для рівновісних литих деталей.

У даній роботі розглядаються нові матеріали для формотвірних елементів, розроблені протягом останніх років у ФТІМС НАН України, і використовуються, головним чином, при виробництві литих деталей газотурбінних двигунів (ГТД).

При оптимізації складу керамічної суміші для стрижнів основними вихідними фізико-механічними характеристиками є підвищена міцність в широкому діапазоні температур, мінімальна усадка, висока пористість і низька шорсткість, оскільки внутрішні порожнини, що формуються стрижневими вставками, не підлягають подальшій механічній обробці. Таким чином, якість поверхні безпосередньо пов'язано з можливістю отримання на деталях, що виготовляються, розрахункових експлуатаційних параметрів.

В даний час найпоширенішими матеріалами для виготовлення керамічних стрижнів в промисловому газотурбобудуванні є електрокорунд і плавлений (аморфний) кварц, які найбільш відповідають комплексу фізико-хімічних, технологічних і економічних вимог.

Детальніше розглянемо питання, пов'язані із застосуванням стрижнів на основі плавленого кварцу, які здатні забезпечити високу геометричну точність

виливків, знизити різностінність лопаток, що, в результаті, дозволяє зменшити кількість ливарного браку.

Плавлений кварц являє собою хімічну сполуку, що відповідає формулі  $\text{SiO}_2$ . Однак аморфний стан оксиду кремнію є термодинамічно нестійким. Відомо, що кварц при нагріванні плавиться і зазнає 4 поліморфних перетворення, що супроводжуються зміною щільності. З цього випливає, що об'ємні зміни при кристалізації будуть приводити до розтріскування кераміки. Емпірично підтверджено, що основними активаторами процесу кристалізації кварцу є кисень і пари води. З ростом змісту  $\text{H}_2\text{O}$  в плавеному кварці початок утворення кристобаліту зміщується в бік більш низьких температур. Процес кристалізації інтенсифікується присутністю численних домішкових іонів. Особливо сприяють кристалізації лужні і лужноземельні оксиди, причому специфічну дію катіонів при гідролізації лугів не пов'язане з утворенням ними рідкої фази або з її кількістю, хоча її наявність значно прискорює процес кристалізації. Виявлено, що практично всі добавки (оксиди лужних металів, титану, цирконію і алюмінію), що вводяться збільшують кристалізаційну здатність аморфного оксиду кремнію, причому зі збільшенням кількості добавок ця здатність зростає. Уповільнює утворення кристалічної кірки додавання  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (0,05 %), при цьому підвищуючи температуру утворення кристалітів і сповільнюючи процес росту кристалічного шару на поверхні кераміки. Для гальмування процесів кристалізації, зниження кількості кристалічної фази і температури спікання у ФТІМС НАН України було запропоновано модифікувати плавлений кварц. Модифікатор, будучи за своєю природою геттером, може взаємодіяти при нагріванні з адсорбованим на поверхні кварцу киснем і з парами води, утворюючи оксиди. При проведенні термографії виявлено, що на термограмі плавеного кварцу в присутності модифікатора відсутній екзотермічний пік взаємодії кварцу з киснем. Модифікатор окислюється, знижуючи кристалізаційну здатність плавеного кварцу.

Аналіз даних показує, що міцність стрижневої кераміки з плавеного кварцу зі вмістом модифікатора до 3,0 - 5,0 % пропорційно зростає. При подальшому збільшенні кількості модифікатора (до 10 %) має місце незначне зростання міцності. Характер залежності міцності для модифікованого плавеного кварцу спостерігається як при температурі 20 °С, так і при 1050 °С. Дані

досліджень мікроструктури зразка модифікованого плавленого кварцу підтверджують присутність в міжзереному просторі оксидів модифікатора та кремнію. Дослідна партія стрижнів з модифікованого кварцу для формування складних внутрішніх порожнин литих лопаток ГТД, виготовлена на галузевих підприємствах України, показала збільшення виходу придатного литва в 1,2 - 1,5 рази.

УДК 669.14.018.258

**Сидорчук О. М.**, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,

[sedoroleg@ukr.net](mailto:sedoroleg@ukr.net)

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

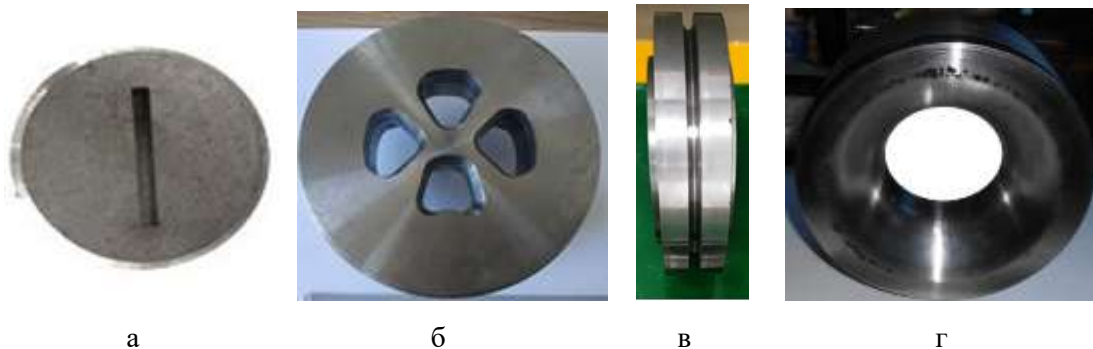
*м. Київ*

## **ШТАМПОВА СТАЛЬ ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ**

Встановлено, що за робочих температур вище 600 °С, або за 900 °С використання традиційних штампових сталей на базі  $\alpha$ -твердого розчину вуглецю в залізі з карбідним зміцненням є недостатнім, інтенсивно розмінюються в процесі експлуатації. Метою роботи полягало в тому, щоб використати штампову сталь як проміжного класу, яка при кімнатній температурі відноситься до феритного стану, а при температурі експлуатації переходить в аустенітну область, характеризується як сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації (РАПЕ). Практичною цінністю роботи полягає в тому, що сталь РАПЕ має можливість в широкому інтервалу експлуатації (нижче критичної точки  $A_1$  та вище критичної точки  $A_3$  дослідженої сталі) проводити гаряче деформування кольорових металів та сплавів. Висока швидкість кристалізації розплаву при одержанні зливків зі сталі РАПЕ, дозволить одержати більш рівномірне розподілення дисперсної карбідної складової, що сприятиме

