

ISSN 0235-5884 (Print)  
ISSN 2707-1626 (Online)

CASTING PROCESSES

# ПРОЦЕССИ ЛИТТЯ

3 <sup>2020</sup>  
(141)



## РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

**Дубодєлов В. І.**

головний редактор, д-р техн. наук, проф., акад. НАН України, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Нарівський А. В.**

заст. головного редактора, д-р техн. наук, член-кор. НАН України, директор, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Ворон М. М.**

відп. секретар, канд. техн. наук, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

### Члени редакційної колегії

**Ноговіцин О. В.**

д-р техн. наук, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Верховлюк А. М.**

д-р техн. наук, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Тарасевич М. І.**

д-р техн. наук, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Смірнов О. М.**

д-р техн. наук, проф., Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Пригунова А. Г.**

д-р техн. наук, проф., Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Гнилоскуренко С. В.** канд. техн. наук, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

**Буланова М. В.**

д-р техн. наук, Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ, Україна

**Михаленков К. В.**

д-р техн. наук, проф., Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського», Київ, Україна

**Шемет В. Ж.**

канд. хім. наук, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. І. Сікорського», Київ, Україна

**Лисенко Т. В.**

д-р техн. наук, проф., Одеський національний політехнічний університет, Одеса, Україна

**Наумік В. В.**

д-р техн. наук, проф., Запорізький національний політехнічний університет, Запоріжжя, Україна

**Бурбелко А. О.**

д-р техн. наук, AGH University of science and technology, Krakow, Poland

Свідоцтво про державну реєстрацію KB № 12258-1142ПП від 30.01.07

Засновники: Національна академія наук України, Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Видавець: Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Рекомендовано до друку Вченою радою Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України

Думка редакції не завжди співпадає з думкою авторів. Відповідальність за достовірність представлених результатів несуть автори статей. За рекламну інформацію відповідають рекламодавці

Адреса видавця і редакції : 03142, Київ-142, бул. Вернадського, 34/1  
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Тел.: 424-04-10; факс: 424-35-15; e-mail: proclit@ptima.kiev.ua

Веб-сайт журналу "Процеси лиття": <http://plit-periodical.com.ua>

Веб-сайт ФТІМС НАН України: <http://www.ptima.kiev.ua>

---

Редактор, коректор **Н. О. Верховлюк**

Комп'ютерний набір, верстка **Л. Л. Усенко**

Оригінал-макет для прямого репродукування виготовлено редакцією журналу «Процеси лиття»

---

Підписано до друку 27.08.2020. Формат 70x108/16.

Ум. друк. арк. 6,65. Обл.-вид. арк. 7,78. Тираж 160 прим. Зам.

Віддруковано ВД «Академперіодика» НАН України  
вул. Терещенківська, 4, м. Київ, 01004

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 544 від 27.07.2001

## ЗМІСТ

### ОДЕРЖАННЯ ТА ОБРОБКА РОЗПЛАВІВ

КОТЛЯРСЬКИЙ Ф. М. Позапічне наводнення виливків з алюмінієвих сплавів. . . . . 3

### ГІДРОДИНАМІКА ПРОЦЕСІВ ЛИТТЯ

ТЕРНОВИЙ Ю. Ф., ПРИГУНОВА А. Г., ЛІЧКОНЕНКО Н. В. Вплив гідродинамічної нестійкості струменя металу на дисперсність гранул при розпиленні. . . . . 8

### ЗАТВЕРДІННЯ СПЛАВІВ

ЩЕРЕЦЬКИЙ В. О., JIANGLONG YI, ЧАЙКА А. А., ЮЛЮГІН В. К., ДЕМ'ЯНОВ О. І. Вплив сумісного модифікування скандієм та цирконієм на ливарні властивості алюмінієвих сплавів системи Al–Mg–Cu. . . . . 19

### ВЗАЄМОДІЯ ФАЗ

ПРИГУНОВА А. Г., БЄЛІК В. І., ШЕНЕВІДЬКО Л. К., КОШЕЛЄВ М. В. Дослідження фазових перетворень при кристалізації алюмінієвих сплавів методом гартувано-мікроструктурного аналізу. . . . . 27

### КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВІВ

ВОРОН М. М., ФОН ПРУСС М. А. Вплив молібдену на структуру сплаву AlSi9Cu3. . . 42

### НОВІ МЕТОДИ ТА ПРОГРЕСИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЛИТТЯ

ДОРОШЕНКО В. С., КАЛЮЖНИЙ П. Б. Тонкостінний вилівок з високоміцного сплаву як одне з головних завдань ливарного виробництва. . . . . 47

### РІЗНЕ

ГНАТУШ В. А. Світові тенденції ринку вторинної переробки відходів та брухту алюмінієвих сплавів. . . . . 56

### ХРОНІКА. ІНФОРМАЦІЯ

*Щеглов Володимир Михайлович (Пам'ятаємо). . . . . 70*

*Моїсєєв Юрій Васильович (Пам'ятаємо). . . . . 72*

*Патон Борис Євгенович (Пам'ятаємо). . . . . 73*

## CONTENTS

### PRODUCTION AND TREATMENT OF MELTS

KOTLYARSKYF. M. Extraordinary Flooding of Aluminum Alloy Castings. . . . . 3

### HYDRODYNAMICS OF CASTING PROCESSES

TERNOVOY Yu.F., PRIGUNOVA A. G., LICHKONENKO N. V. Influence of Hydrodynamic Instability of the Jet Metal on Dispersion of Granules at Spraying. . . . . 8

### SOLIDIFICATION OF ALLOYS

SHCHERETSKIYV. O., JIANGLONGYi., CHAIKAA. A., YULYUGIN V. K., DEMJANOVO. I. The Effect of Comodification by Scandium and Zirconum of Alunium Alloys of the Al–Mg–Cu System on the Casting Properties. . . . . 19

### PHASE INTRACTION

PRIGUNOVA A. G., BIELIK V. I., SHENEVIDKO L. K., KOSHELEV M. V. Investigation of Phase Transformations During Crystallization of Aluminum Alloys by Hardening-Microstructural Analysis. . . . . 27

### SOLIDIFICATON AND STRUCTURE FORMATION OF ALLOYS

VORON M., FON PRUSS M. Influence of Molybdenum on Structure of Alloy AlSi9Cu3 42

### NEW METHODS AND ADVANCED CASTING TECHNOLOGIES

DOROSHENKO V. S., KALIUZHNYI P. B. Thin-Wall Casting from High-Strength Alloy as One of the Main Tasks of Foundry . . . . . 47