скороченню технологічної операції (ковки). В нашому випадку висока швидкість кристалізації у порівнянні з традиційною технологією лиття в кокіль, забезпечується використанням технології електрошлакового переплаву (ЕШП). В результаті проведення досліджень з литої сталі з РАПЕ за технологією ЕШП, дозволяє зменшити хімічну неоднорідність металу та гальмує утворення карбідної неоднорідності. Завдяки чому не потребує додаткової технологічної операції (кування заготовок з температурою нагріву 1150-1180 °С).

За рахунок наявності мартенситної структури твердість одержаної дослідженої сталі в литому стані перевищує 50 HRC. Така висока твердість призводить до ускладнень при подальшій її механічній обробці – виготовлення матриць-філь'єр. Тому перед механічною обробкою сталі необхідно проводити відпал сталі. Встановлено, що за повним відпалом сталі не забезпечується механічною обробкою. Використання неповного відпалу за температури 750±20 °С, з метою одержання сферидизованої карбідної складової, зниження твердості та одержання перліто-сорбітної структури, дозволило краще механічно обробляти заготовки для виготовлення штампового інструменту, рис. а, б, в, г.



*Рис. Штамповий інструмент зі сталі РАПЕ для гарячого деформування: а – міді марки М1 на підприємстві «Спецлитъё» (м. Дніпро, Україна) [1]; б – алюмінієвого сплаву марки АК7ч в корпорації «New material technology Co., Ltd» (м. Куньшань, провінція Цзянсу, Китайська Народна Республіка) [2]; в – міді марки М1, компанія «Futes Co., Ltd» (м. Нінхай, провінція Чжецзян, Китайська Народна Республіка) [2]; г – мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ 5-1 у ВАТ «Артемівський завод по обробці кольорових металів» (Донецька обл., м. Бахмут, Україна) [1].*

Для виготовлення дослідно-промислової партії штампового інструменту для гарячого деформування мідні марки М1 використовували установку ЕШП на заводі «Спецлитъ» (м. Дніпро, Україна). Одержано зливки (маса одного зливка становила 100 кг) зі сталі 4Х3Н5М3Ф. У ході виплавки ЕШП для виготовлення дослідної сталі була використана лігатура системи Fe – Ni – Mo – V – Mn та відходи штампової сталі марки 4Х5МФ1С. Лігатуру системи Fe – Ni – Mo – V – Mn виплавляли в індукційній печі та розливали у кокілі в результаті чого було одержано зливки (лігатури) масою 25 кг. Розроблені матриці (рис. а) встановлювалися у стандартне обладнання для волочіння кольорових металів. У порівнянні з матрицями штампового інструменту зі сталі 4Х5МФ1С (одержаної за традиційною технологією ливарного виробництва), яка використовується на заводі «Спецлитъ» (м. Дніпро, Україна) виготовлені за розробленою технологією матриці з дослідженої сталі (марка 4Х3Н5М3Ф) мали більшу стійкість. Особливістю волочіння міді з використанням матриці штампового інструменту зі сталі 4Х5МФ1С є те, що у випадку появи домішків інших металів відбувається різке збільшення температури яке впливає на матеріал матриці сталі феритного класу, на її поверхні утворюються мікротріщини. Це призводить до передчасного виходу з ладу штампового інструменту. Температура експлуатації робочих температур встановлювалась вищою 600 °С. Проте, як показали дослідження, збільшення робочого розміру (більше 60 мм) в матриці в процесі одержання шин з міді, інструмент виходив з ладу. Встановлено, що теплостійкість 4Х3Н5М3Ф сталі відповідала 615 °С за 40 HRC. Таким чином, в роботі було змінено хімічний склад сталі (4Х4Н5М4Ф2) та встановлено оптимізований режим гартування (1100±5 °С). У разі відпуску за температури 650 °С досліджуваної сталі твердість становила 40 HRC, що вище на 35 °С порівняно зі сталлю 4Х3Н5М3Ф. Таким чином, сталь 4Х4Н5М4Ф2 можна рекомендувати для гарячого деформування металу міді за температури експлуатації, що не перевищує 650 °С. Крім того, було встановлено, що підвищення твердості сталі при відпуску в інтервалі температур 450-500 °С, забезпечується завдяки виділенню карбідної складової. Використовуючи пресовий інструмент (матриць-фільє'єр, рис. б) в корпорації «New material technology Co., Ltd» (м. Куньшань, провінція Цзянсу, Китайська Народна Республіка), після експлуатації гарячого деформування алюмінієвого

сплаву АК7ч інструмент не перегрівався в інтервалі температур відпускної крихкості  $470 \pm 15$  °С. Підвищення мікротвердості досліджуваної сталі зумовлювало на підвищення зносостійкості та підвищення ресурсу експлуатації штампного інструменту. Під керівництвом компанії «Futes Co., Ltd» (м. Нінхай, провінція Чжецзян Китайська Народна Республіка) було використано сталь 4Х4Н5М4Ф2 з виготовленням деталей коліс екструдера (рис. в) для гарячого деформування металу міді марки М1, ГОСТ 859–2014. Оптимізований режим термічної обробки (гартування  $1100 \pm 5$  °С та відпуск  $590 \pm 5$  °С) дослідженої сталі 4Х4Н5М4Ф2, забезпечує підвищений комплекс механічних властивостей. Як показали дослідження, що характеристики службових властивостей дослідженої сталі, були вищими у порівнянні зі сталлю 4Х5МФ1С.

В роботі було показано, що досліджена сталь (4Х3Н5М3Ф) працює в процесі аустенізації, що характеризується як сталь з регулюванням аустенітного перетворення при експлуатації. Твердість сталі (філь'єри-матриці, рис. г) після експлуатації становила 32 НРС. Порівняльна характеристика матриць для гарячого деформування мідно-нікелевого сплаву МНЖ 5-1 при виготовленні трубних заготовок показала, що використання литої сталі марки 4Х3Н5М3Ф продемонструвало підвищену у три рази ресурс експлуатації, у порівнянні зі сталлю марки 3Х3М3Ф, яка використовувалась раніше на підприємстві. Крім того, стійкість матриці зі сталі з РАПЕ підвищилася у п'ять (або шість), після проведення механічної обробки, – переточки на більший отвір та термічної обробки (гартування та відпуск). Для матриці зі сталі з РАПЕ різке підняття температури вище 850 °С (критична точка  $A_{C3}$ ) не виникали появи дефектів, а саме розгарних тріщин.

Таким чином, показана можливість використання штампної сталі з РАПЕ (4Х3Н5М3Ф та 4Х4Н5М4Ф2) для широкого інтервалу температур експлуатації гарячого деформування алюмінієвого сплаву, міді та мідно-нікелевого сплаву за робочих температур експлуатації (450–500 °С, 600–650 °С та 900–950 °С, відповідно) з підвищеним ресурсом експлуатації у порівнянні зі сталями феритного класу 4Х5МФ1С та 3Х3М3Ф.

### *Література*

*1. Патент № 94746 Україна, МПК С21 / D8 / 00. Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування / Гогаєв К. О., Сидорчук, О. М. Радченко О. К.,*

Лук'янчук В. В., № u201407076; заявл. 23.06.2014; опубл. 25.11.2014. Бюл. № 22/2014, 4 с.

2. Патент № 141447 Україна, МПК C22C 38 / 00. Штампова сталь / Гогаєв К. О., Радченко О. К., Сидорчук О. М., Миронюк Д. В. – № u2019 09670; заявл. 05.09.2019; опубл. 10.04.2020. Бюл. № 7.2020. 2 с.

#### **References**

1. Patent No. 94746 Ukraine. MPK C21 / D8 / 00. Sposib termichnoyi obrobky stali dlya haryachoho presuvannya [Method for heat treatment of hot pressing steel], Gohaiev, K. O., Sydorochuk, O. M., Radchenko, O. K., Lukianchuk, V. V., No. u201407076; zaiavl. 23.06.2014; opubl. 25.11.2014, Biul. No.22/2014, 4 p. [in Ukrainian].

2. Patent No. 141447 Ukraine. MPK C22C 38 / 00. Shampova stal [Stamped steel] Gohaiev, K. O., Radchenko, O. K., Sydorochuk, O. M., Myroniuk, D.V., No. u2019 09670; zaiavl. 05.09.2019; opubl. 10.04.2020, Biul. No.7/2020, 2 p. [in Ukrainian].

УДК: 621.74.046

**Тимошенко А. М.**, к.т.н., н. с., e-mail: [marschal@i.ua](mailto:marschal@i.ua)

**Шматко О. В.**, м. н. с.

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, м. Київ*

## **НОВІТНІЙ ЛИВАРНО-ІНДУКЦІЙНИЙ МЕТОД ОДЕРЖАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ТА ТРИШАРОВИХ ВИРОБІВ**

Можливості існуючих процесів виготовлення монометалевих виливків у питанні подовження терміну експлуатації деталей, які швидко зношуються, практично вичерпано. Найбільш перспективним напрямом вирішення зазначеної проблеми є застосування біметалевих та багатошарових виробів з диференційованим комплексом властивостей. Поєднання різних матеріалів шляхом утворення надійного зв'язку між ними дозволяє не тільки об'єднати корисні властивості окремих складових, але й отримати зовсім нові властивості, які неможливо досягти у монометалевих виливках.

Тому актуальним питанням є створення нових гібридних методів одержання біметалевих та багатошарових виробів, як на основі традиційних



ливарних технологій, так і принципово нових схем з використанням електромагнітного впливу на метал, що забезпечить суттєвий техніко-економічний ефект.

Метою досліджень є створення високоефективного методу одержання зносостійких біметалевих та тришарових виробів на основі ливарних процесів при дії електромагнітних полів.

Зазначений метод заснований на принципі заливання розплаву зносостійкого чавуну на тверду тонкостінну сталю заготовку, попередньо нагріту під шаром киснево непроникного покриття при дії електромагнітного поля. Для проведення досліджень вибрано сталю заготовку та матеріал робочого шару, що заливається, хромистий чавун. Встановлено, що надійне з'єднання досягається в інтервалі температур нагріву заготовки від 800 до 1200 °С при температурі розплаву 1410-1450 °С, що і є початковими умовами досліджень. При цьому індукційний нагрів пластини не повинен перевищувати максимальної температури 1350 °С.

При реалізації даного методу для отримання надійного зв'язку на границі розділу двох матеріалів особливу увагу приділено рівномірному нагріву плоскої заготовки, що досягається правильним вибором конфігурації індуктора та режимів обробки. З цією метою в роботі розглянуто дві конфігурації індуктора: плоского еліпсоїдного типу, який діє тільки на одну поверхню заготовки і спірального індуктора соленоїдного типу охоплює чотири поверхні заготовки. В роботі використовували блок живлення потужністю до 40 кВт з частотою 60 кГц.

Технологічна схема передбачає отримання двошарових і тришарових виробів формування робочого шару, як з однієї поверхні заготовки так із двох її бічних поверхонь.