### DIFFERENT

**GNATUSH V. A.** Global Trends in the Market for Recycling Waste and Scrap of Aluminum Alloys. . . . . 56

### CHRONICLE. INFORMATION

VOLODYMYR SHCHEHLOV (Keep Memory) . . . . . 70

YURII MOISEIEV (Keep Memory) . . . . . 72

BORYS PATON (Keep Memory). . . . . 73

УДК 669.715:788

**Ф. М. Котлярський**, д-р техн. наук, e-mail: onmlptima@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

### ПОЗАПІЧНЕ НАВОДНЕННЯ ВИЛИВКІВ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

*Вміст водню в виливках з алюмінієвих сплавів залежить, в основному, від його вмісту в розплаві перед розливанням. Проте слід звернути увагу на деякі процеси, що проходять зовні пічного простору і не завжди контролюються. Так, значне збільшення вмісту водню відзначають при литті в сирі піщані форми як результат взаємодії розплаву з вологою формувальної суміші: кожні 100 мм шляху, пройденого розплавом в такій формі, добавляють приблизно 0,3 см<sup>3</sup>/100 г водню. Газонасиченість розплаву формувальною сумішшю може бути прирівнена до зволоженого азбесту. Інтенсивність цього процесу різко посилюється при введенні в розплав модифікатора у вигляді солей натрію: введення 3 % модифікатора збільшують газовміст виливка від 1,9 до 3,5 см<sup>3</sup>/100 г. Наводнення може мати місце і в процесі кристалізації виливка. Причому, тверднення в вологій атмосфері сильніше знижує щільність і механічні властивості порівняно з плавою в вологій атмосфері. У ряді випадків цей ефект використовують для усунення браку по усадочним дефектам типу тріщин та утяжин шляхом обризування водою відповідних ділянок пофарбованого кокілю. Наводнення не виключається також після повного затвердіння виливка із-за взаємодії з парами води атмосфери, наприклад, при термічній обробці. Позапічне наводнення алюмінієвих сплавів потенційно бере участь в майбутньому водневому рафінуванні металу під час переплаву. Для підвищення щільності та механічних властивостей литого металу слід організувати не тільки прискорене, але і охолодження виливка, що твердне, особливо поблизу ліквідуса.*

**Ключові слова:** алюмінієві сплави, виливки, позапічне наводнення, піщана форма, локальне обприскування, термічна обробка.

**В**міст водню у виливках визначається, в основному, його вмістом в розплаві перед розливанням, який, в свою чергу, регулюється природним або штучним шляхом [1]. Однак слід звернути увагу і на інші процеси, що протікають зовні пічного простору і не завжди контрольовані. Так при литті в сирі піщані форми відзначається істотне збільшення вмісту водню в виливках порівняно з рідким металом в плавильній печі [2]. Це відбувається в результаті взаємодії розплаву з вологою формувальної суміші. Так, наприклад, в виливках зі сплаву АК7 при вологості формувальної суміші 4,2–5,4 % середній вміст газів становив 2,5 см<sup>3</sup>/100 г, що приблизно в 5 разів перевищувало вміст водню в металі після рафінування гексахлоретаном. Підвищення вологості суміші до 6,6 % супроводжувалося збільшенням вмісту газів до 4,5–5 см<sup>3</sup>/100 г. Кожні 100 мм шляху, пройденого металом (АК7 і АК12) в піщаній формі, додають приблизно 0,3 см<sup>3</sup>/100 г водню.

В роботі [3] газонасичення розплаву Al+11–12,5%Si при температурі 730 °С (маса 15–18 кг) здійснювали зануренням вологого азбесту і формувальної суміші.

## Одержання та обробка розплавів

Тривалість обробки 3 хв. Для обох видів занурених матеріалів вміст водню через 5 хв. після обробки складав 0,78–0,82 см<sup>3</sup>/100 г. Значення пористості проби з непросочуваним металомістким вузлом також були близькі і становили через 5 хв. витримки 2–2,24 %, а через 90 хв. 1,75–2 %. Герметичність вирізаної з середньої частини проби пластини товщиною 4 мм під тиском повітря 0,4 МПа була витримана в обох випадках. Таким чином, результативність газонасичення розплаву формувальною сумішшю може бути прирівняна до зволоженого азбесту.

**Таблиця 1**  
**Вплив модифікатора на газовміст**  
**виливка залежно від матеріала форми**

Матеріал форми	Вміст модифікатора, % до шихти			
	0	1	2	3
	газовміст вилівка, см <sup>3</sup> /100 г			
Металева	1,6	1,5	1,6	1,8
Піщана	1,9	2,3	3,0	3,5

Наведені приклади експериментальних досліджень говорять про те, що лиття алюмінієвих сплавів (як рафінованих, так і не рафінованих) в піщані форми автоматично є литтям газонасичених сплавів з відповідними негативними і позитивними наслідками [8]. Більш того, рафіновані сплави будуть наводнюватись швидше в зв'язку з підвищеною дифузійною здатністю водню.

У процесі кристалізації вилівка наводнення також може відбуватися. Згідно [9] затвердіння у вологій атмосфері сильніше знижує щільність і механічні властивості, ніж плавка у вологій атмосфері. Приблизно про те ж говорить А. Дж. Мерфі [10]: якщо по поверхні метал-форма безперервно відбувається абсорбція водню, здатний проникати в вилівок водень компенсує збіднення газом тверднучих, в першу чергу, частин вилівка, і розподіл пористості стає більш рівномірним. Цей ефект поширюється і на кокільне лиття. В роботі [11] з метою зменшення браку по усадочних дефектах типу тріщин і утяжин в місцях їх утворення створювали пористу структуру вилівка за рахунок нанесення на відповідні ділянки пофарбованого гарячого кокіля воднеутворюючого реагенту (води) за допомогою пульвелізатора. І хоча вода при цьому випаровувалася, поверхневі дефекти на литві зникали.

З переходом вилівка в твердий стан можливість його подальшого наводнення не виключається [12]. При достатній вологості атмосфери і досить високій температурі алюмінію і його сплави нижче точки початку плавлення поглинають водень через

**Таблиця 2**  
**Вплив режимів термічної обробки на**  
**пористість (%) сплаву Д16**

Режими термічної обробки	Пористість, %
Литий стан	0,054
Гомогенізація при 420 °С, 24 години: в електричній печі	0,162
в парах води	0,147
в вакуумі (2x10 <sup>-2</sup> мм рт.ст.)	0,156
Гомогенізація при 500 °С, 24 години: в електричній печі	0,2
в парах води	1,26
в вакуумі (4x10 <sup>-2</sup> мм рт.ст.)	0,165

Введення солей натрію супроводжується різким збільшенням хімічної активності сплаву при взаємодії з вологою, що міститься в формувальних матеріалах, а в кінцевому рахунку утворенням газової пористості в литві [4, 5], що добре продемонстровано в роботі [6], (табл. 1). Прожарений подвійний модифікатор вводили в розплав при 810 °С.