Дослідження проводилися за допомогою методів комп'ютерного моделювання та натурних експериментів. Для моделювання взаємопов'язаних гідродинамічних, електромагнітних та теплових процесів формування виливка використовували COMSOL Multiphysics.

Технологічний процес з використанням індуктора соленоїдного типу передбачає транспортування і розміщення нагрітої заготовки у ливарну форму, внаслідок чого відбувається її охолодження до температури 820 - 1200 °С.

Мінімальний час на транспортування і розміщення нагрітої пластини складає 8 с, а максимальний – обмежується нижньою температурною границею одержання дифузійного зв'язку, що відповідає 40 с.

Процес виготовлення біметалевих виробів з використанням плоского індуктора супроводжується збільшенням часу нагрівання, проте не вимагає транспортування самої сталевий заготовки, що є більш технологічно доцільніше.

В результаті імітаційного моделювання для двох конфігурацій індукторів встановлено закономірності розподілу енергії від сили струму і часу нагрівання. Розглянуто розподіл полів температури в сталевий заготовці. Встановлено, гідродинамічні особливості заповнення розплавом ливарної форми та кристалізації виливка.

Розроблений ливарно-індукційний метод відкриває нові можливості отримання тришарових виробів з різними фізико – механічними властивостями матеріалів наприклад «чавун-сталь-бронза», що досягається при одночасному заливанні двох розплавів на сталевий заготовку.

За результатами експериментальної апробації підтверджено ефективність застосування розробленого ливарно-індукційного методу для одержання біметалевих і тришарових виробів.

УДК 539.231

**Tkach V.A.**<sup>a</sup>, junior research scientist, [vera.ocheretova@gmail.com](mailto:vera.ocheretova@gmail.com)

**Ohtsuka M.**<sup>b</sup>, Dr., associate professor, [makoto.ohtsuka.d7@tohoku.ac.jp](mailto:makoto.ohtsuka.d7@tohoku.ac.jp)

**Petrovska S.S.**<sup>a</sup>, Dr., research scientist, [sw.piotrowska@gmail.com](mailto:sw.piotrowska@gmail.com)

**Ilkiv B.I.**<sup>a</sup>, Dr., research scientist, [b\\_ilkiv@ukr.net](mailto:b_ilkiv@ukr.net)

**Sergiienko R.A.**<sup>c</sup>, Dr., senior research scientist, [rusruslan17@gmail.com](mailto:rusruslan17@gmail.com)

**Nakamura T.**<sup>b</sup>, Dr, senior managing director, [ntakashi@sda.att.ne.jp](mailto:ntakashi@sda.att.ne.jp)

*<sup>a</sup>National Academy of Science of Ukraine, Frantsevich Institute for Problems of  
Materials Science, 3 Krzhyzhanovsky Str., Kyiv 03142, Ukraine*

*<sup>b</sup>Institute of Multidisciplinary Research for Advanced Materials (IMRAM), Tohoku  
University, Sendai 980-8577, Japan*

*<sup>c</sup>National Academy of Science of Ukraine, Physico-Technological Institute of Metals  
and Alloys, 34/1 Vernadsky Ave., Kyiv 03142, Ukraine*

## **STRUCTURAL, OPTICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF MULTILAYER INDIUM SAVING ITO THIN FILMS PRODUCED BY DC SPUTTERING METHOD**

Indium tin oxide thin films have been extensively studied due to their applications as transparent electrodes for solar cells, at panel displays and for optical solar reflectors because of their low resistivity and high transmittance. However, one significant disadvantage of the use of ITO is its high cost. There is a clear need to find a material that is more cost effective, has better or maintains properties of conventional ITO (90 mass% In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and 10 mass% SnO<sub>2</sub>). One of the ways to achieve this aim is to sputter indium saving multilayer (ML) ITO thin films.

In present investigation ML thin films consisting of very thin layer of conventional ITO and indium saving ITO layer were deposited onto glass substrates preheated at 523 K by DC sputtering.

Results of X-Ray 2θ scans reveal that as-deposited ML ITO90/ITO50 thin films show polycrystalline structure, whereas as-deposited single-layer (SL) ITO50 thin films

were amorphous. Thus ITO90 layer promoted crystallization of ML ITO90/ITO50 thin films.

Cross-sectional TEM images of the ML ITO90/ITO50 thin film with 150 nm thickness were compared to SL ITO50 thin film (Fig. 1). From these results it is clear that single layer ITO50 thin film consists of two regions. The first one near glass substrate possesses most likely to be amorphous structure and thickness is about 30 nm. The second region consists of the individual columns. Two layers are clearly seen in the multilayer film. The first layer is about 14 nm thick, while the second layer shows the columnar vertical growth and thickness is about 136 nm.

At the optimum oxygen flow rate as-deposited ML ITO90/ITO50 films exhibit decrease of the volume resistivity ( $281 \mu\Omega\text{cm}$ ) in comparison with that of SL ITO50 films ( $714 \mu\Omega\text{cm}$ ). This effect can be associated with good crystallinity of the as-deposited ML ITO90/ITO50 thin films and therefore more than threefold increase of carrier density in comparison with the as-deposited SL ITO50 thin films.

Optical transmittance was measured for the as-depo. SL ITO90, SL ITO50 and ML ITO90/ITO50 thin films sputtered at oxygen flow rate  $Q(\text{O}_2)=0.3$  sccm and  $Q(\text{O}_2)=0.5$  sccm (Fig. 2). Transmittance of ML ITO90/ITO50 thin films deposited at  $Q(\text{O}_2)=0.3$  sccm and  $Q(\text{O}_2)=0.5$  sccm reaches 98.3 and 97.1% at  $\lambda=550$  nm, respectively. Transmittance of ITO90 is much lower than that of ML ITO90/ITO50 thin films at  $\lambda>1100$  nm so ITO90 thin films are opaque in this wavelength range. High transmittance in the infrared range is optional for example in new transparent electrodes for QD-LED.

Roughness of ML ITO90/ITO50 thin films increased with increasing  $Q(\text{O}_2)$  during sputtering of the second ITO50 layer. Arithmetical mean height ( $S_a$ ) and root mean square height ( $S_q$ ) of ML ITO90/ITO50 films deposited at optimum conditions were 1.09 and 1.40 nm, respectively that is significantly lower than roughness of SL ITO90 thin film with the same thickness.

The material costs for multilayer ITO90/ITO50 films offer an economical advantage over the use of conventional ITO.

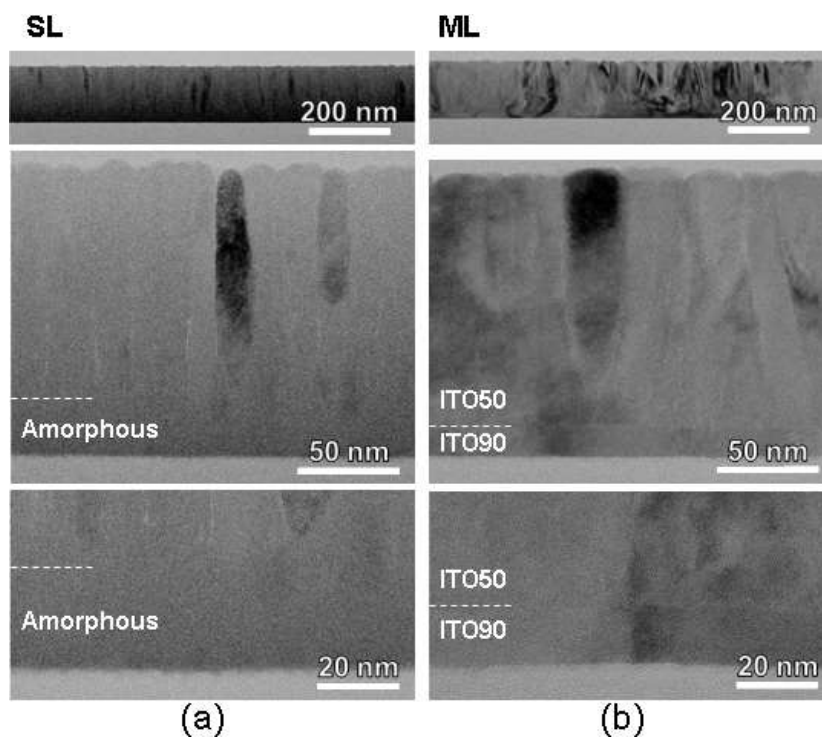


Figure 1. Cross-sectional TEM images of (a) SL ITO50 thin film deposited at  $Q(O_2) = 0.3$  sccm and (b) ML ITO90/ITO50 thin film deposited at  $Q(O_2) = 0.3$  sccm. The dashed straight lines show approximate boundary between different regions.

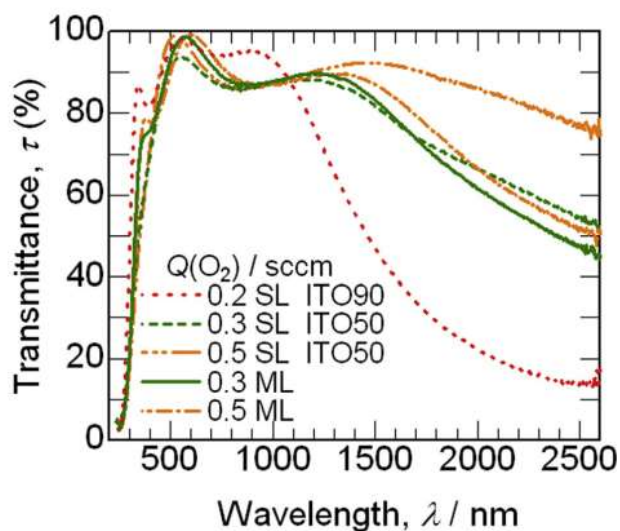


Figure 2. Optical transmittance of as-depo. ML ITO90/ITO50 thin films deposited at  $Q(O_2) = 0.3$  sccm and  $0.5$  sccm and SL ITO90 thin film deposited at  $Q(O_2) = 0.2$  sccm and SL ITO50 thin film sputtered at  $Q(O_2) = 0.3$  sccm and  $Q(O_2) = 0.5$  sccm.

УДК: 669.721.5

Хохлов М. А., к. т. н., н. с., [maksymkhohklov@gmail.com](mailto:maksymkhohklov@gmail.com)

*Інститут електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України, Київ*

### **ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Mg-Cd ПРИ ДИФУЗІЇ ГАЛІЮ**

Перспективним надлегким матеріалом, що забезпечує питому міцність конструкцій є магній, сплави якого широко використовують для виготовлення захисних оболонок мікроелектроніки, ноутбуків, фототехніки, а також у хірургії для виготовлення тимчасових імплантатів. Недоліками магнієвих сплавів є низька корозійна стійкість, малий модуль пружності, погані ливарні властивості, схильність до газонасичення, окиснювання і займання при їх створенні чи переробці.

Високі технологічні і механічні властивості мають сплави магнію леговані кадмієм [1-4]. Сплави з високим вмістом алюмінію, додатково леговані кадмієм (сплави типу MA10), характеризуються вищою питомою міцністю серед магнієвих сплавів, границя міцності складає 430 МПа. Присутність кадмію в магнієвих сплавах з Al або Zn призводить до зниження температури спалаху. Присутність 2 ваг.% Cd в сплаві викликає поліпшення корозійної стійкості та зменшує схильність до корозійного розтріскування під напругою. В наших попередніх дослідженнях [5-7] було встановлено, що дифузія розплавленого галію в поверхню магнієвих сплавів систем Mg-Al та легування галієм при індукційному переplаві сплавів системи Mg-Al, призводять до підвищення модуля пружності від 43 до 72 ГПа та мікротвердості від 1,2 до 2 ГПа. Тому метою даної роботи було встановити наявність легуючого ефекту в системі Mg-Cd-Ga.