Після модифікування стронцієм пори укрупнюються і розсереджуються по всьому об'єму вилівка [7].

взаємодію їх з парами води. Ця взаємодія відбувається через еквівалентність малих тисків парів води при реакції з алюмінієм величезним тиском молекулярного водню. При цих тисках водень в твердому металі може знаходитися не в пересиченому, а в ненасиченому стані.

У цьому плані показовими є результати по впливу режимів термічної обробки на пористість (%) сплаву Д16, (табл. 2).

Різне збільшення пористості при відпалі при 500 °С в парах води

швидше за все говорить про додаткове газонасичення металу воднем, що виникає при реакції водяної пари з поверхнею алюмінієвого сплаву.

За 3 години відпалу литого сплаву АМг6 при температурі 500 °С і вологості повітря 10 г/м<sup>3</sup> вміст водню збільшився від 0,34 до 0,75 см<sup>3</sup>/100 г; при температурі 400 °С і вологості 100 г/м<sup>3</sup> за 10 годин відпалу вміст водню збільшився від 0,4 до 0,75 см<sup>3</sup>/100 г.

Прутки зі сплаву АК6 перед деформацією витримувалися протягом 24 год. при 500 °С в атмосфері водяної пари. Ця обробка приводила до насичення поверхневих шарів прутка воднем з 0,3 до 10 см<sup>3</sup>/100 г і появи на межах зерна в крупнозернистій зоні обідка прутка розвиненої вторинної пористості.

За даними роботи [13] тривала витримка 0,5 мм листів зі сплаву Al–6%Zn–3%Mg в парах води при температурах 70–200 °С призводить до майже повної втрати пластичності зразка. В процесі витримки водень дифундує по межах зерен в об'єм зразків і утворює пори на частинках зміцнюючої фази, розташованих на межах зерен, що і викликає водневу крихкість. Транспортування атомів водню в сплавах пояснюють дислокаціями.

Зважаючи на вищенаведене, виникає питання: як можна корисно використовувати ці чинники або уникнути їх негативного впливу при отриманні виливків?

По-перше, як уже згадувалося, у випадках доцільності застосування наводнення розплаву при отриманні складних різностінних фасонних виливків з метою усунення усадочних внутрішніх концентрованих дефектів типу раковин і тріщин або зовнішніх дефектів типу утяжин шляхом їх заміни допустимою розсередженою газовою пористістю, внутрішньо-формове наводнення вилівка формувальною сумішшю або локальне обприскування водою або паром гарячої (вище 100 °С) пофарбованої поверхні кокіля може мати суттєву перевагу, порівнюючи з наводненням розплаву в плавильній печі. Так, при литті в піщані форми ця операція здійснюється автоматично. Причому, незважаючи на підвищення вмісту водню і порівняно низьку інтенсивність затвердіння, в ряді випадків механічні властивості виливків, отриманих в піщаних формах, виявляються на рівні і навіть вище, ніж при литті в металеві форми [14].

Крім того ступінь наводнення від циклу до циклу буде приблизно однаковим завдяки зміні однакових форм, тоді як в плавильній печі вміст водню в розплаві знижується в процесі різної витримки перед заливкою наступних форм. Що ж стосується локального обприскування окремих ділянок форми, то воно виключає утворення зайвої пористості на тих ділянках вилівка, де це не потрібно, що неможливо при наводненні всього розплаву перед заливкою.

По-друге, будь-яке наводнення алюмінієвих сплавів, в тому числі позапічне, потенційно бере участь в майбутньому водневому рафінуванні металу при переплавці. Адже для утворення бульбашок в твердому металі обов'язковою умовою є наявність внутрішніх поверхонь розділу, на яких міг би протікати процес молізації водню, тобто необхідно існування центрів утворення бульбашок. Такими центрами є включення оксидів [15, 16], які під дією газових бульбашок, що утворилися на них при переплавці будуть спливати на поверхню ванни рідкого металу.

По-третє, відповідно до витягу з роботи [10], завдяки поверхневому наводненню тверднучого вилівка газова пористість непросочуваних металомістких вузлів стає більш рівномірною.

По-четверте, при отриманні з рафінованих сплавів нормально живлячих при затвердінні виливків з метою підвищення їх механічних властивостей за рахунок зниження пористості слід організовувати не тільки прискорене затвердіння, але і охолодження затверділого вилівка, особливо поблизу ліквідуса.

### Список літератури

1. Котлярский Ф. М. Барботажная обработка алюминиевых расплавов водяным паром. Загрязняем или рафинируем? *Процессы литья*. 2014. № 2. С. 14–20.

2. Чернега Д. Ф., Бялик О. М. Водород в литейных алюминиевых сплавах. Киев: Техніка, 1972. 145 с.
3. Котлярский Ф. М., Белик В. И., Борисов Г. П. Влияние режимов газонасыщения расплава на формирование и герметичность отливок из алюминиевых сплавов. *Процессы литья*. 1998. № 2. С. 53–58.
4. Бибиков Е. Л., Лейбов Ю. М. Влияние присадки бериллия и магния на свойства сплава Al+7%Si. *Производство отливок из легких сплавов*. Труды МАТИ. № 63. 1961. С. 86–93.
5. Влияние модифицирования и степени газонасыщенности на плотность Al–Si-сплава A-S10G, отлитого в песчаную форму. ЭИ ТОЛП. 1972. № 42. С. 3–14. Реф. 1977.
6. Альтман М. Б., Глотов Е. Б., Засыпкин В. А., Макаров Г. С. Вакуумирование алюминиевых сплавов. М.: *Металлургия*, 1977. 240 с.
7. Немененок Б. М., Задруцкий С. П., Галушко А. М. Усадочная пористость в модифицированных силуминах. *Литейное производство*. 1998. № 5. С. 15–17.
8. Котлярский Ф. М. Водород в алюминиевых сплавах и отливках. Киев: Освіта України, 2011. 208 с.
9. Сокольская Л. И. Газы в легких металлах. М.: *Металлургиздат*, 1959. 115 с.
10. Мерфи А. Дж. Плавка и литье цветных металлов и сплавов. М.: *Металлургиздат*, 1959. 646 с.
11. Белик В. И., Котлярский Ф. М., Борисов Г. П., Гавриш В. С. Способ получения отливок из алюминиевых сплавов. А.с. 1556812 СССР, В22D 27/20, опубл. 15.04.90. Бюл. № 14.
12. Добаткин В. И., Габидуллин Р. М., Колачев Б. А., Макаров Г. С. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. *Металлургия*, 1976. 264 с.
13. Колачев Б. А. Водородная хрупкость алюминиевых сплавов и методы ее предупреждения. *Технология легких сплавов (ВИЛС)*, 1994. № 5–6.
14. Белоусов Н. Н. Современные направления работ по модифицированию алюминиевых сплавов. *Модифицирование силуминов*. Киев: ИПМ АН УССР, 1970. С. 20–52.
15. Гудченко А. П., Кузьмичев Л. В. Исследование процессов литья алюминиевых, магниевых и титановых сплавов. М.: *Машиностроение*, 1969 (Труды МАТИ, №70). С. 117–132.
16. Kostron H. "Z. Metallkunde", 1952, Bd43, no. 11, p. 373–387.