В роботі використовували магнієвий сплав системи Mg-Cd з вмістом кадмію до 6,94 ваг.%, алюмінію 2,5 ваг.%. Температура плавлення магнієвого сплаву 650 °С, кадмію 321,1°С и галію 30 °С. Для ініціювання дифузії галію в поверхню магнієвого сплаву проводили нагрівання до 400°С з витримкою 5 хвилин. Розплавлений галій було нанесено на шліфовану поверхню шаром

товщиною 20...30 мкм. На рис. 1 на карті розподілу Cd (PEM) видно чітку локалізацію зони підвищеної концентрації Cd у вигляді світлої полоси шириною 20 мкм.

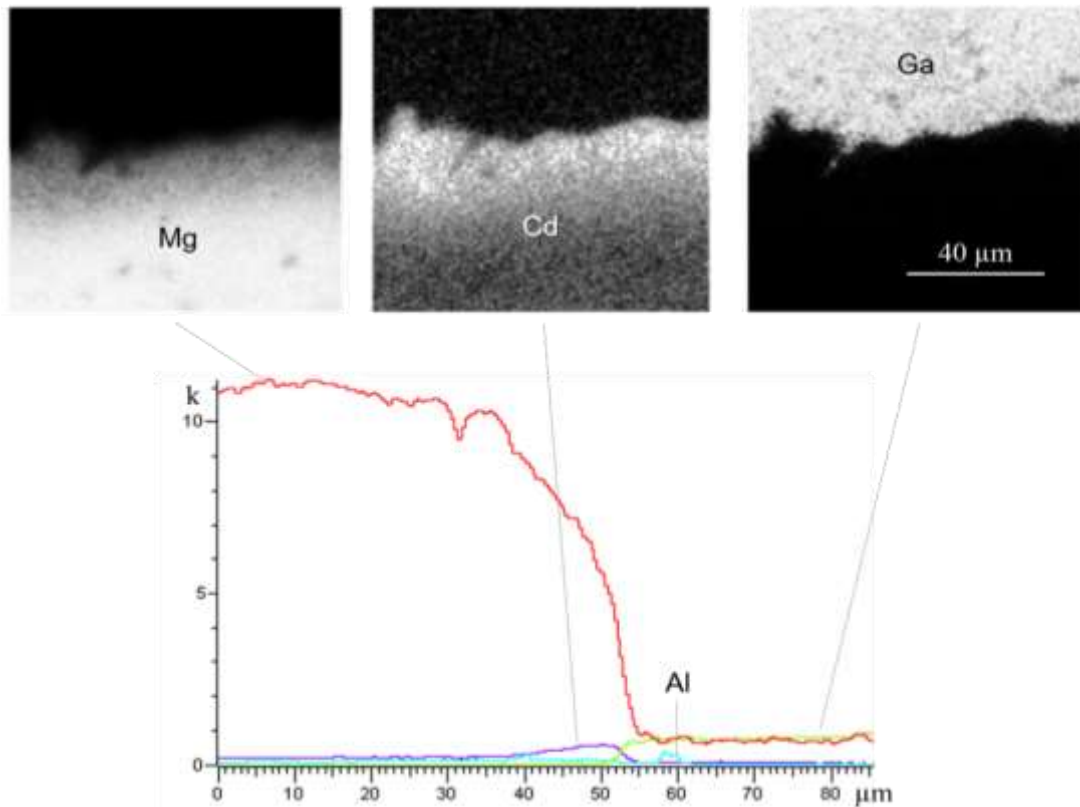


Рисунок 1. Діаграми розподілу кадмію, галію та магнію при дифузії галію в магнієвий сплав системи Mg-Cd (PEM).

Визначення фізично-механічних властивостей (модуль пружності  $E$  та мікротвердість  $H$ ) індентуванням проводили при навантаженні на індентор 20 г. Значення вихідних матеріалів: для магнієвого сплаву Mg-Cd  $H=1,2$  ГПа та  $E=50...57$  ГПа, для галію технічного  $H=0,2...0,3$  ГПа та  $E=45$  ГПа. Мікротвердість щільної полоси вздовж границі з магнієвим сплавом має максимальні значення  $H=3,6$  ГПа та модуль пружності  $E=58$  ГПа, для широкої області світлих округлих зерен  $H=3,1$  ГПа та  $E=54$  ГПа.

В таблиці концентрації хімічних елементів (рис. 2) видно підвищення Cd з 6,94 % ваг. до 18,19 % ваг. (спектр 4...6), а градієнт концентрації Ga знижується в бік магнієвого сплаву на глибину 60 мкм від 62 % ваг. (спектр 1...3) до 0,75 % ваг. (спектр 4...8). Оскільки кадмій в вихідному сплаві Mg-Cd присутній у

концентрації 4,44...6,48 ваг.% у формі твердого розчину в магнії, його витиснення (вимивання) в дифузійній зоні з підвищенням концентрації до 20 % Cd вірогідно виникає за рахунок формування інтерметалідів в системі Mg-Ga. Це підтверджується в спектрах 1...3 концентрацією Mg 13,38...20,08 % ваг., що згідно бінарної діаграми Mg-Ga відповідає фазовому складу  $Mg_2Ga$ . Таким чином, інтерметалідне зміцнення може прогнозуватись в зоні спектрів 1...3, а дифузійна зона спектрів 4...6 – максимально можливий насичений кадмієм твердий розчин системи Mg-Cd.