Надійшла 26.08.2020

## References

1. Kotlyarsky F. M. (2014) Bubble treatment of aluminum melts with water vapor. Are we polluting or refining? *Casting processes*, no. 2, pp. 14–20 [in Russian].
2. Chernega D. F., Bialik O. M. (1972) Hydrogen in cast aluminum alloys. Kiev: Tekhnika, 145 p. [in Russian].
3. Kotlyarsky F. M., Belik V. I., Borisov G. P. (1998) Influence of the modes of gas saturation of the melt on the formation and tightness of castings from aluminum alloys. *Casting processes*, no. 2. pp. 53–58 [in Russian].
4. Bibikov E. L., Leibov Y. M. (1961) Influence of beryllium and magnesium additives on the properties of the Al+7%Si. *Production of castings from light alloys*. Proceedings of MATI, no. 63, pp. 86–93 [in Russian].
5. Influence of modification and the degree of gas saturation on the density of Al-Si-alloy A-S10G, cast in a sand mold. EI TOLP, 1972, no. 42, pp. 3–14. Ref. 1977 [in Russian].
6. Altman M. B., Glotov E. B., Zasyupkin V. A., Makarov G. S. (1977) Vacuuming of aluminum alloys. Moscow: *Metallurgy*, 240 p. [in Russian].
7. Nemenenok B. M., Zadrutskiy S. P., Galushko A. M. (1998) Shrinkage porosity in modified silumin. *Foundry*, no. 5, pp. 15–17 [in Russian].
8. Kotlyarsky F. M. (2011) Hydrogen in aluminum alloys and castings. Kiev: Osvita Ukrainy, 208 p. [in Russian].
9. Sokolskaya L. I. (1959) Gases in light metals. Moscow: *Metallurgizdat*, 115 p. [in Russian].
10. Murphy A. J. (1959) Smelting and casting of non-ferrous metals and alloys. Moscow: *Metallurgizdat*, 646 p. [in Russian].
11. Belik V. I., Kotlyarsky F. M., Borisov G. P., Gavriush V. S. A method of producing castings from aluminum alloys. A.S. 1556812 USSR, B22D 27/20, publ. 04.15.90. Bul. No. 14 [in Russian].
12. Dobatkin V. I., Gabidullin R. M., Kolachev B. A., Makarov G. S. (1976) Gases and oxides in wrought aluminum alloys. *Metallurgy*, 264 p. [in Russian].



13. Kolachev B. A. (1994) Hydrogen brittleness of aluminum alloys and methods of its prevention. *Technology of light alloys (VILS)*, no. 5–6 [in Russian].
14. Belousov N. N. (1970) Modern directions of work on the modification of aluminum alloys. Modification of silumin. Kiev: IPM AN UkrSSR, pp. 20–52 [in Russian].
15. Gudchenko A. P., Kuzmichev L. V. (1969) Investigation of the processes of casting aluminum, magnesium and titanium alloys. M.: Mashinostroenie, (*Proceedings of MATI*, no. 70). P. 117–132 [in Russian].
16. Kostron H. «Z. Metallkunde», 1952, Bd43, N11, pp. 373–387.

Received 26.08.2020

**F. M. Kotlyarsky**, *Dr. Sci. (Engin.)*, e-mail: [onmlptima@ukr.net](mailto:onmlptima@ukr.net)

Physycal Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Science of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

### EXTRAORDINARY FLOODING OF ALUMINUM ALLOY CASTINGS

*The content content hydrogen in castings of aluminum alloys depends mainly on its content in the melt before casting. However, you should pay attention to some processes that take place outside the furnace space and are not always controlled. Thus, a significant increase in the hydrogen content is observed when casting in crude sand molds as a result of the interaction of the melt with the wet molding mixture: every 100 mm of the path traveled by the melt in this form, add approximately 0.3 cm<sup>3</sup> / 100 g of hydrogen. The gas saturation of the melt with the molding mixture can be equated to moistened asbestos. The intensity of this process increases sharply with the introduction into the melt of the modifier in the form of sodium salts: with the introduction of 3% of the modifier increase the gas content of the casting from 1.9 to 3.5 cm<sup>3</sup> / 100 g. Flooding can also occur during the crystallization of the casting. Moreover, curing in a humid atmosphere reduces the density and mechanical properties more than melting in a humid atmosphere. In some cases, this effect is used to eliminate the lack of shrinkage defects such as cracks and weights by spraying water on the relevant areas of the painted mold. Flooding is also not excluded after complete curing of the casting due to the interaction with atmospheric water vapor, for example, during heat treatment. Out-of-furnace flooding of aluminum alloys potentially participates in future hydrogen refining of the metal during remelting. To increase the density and mechanical properties of the cast metal, it is necessary to organize not only accelerated hardening, but also cooling of the hardening casting, especially near the liquidus.*

**Keywords:** *aluminum alloys, castings, out-of-furnace flooding. sand form, local spraying. heat treatment.*

УДК 621.762.2

**Ю. Ф. Терновий**, д-р техн. наук, зав. кафедри,  
e-mail: ferrous.metals@ukr.net

**А. Г. Пригунова\***, д-р техн. наук, зав. відділу,  
e-mail: adel\_nayka@ukr.net

**Н. В. Лічконенко**, старший викладач, e-mail: nvlichkon75@ukr.net  
Інженерний навчально-науковий інститут Запорізького національного університету  
(Запоріжжя, Україна)