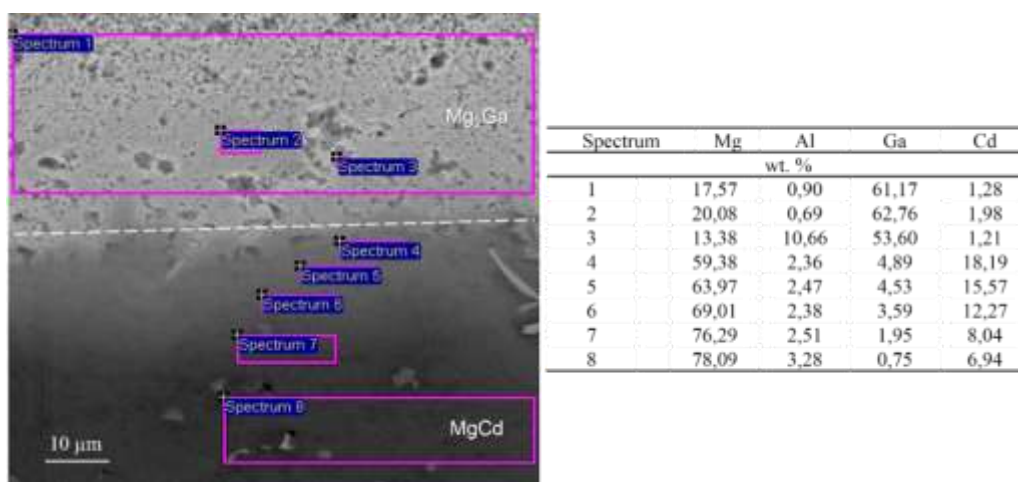


Рисунок 2. Мікроструктура, хімічний та фазовий склад дифузійної зони Mg-Cd+Ga (PEM).

Фаза  $Mg_2Ga$  має прогнозований модуль пружності 52,1 ГПа [8] або 66,5 ГПа [9]. В експериментальному ж дослідженні вихідний сплав системи Mg-Cd мав значення модулю пружності  $E=50...57$  ГПа, що є впливом легування кадмієм. В експерименті дифузійна зона отримана з підвищеною щільністю при формуванні інтерметалідів  $Mg_2Ga$  які дифузійним фронтом витіснили кадмій в бік магнієвого до максимального насичення, що вплинуло на підвищення твердості  $H$  в три рази при діапазоні модулю пружності  $E=54...58$  ГПа.

Таким чином, підвищення теоретичних та експериментальних фізико-механічних властивостей при легуванні системи Mg-Cd галієм підтверджено.

#### Список літератури:

1. G. Song and A. Atrens, "Corrosion Mechanisms of Magnesium Alloys", *Advanced Engineering Materials*, 1 (1999) 11-33.



2. Henry Hu, Xueyuan Nie and Yueyu Ma. Corrosion and Surface Treatment of Magnesium Alloys. Book edited by Frank Czerwinski, ISBN 978-953-51-1728-5, Published: November 5, 2014. Chapter 3. DOI: 10.5772/58929
3. Shanna Xu, Magdalene Edet Ikpi, Junhua Dong, Jie Wei1, Wei Ke, Nan Chen. Effects of Cadmium alloying on the Corrosion and Mechanical Properties of Magnesium. State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, China. Department of Pure and Applied Chemistry, 1 May 2012.
4. Xin Ren, Changrong Li, Cuiping Guo, Zhenmin Du. A thermodynamic assessment of the Cd–Mg system. *Thermochimica Acta*, Volume 534, 20 April 2012, P. 1-8.
5. Julia Khokhlova, Maksym Khokhlov, Volodymyr Synyuk. Magnesium alloy AZ63A reinforcement by alloying with gallium and using high-disperse ZrO<sub>2</sub> particles. *Journal of magnesium and alloy*. Elsevier. 4 (4) (December 2016), pp. 265-269.
6. Julia Khokhlova, Maksym Khokhlov. 3d-visualization of magnesium strengthening mechanisms for a description of experimentally obtained data of alloying effect in Mg-Ga system *Journal of magnesium and alloy – Elsevier*. 8 (2) (June 2020), p.p. 546-551.
7. M. Khokhlov, D. Ishchenko, J. Khokhlova. Peculiarities of forming diffusion bimetallic joints of aluminum foam with a monolithic magnesium alloy. *Journal of magnesium and alloy*. - Elsevier. - November 2016. Volume 4, Issue 4, December 2016, Pages 326–329.
8. Swetha Ganeshan. A first-principles study of elastic and diffusion properties of magnesium-based alloys. A first-principles study of elastic and diffusion properties of magnesium-based alloys, PhD Thesis, 72-11, The Pennsylvania State University (2011), p. 6973 Publication Number: AAT 3471739; ISBN: 9781124830490.
9. LinJing Liu, Liangchong Lian, Jie Yu. Stability, mechanical properties and anisotropic elastic properties of GaXMgY compounds. *Mat. Res.* vol.22 no.2 São Carlos.

**Шваб С.Л.**, к.т.н., с.н.с., [serg.schwab@gmail.com](mailto:serg.schwab@gmail.com)

**Селін Р.В.**, к.т.н., с.н.с., [selinrv@gmail.com](mailto:selinrv@gmail.com)

**Димань М.М.**, к.т.н., с.н.с., [mrs\\_d@ukr.net](mailto:mrs_d@ukr.net)

*ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ*

## **ПОРОШКОВІ ДРОТИ НА ОСНОВІ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ЯК ПРИСАДНИЙ МАТЕРІАЛ ПРИ АДИТИВНОМУ ВИРОБНИЦТВІ ДЕТАЛЕЙ СПОСОБОМ WAAM**

Існують різні процеси адитивного виробництва, але їх об'єднує те, що прототип виготовляється шляхом пошарового накладання матеріалу. Основна перевага швидкого прототипування полягає в тому, що прототип створюється за один прийом, а вихідними даними для нього служить безпосередньо геометрична модель деталі. Таким чином, при цьому відпадає необхідність в плануванні послідовності технологічних процесів, спеціальне обладнання для обробки матеріалів на кожному етапі виготовлення, транспортування від верстата до верстата тощо.