\*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

### ВПЛИВ ГІДРОДИНАМІЧНОЇ НЕСТІЙКОСТІ СТРУМЕНЯ МЕТАЛУ НА ДИСПЕРСНІСТЬ ГРАНУЛ ПРИ РОЗПИЛЕННІ

Для виробництва високоякісних заготовок і виробів, призначених для машинобудування та інших галузей промисловості, використовуються металеві порошки, в тому числі з високолегованих сплавів. Існують різні методи одержання порошкових матеріалів. Провідне місце серед технологій отримання високоякісних порошків металів і сплавів належить способам розпилення розплавів, що, насамперед, зумовлено високою продуктивністю і економічністю цього процесу. Найважливішою характеристикою розпиленого порошку є гранулометричний склад і форма частинок. Відомо, що формування частинок за розмірами і геометрією визначається не тільки фізичними параметрами розплаву (в'язкість, поверхневий натяг, температура) і газу-енергоносія (температура, витрата, швидкість тощо), але й параметрами розпилення. У роботі досліджено технологічні процеси отримання металевих порошків при газовому і відцентровому розпиленні на основі встановлених закономірностей руху струменя слабов'язкого розплаву і залежності гранулометричного складу порошків-гранул від гідродинамічної нестабільності струменя. Наведено формули для розрахунку та теоретичні схеми подачі струменя слабов'язкого розплаву. Показано, що на поверхні струменя рідкого металу виникають поздовжні хвилі нестійкості, але розвиток отримує тільки одна, з максимальною амплітудою. Кіно- і фотозйомкою процесу розпилення сплаву Ni-50%Fe показано, що рух струменя розплаву нестабільний, поступово відбувається його дроблення, а потім розпад на фрагменти різної конфігурації. Проаналізовано емпіричні моделі різних авторів, які враховують велику кількість параметрів розпилення і відмінність їх впливу на розмір одержуваних частинок при газовому та відцентровому розпиленні. Встановлено, що визначальним параметром впливу на розмір гранул в обох випадках є діаметр струменя металу, який розпадається за рахунок нестійкості,  $d_{Me} \sim D_C^a$ . Результатами експериментальних досліджень процесів розпилення високолегованих сплавів, проведених в умовах дослідного виробництва «УкрНДІспецсталь» і ПрАТ «Дніпроспецсталь», доведено, що газове розпилення обмеженого струменя розплаву дозволяє отримати частинки з мінімальними відмінностями в їх розмірі. При відцентровому розпиленні важливу роль відіграє довжина струменя розплаву до обертального диска, зі зменшенням якої зростає вихід дрібних фракцій.

**Ключові слова:** газове розпилення, відцентрове розпилення, розмір частинок порошків і гранул, діаметр і нестійкість струменя, періодичність.

### Вступ

Розвиток сучасної техніки вимагає створення ексклюзивних матеріалів, здатних експлуатуватися в агресивних середовищах, при високих температурах (до 300 °С і вище) і тиску, знакозмінних навантаженнях. Значною мірою це вирішується методами порошкової металургії, де одержання порошоків із заданими властивостями є важливою ланкою виробництва заготовок і виробів. Тому отримання порошоків високолегованих сплавів спеціального призначення, придатних для використання в машинобудуванні та різних галузях промисловості, є важливою науково-практичною задачею.

Властивості порошкових металів і сплавів визначаються способами їх виготовлення, які є досить різноманітними: подрібнення в кульових обертових млинах, подрібнення струменя розплаву ультразвуком, електричний вибух, відновлення хімічних сполук, електроліз, метод випаровування-конденсації та інші [1]. Провідне місце серед них належить технологіям розпилення розплавів, що, насамперед, зумовлено високою продуктивністю і економічністю цього процесу [2].

Найважливішою характеристикою порошку є гранулометричний склад і форма частинок. Визначення оптимальних параметрів розпилення розплаву для одержання порошоків необхідної якості потребує комплексного вивчення фізичної сутності явищ на всіх етапах цього процесу, а також оцінки ступеня впливу кожного з них на кінцеві характеристики порошку залежно від виду розпилення (газового, водяного, відцентрованого, плазмового тощо).

Розмір, форма, структура частинок порошоків та гранул, які залежать від особливостей процесу розпилення, визначають можливі сфери їх застосування. Залежно від технічних вимог порошок повинен бути або максимально монофракційним – для лазерного 3D-друку, виготовлення припаїв, або, навпаки, являти собою суміш декількох фракцій – для подальшого пресування. Регулюючи параметри розпилення і максимальний вихід частинок необхідного розміру, можна істотно підвищити ліквідність порошку і економічні показники виробництва. Зокрема, авторами даної роботи показано [3], що, за сталості всіх інших факторів, характер розподілу частинок за розмірами можна змінювати за рахунок вирівнювання швидкості газового потоку по перерізу сопла.

Мікроструктуру, фракційний склад і властивості порошоків, отриманих різними способами розпилення, вивчали в роботах [5–8]. Емпіричні і напівемпіричні формули для визначення залежності розмірів крапель від параметрів розпилення наведено в [9–12]. За літературними даними формування частинок відповідного розміру і геометрії залежить не тільки від фізичних характеристик розплаву (в'язкість, поверхневий натяг, температура) і газу-енергоносія (температура, витрата, швидкість тощо), але й режимів розпилення [13]. Разом з тим, експериментальні результати, що пов'язують параметри диспергування з властивостями отриманих порошоків, є суперечливими, неоднозначними і одержані на установках з різними технічними характеристиками, що зумовлює доцільність і обґрунтованість проведення досліджень у цьому напрямі.

*Мета роботи* – поглиблення уявлень про технологічні процеси отримання металевих порошоків при газовому і відцентровому розпиленні на основі дослідження закономірностей руху струменя слабов'язкого розплаву і встановлення залежності гранулометричного складу порошоків-гранул від гідродинамічної нестабільності струменя.

### *Матеріали і методи досліджень*

Дослідження проведено на нікелевих сплавах (ЭП975 і модельному Ni–50%Fe) та інструментальній сталі Р6М5К5. Температура розплаву перед розпиленням складала не менше 1450 °С.

Порошки одержували методом газового і відцентрового розпилення розплаву. Розпилення газом здійснювали двома способами – вільно падаючого струменя і обмеженого струменя. У першому випадку розплав під дією сили тяжіння надходив у зону розпилення, де на нього впливав газ-енергоносій. При розпилюванні за схемою

обмеженого струменя використовували сталеву форсунку з кільцевими соплами, які охоплювали канал для подачі струменя розплаву. В цьому випадку зіткнення струменя розплаву і газового потоку відбувалося відразу на виході з каналу, що забезпечувало ефективне використання енергії газу. В якості газу-енергоносія використано аргон і азот, які подавали під тиском  $\approx 1,2$  атм, зі швидкістю 340 м/с ( $\pm 10\%$ ).

Відцентрове розпилення проводили на установці УРЖМВ-3Ц з діаметром диска-розпилювача ( $D$ ) 0,14 м, при частоті ( $f$ ) і швидкості ( $V$ ) його обертання відповідно  $50\text{ с}^{-1}$  і 6000 об/хв., з витратою розплаву ( $G$ ) 0,5 кг/с.

Процес розпилення фіксували швидкісною кінозйомкою 2000 кадрів/с з використанням кінокамери СКС-1.

### *Результати дослідження та їх обговорення*

Методи розпилення рідини базуються на втраті струменем стійкості і його розпаді в результаті впливу малих збурень. Джерелом таких збурень є шорсткість і неправильна геометрія зливного отвору, а також пульсація рідини під дією газового потоку. Характерно, що при наявності безлічі хвиль збурень, що накладаються на струмінь, розвиток отримує тільки одна гармоніка, швидкість зростання амплітуди якої має максимум [14]. Оскільки нестійкість струменя рідкого металу не викликана впливом зовнішніх факторів, на його поверхні завдяки ефекту Коанда виникають поверхневі поздовжні хвилі. Поверхня нестійка і максимальна швидкість розвитку такої хвилі описується формулою:

$$\lambda_{\max 1} = 9,02 [D_C / 2], \quad (1)$$



де  $D_C$  – діаметр струменя рідкого металу, м;  $\lambda_{\max 1}$  – довжина поздовжньої хвилі нев'язкої рідини, м.

Розпад струменя рідкого металу відбувається з утворенням великих крапель, і в даному випадку вважаємо, що в'язкість металу мінімальна. Довжина частини струменя розплаву, що не розпалась, в цьому випадку:



$$L_{C1} \approx v_C \left[ \frac{\rho_{Me} D_C}{4\gamma_{Me}} \right]^{0,5} \quad (2)$$

де  $v_C$  – швидкість руху струменя, м/с;  $\rho_{Me}$  – щільність рідкого металу, кг/м<sup>3</sup>;  $\gamma_{Me}$  – питома поверхнева енергія металу, Дж/м<sup>2</sup>.

Швидкісна кінозйомка (рис. 1) газового розпилення дослідного сплаву Ni–50%Fe показала, що рух струменя розплаву нестабільний. Деформація струменя в процесі розвитку нестійкості практично симетрична щодо вісі струменя з невеликими відхиленнями. Це дозволяє припустити, що характер порушень стабільності струменя розплавленого металу такий же, як у струменя слабов'язкої рідини.



Теоретичні схеми подачі нев'язкого (рис. 2, а) і слабов'язкого струменя (рис. 2, б) наведені нижче. По висоті струменя металу при його руйнуванні можна виділити три зони. У верхній зоні спостерігається стовпчик рідкого металу, що не розпався, середня зона – зона відшаровування від струменя незначних порцій розплаву у вигляді витягнутих прядок. У нижній зоні утворюються і

Рис. 1. Кінограма руху струменя металу в процесі розпилення з утворенням поздовжніх хвиль нестійкості

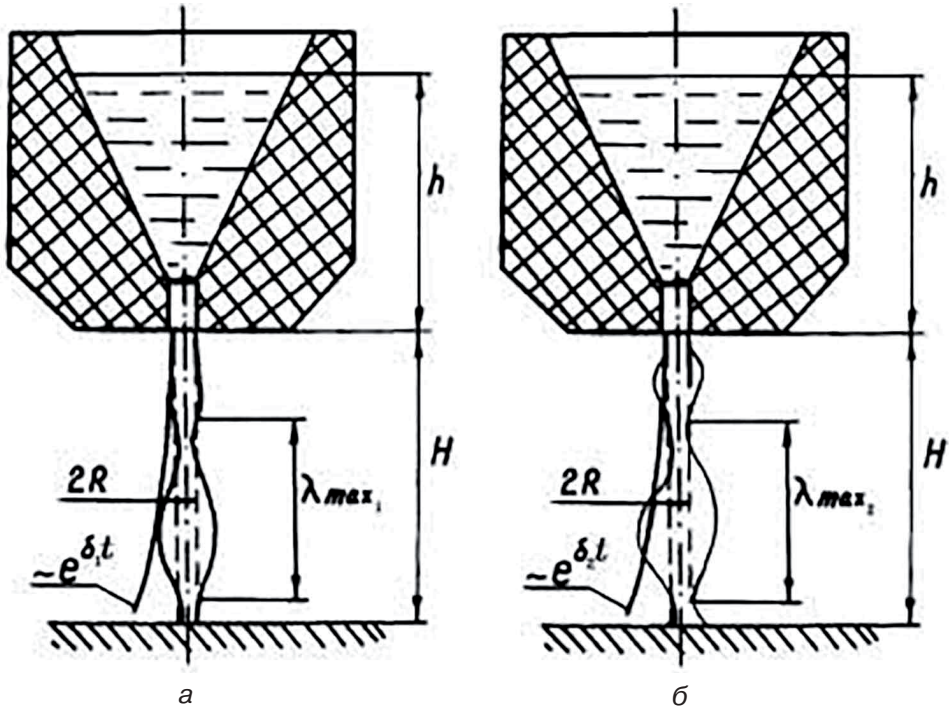


Рис. 2. Схема гідродинамічної нестійкості рідини: а – нев'язкий струмінь ( $\mu_{Me} = 0$ ), б – слабов'язкий струмінь ( $\mu_{Me} > 0$ ),  $R$  – радіус зливного отвору;  $h$  – висота шару розплаву;  $H$  – довжина струменя

відокремлюються від струменя деформовані еліпсоподібні краплі рідкого металу, з'єднані містками, які у подальшому під дією сил поверхневого натягу переходять у великі рідкі глобули.

Параметри слабов'язкого струменя, показаного на рис. 2, б, можна описати такими залежностями:

$$\mu_{max2} = 13 \left( \frac{\mu_{Me}^2}{\rho_{Me}} \frac{D_C^3}{8\gamma_{Me}} \right)^{0,5}, \quad (3)$$

$$L_{C2} \approx \frac{5v_C D_C}{2} \frac{\mu_{Me2}}{\gamma_{Me}}, \quad (4)$$

де  $v_C$  – швидкість руху струменя, м/с;  $\rho_{Me}$  – щільність рідкого металу, кг/м<sup>3</sup>;  $\gamma_{Me}$  – питома поверхнева енергія металу, Дж/м<sup>2</sup>;  $D_C$  – діаметр струменя рідкого металу, м;  $\mu_{Me}$  – в'язкість рідкого металу, Па·с.

За допомогою високошвидкісної кінозйомки встановлено періодичність в процесі руйнування струменя рідкого металу при газовому розпиленні. Так, при газовому розпиленні сплаву ЭП975 (рис. 3) видно, що форма струменя при вільному падінні змінюється – поступово відбувається його деформація, дроблення, а потім розпад на окремі фрагменти.

При відцентровому розпиленні (рис. 4) яскравість свічення витягнутих крапель високотемпературного розплаву на траєкторії їх руху періодично змінюється, що є наслідком нестійкого пульсуючого руху струменя. В потоці розпиленого розплаву поряд з тонкими штрихподібними краплями помітні зони, що складаються з крапель великого розміру. Нестабільність форми і суцільності струменя приводить до миттєвої зміни витрати розплаву і відповідно величини об'ємів розпиленого металу. В подальшому це зумовлює утворення частинок різного розміру.