Способи, які використовують в якості витратного матеріалу порошок, на даний момент ширше впроваджені в порівнянні зі способами, що використовують в якості витратного матеріалу дріт, в зв'язку з можливістю виробляти вироби зі значною геометричною точністю. Крім того, способи, які використовують металевий порошок, дають можливість виробляти вироби з порошкових металевих композицій, що володіють властивостями, які притаманні виробам порошкової металургії. Однак продуктивність порошкових способів дуже низька, та дорівнює десятками грам в хвилину, що обмежує можливість їх застосування для виготовлення крупногарабитних виробів. До того ж необхідність захисної камери і особливості транспортування і зберігання металевих порошкових матеріалів накладають складності на застосування порошкових способів адитивного виробництва.

Способи адитивного виробництва, що використовують в якості витратного матеріалу дріт, наприклад WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing), в порівнянні з порошковими способами адитивного виробництва, володіють 100%

ефективністю використання матеріалу, а також значно більшою продуктивністю, що виправдовує застосування способів для створення великогабаритних виробів. Незважаючи на низьку точність і грубу поверхню, способи, які використовують в якості витратного матеріалу дріт, дають можливість виробляти заготовки деталей при значній економії матеріалу на наступних стадіях обробки [1].

WAAM дуже перспективна технологія, яка дозволяє виготовляти великогабаритні деталі складної форми з матеріалів з високою доданою вартістю. Ця технологія є частиною процесів адитивного виробництва, яка використовує металеві дроти в якості присадного матеріалу, а дугу – як джерело енергії. Процес WAAM має важливі переваги перед іншими процесами адитивного виробництва, такими як висока ефективність використання ресурсів, висока продуктивність та низька вартість обладнання. Останнім часом основна увага приділяється виробництву металевих компонентів складної форми, в тому числі титанові та нікелеві сплави.

Хоча можливість виробництва титанових деталей за допомогою WAAM була продемонстрована авторами [2], ця технологія ще не повністю індустріалізована через відсутність у виробників обладнання та матеріалів, що пропонують цілісне рішення.

В якості обладнання для WAAM процесу в даний час використовується стандартне зварювальне обладнання: зварювальне джерело живлення, пальники та системи подачі дроту. Рух може забезпечуватись або робототехнічними системами (рис. 1), або порталними системами [3].



Рисунок 1 – Варіації систем для WAAM [3]

Серед різних матеріалів сплави на основі титану все частіше застосовуються при WAAM методі завдяки їх використанню в аерокосмічній промисловості для виробництва планерних конструкцій.

Для виробництва деталей цим методом використовуються комерційно доступні дроти суцільного перетину. Однак, якщо мова йде про деталі з високоміцних титанових сплавів, то виникають труднощі через відсутність на ринку відповідних присадних дротів.

Ми пропонуємо використовувати для методу WAAM порошкові дроти на основі титану. Такі дроти в своїй конструкції мають оболонку з чистого титану і осердя, яке складається з металевої та флюсової компонент.

Наші попередні дослідження показали доцільність використання присадних титанових порошкових дротів для зварювання та наплавлення [4-6]. Використання дроту ППТ-22, як присадного матеріалу при TIG зварюванні титанового сплаву BT22 дозволило виготовити зварні з'єднання товщиною 8 мм (після термічної обробки) зі значеннями міцності ( $\sigma$ ) та ударної в'язкості (KCV) зварного з'єднання на рівні 1120 МПа та 14,5 Дж/см<sup>2</sup> відповідно. Ці механічні властивості близькі до властивостей основного металу ( $\sigma = 1067$  МПа, KCV = 14,5 Дж/см<sup>2</sup>). Після наплавлення та місцевої термічної обробки були проведені випробування на міцність на втому. Результати випробувань показали, що за допомогою порошкового дроту ППТ-22 отримані з'єднання витримали повний цикл випробувань згідно із заздалегідь встановленими програмами та зруйнувалися після додаткових циклів у місці фіксації. Результати випробувань отриманих з'єднань на зносостійкість в умовах фретингової корозії також показали позитивні результати. Таким чином, лінійний знос наплавлень, отриманих із застосуванням дроту ППТ-22, майже вдвічі нижчий, ніж у основного металу BT22.

Після успішного досвіду використання титанового порошкового дроту для зварювання та наплавлення високоміцного сплаву BT22, ми вирішили використовувати його як присадний в WAAM способі для виготовлення деталей з того ж сплаву, а також для виробництва деталей з інших високоміцних титанових сплавів. Попередні результати експериментів показали, що такі дроти можуть бути виготовлені, а також відсутні дефекти отриманих наплавлених з'єднань.

### Список літератури

1. Zenou, M., & Grainger, L. (2018). Additive manufacturing of metallic materials. In *Additive Manufacturing* (pp. 53-103). Butterworth-Heinemann.
2. A. Addison, J. Ding, F. Martina, H. Lockett, S. Williams, Titanium Europe 2015. Birmingham (UK), 2015.
3. Cunningham, C. R., Flynn, J. M., Shokrani, A., Dhokia, V., & Newman, S. T. (2018). Invited review article: strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 22, 672-686.
4. Schwab S.L., Petrychenko I.K. and Akhonin S.V. (2017) TIG welding of titanium alloy VT22 performed using the external control magnetic field. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, 6, 39-46.
5. S.L. Schwab and S.V. Akhonin (2018, August) High-strength titanium alloy VT22 full-strength welded joint produced by TIG welding with flux-cored filler wire. 4th young professionals conference YPIC 2018, Yutz, France. Abstracts, 37.
6. Akhonin S.V. and Schwab S.L. Filler flux-cored wire for TIG welding and surfacing of VT22 titanium alloy (2019). *The Paton welding journal*, 6, 34-37.