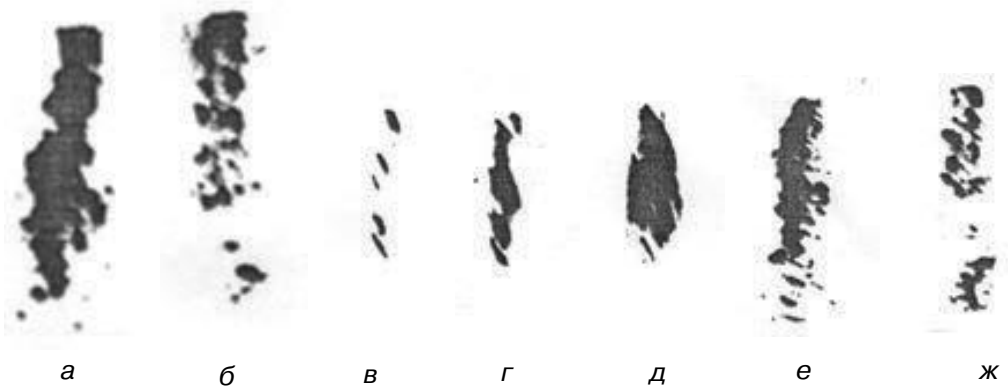


Рис. 3. Кінограма процесу газового розпилення нікелевого сплаву ЭП975 аргонном: метаморфози факела розпилення нестійкого струменя металу

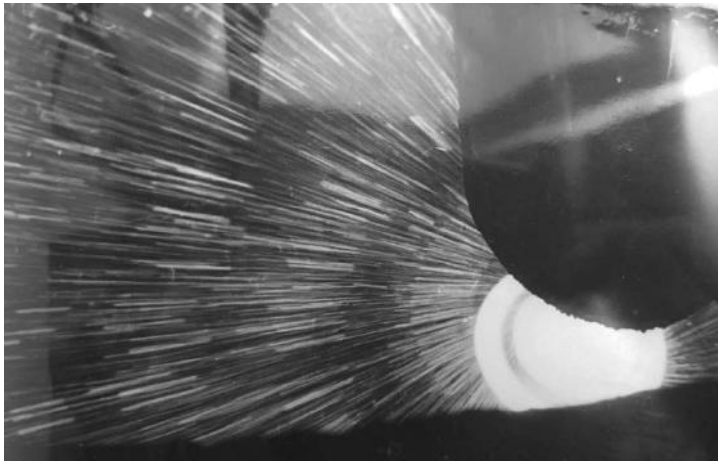


Рис. 4. Кінограма розпилення струменя модельного розплаву Ni-50%Fe відцентровим способом

У процесах газового розпилення на торці зливного каналу формується конічний нарост з хвилями на поверхні і хвилястою периферією, які мають періодичність (рис. 5).

Опосередковано це може свідчити про можливість руйнування тонких шарів струменя розплаву за рахунку розвитку поздовжніх і поперечних хвиль нестійкості.

Характер застигання кромки гарнісажу при відцентровому розпиленні (рис. 6) також підтверджує наявність поперечних і поздовжніх хвиль нестійкості при розпиленні.

В обох випадках – при газовому і відцентровому розпиленні, процес перетворення струменя рідкого металу в краплі відбувається за фізичною моделлю, підтвердженою

безліччю експериментів [14], і складається з таких стадій:

- перетворення вихідного циліндричного струменя розплаву в плоский струмінь, що тоншає, – при газовому розпиленні або в горизонтальний тонкий шар розплаву уздовж радіуса диска-розпилювача – при відцентровому розпиленні;
- утворення в плоскому струмені розплаву, що тоншає, поздовжніх і поперечних хвиль нестійкості;
- формування рідкометалевого пла-

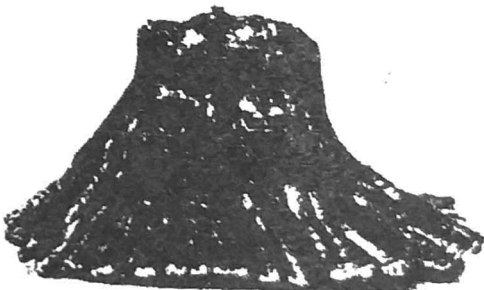


Рис. 5. Охолодей металу при газовому розпиленні: поздовжні і поперечні хвилі



Рис. 6. Кромка гарнісажу при відцентровому розпиленні: поперечні та поздовжні хвилі в рідкому металі

ского тороїдального потовщення під дією розвитку коливань на периферії плоского струменя;

- розвиток нестійкості периферійної області струменя;
- формування та витікання мікроструменів з ділянок струменя розплаву з максимальною амплітудою нестійкості;
- розвиток хвиль нестійкості в мікроструменях, що приводить до їх розпаду на краплі.

Для визначення розміру частинок металу при газовому розпиленні можна скористатися наступною формулою:

$$d_{Me} = K_1 v_{Me}^{0.4} \rho_{Me}^{0.2} D_C^{0.63} \gamma_{Me}^{-0.026} \rho_{\Gamma}^{-0.17} V_{\Gamma}^{-0.34}, \quad (5)$$

де  $K_1$  – коефіцієнти пропорційності;  $v_{Me}$  – кінематична в'язкість рідкого металу,  $m^2/c$ ;  $\rho_{Me}$ ,  $\rho_{\Gamma}$  – щільність рідкого металу і газу відповідно,  $kg/m^3$ ;  $D_C$  – діаметр струменя рідкого металу,  $m$ ;  $\gamma_{Me}$  – питома поверхнева енергія металу,  $J/m^2$ ;  $V_{\Gamma}$  – швидкість газу,  $m/c$ .

Деякі автори в запропонованих ними емпіричних моделях вказують на інший характер впливу неврівноваженості вихідного струменя на розмір частинок порошку  $d_{Me} = f(D_C)$ . Так, за даними Lubanska [15]  $d_{Me} \sim D_C^{0.5}$ , а за даними Dombrowski [16]

$$d_{Me} \sim D_C^1.$$

Відповідно до моделі відцентрового розпилення [17], розмір частинок визначається за такою теоретичною залежністю:

$$d_{Me} = K_2 D_{disc}^{-0.65} f^{-0.38} v_{Me}^{0.32} \rho_{Me}^{-0.49} \gamma_{Me}^{0.03} V_R^{-0.46} D_C^{0.92}, \quad (6)$$

де  $K_2$  – коефіцієнти пропорційності;  $D_{disc}$  – діаметр диска,  $m$ ;  $f$  – частота обертання диска,  $c^{-1}$ ;  $v_{Me}$  – кінематична в'язкість рідкого металу,  $m^2/c$ ;  $\rho_{Me}$  – щільність рідкого металу,  $kg/m^3$ ;  $\gamma_{Me}$  – питома поверхнева енергія металу,  $J/m^2$ ;  $V_R$  – радіальна швидкість шару розплаву по периметру диска,  $m^2/c$ ;  $D_C$  – діаметр струменя рідкого металу,  $m$ .

У багатьох роботах також відзначена залежність розміру розпиленних відцентровим методом гранул від діаметра струменя: Kishidaka [18] вважає, що  $d_{Me} \sim D_C^{0.5}$ , а за даними Сох [19] і Merrington [20] –  $d_{Me} \sim D_C^{0.6}$ .

Таким чином, отримані залежності (5) і (6) враховують велику кількість параметрів розпилення і відмінність у їх впливі на розмір одержуваних частинок. Параметром визначального впливу на розподіл гранул в обох випадках є діаметр струменя металу, який розпадається за рахунок нестійкості,  $d_{Me} \sim D_C^{\alpha}$ .

Порівняння гранулометричного складу частинок при розпиленні рідкої інструментальної сталі Р6М5К5 обмеженим струменем (дослідний завод «УкрНДІспецсталь») і вільно падаючим струменем (ПрАТ «Дніпроспецсталь») за однакових умов розпилення: газ-енергоносій – азот, витрати газу –  $0,5 m^3$  на  $1 kg$  металу, діаметр струменя –  $8 mm$ , наведено на рис. 7. З рисунку видно, що розпилення розплаву обмеженим струменем дозволяє отримати частинки, розмір яких змінюється в досить вузькому інтервалі: вихід фракції  $< 100 \mu m$  становить  $22 \%$ , що на  $10 \%$  більше порівняно зі схемою «вільного зливу», а фракції  $< 200 \mu m$  –  $80 \%$ , що більше на  $42 \%$ .

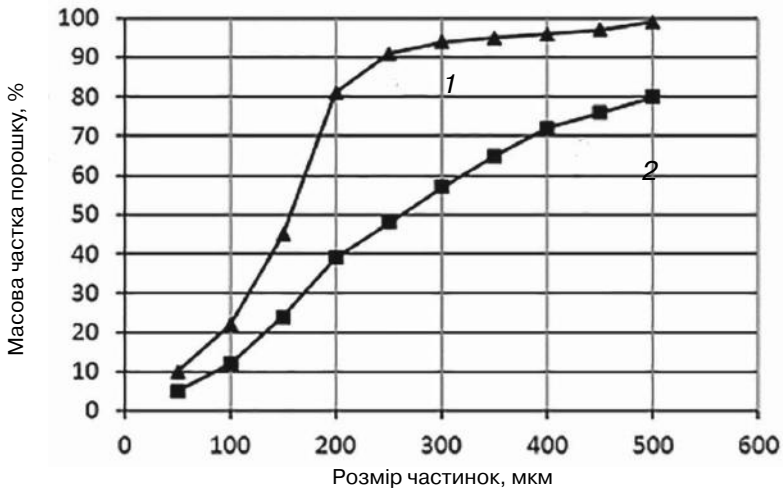


Рис. 7. Гранулометричний склад порошку інструментальної сталі Р6М5К5, одержаного розпиленням в умовах «обмеженого струменя» і «вільно падаючого струменя»: 1 – надзвукова форсунка з соплом Лавалю, «обмежений злив» («УкрНДІспецсталь»); 2 – двощілинна форсунка вільного зливу конструкції фірми ASEA, (ПрАТ «Дніпроспецсталь»)

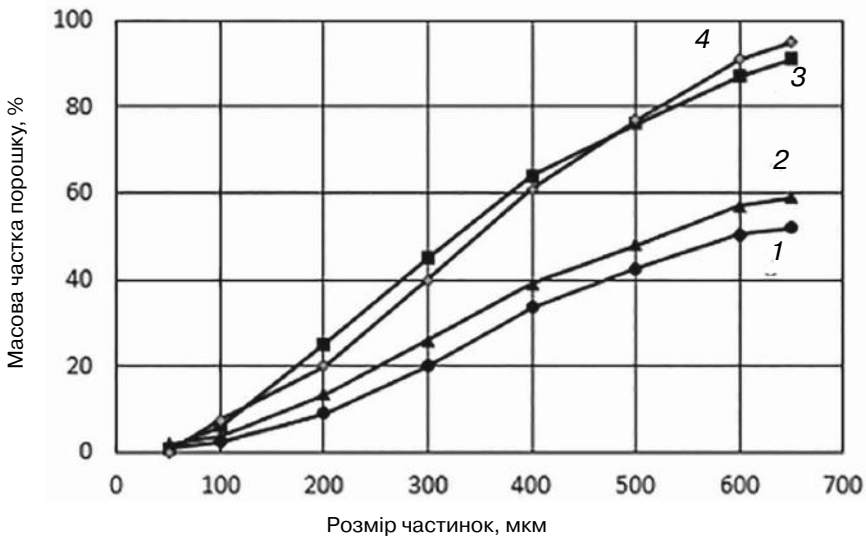


Рис. 8. Гранулометричний склад порошку модельного сплаву Ni-50%Fe при відцентровому розпиленні ( $D = 0,14$  м;  $f = 50$  с<sup>-1</sup>;  $G = 0,5$  кг/с): 1, 2 – відстань від проміжної ємності до диска 350 мм; 3, 4 – відстань до диска 90 мм

При відцентровому розпиленні важливу роль відіграє висота вільного падіння струменя розплаву на обертний диск. Характер розподілу частинок за розмірами та залежність гранулометричного складу гранул від відстані між проміжною ємністю з розплавом і диском показано на рис. 8. Так, при довжині струменя розплаву  $H = 350$  мм вихід фракції  $< 200$  мкм становить не більше 13,5 %, а розпилення при  $H = 90$  мм дозволяє підвищити вихід цієї ж фракції до 20–24 %. Сумарний вихід частинок розміром  $d_{Me} < 400$  мкм при більш «короткому» струмені становить  $\approx 62$  %, що на 26 % більше, ніж при  $H = 350$  мм.



Таким чином, експериментально доведено, що розмір порошкових частинок залежить від способу розпилення розплаву. Газове розпилення розплаву методом обмеженого струменя дозволяє отримати частинки з мінімальними розбіжностями в їх розмірі. При відцентровому розпиленні важливу роль відіграє довжина струменя розплаву до диска-розпилювача, зі зменшенням якої зростає вихід дрібних фракцій.

### Висновки

У роботі наведено результати досліджень впливу гідродинамічної нестійкості струменя металевого розплаву на гранулометричний склад розпилених порошків-гранул. Встановлено, що:

- при газовому і відцентровому розпиленні рідких металів процес перетворення струменя в краплі проходить стадії: «суцільний струмінь циліндричної форми – плаский тонкий струмінь – мікрострумені – краплі», що зумовлено втратою струменем стійкості внаслідок розвитку в ньому поздовжніх і поперечних коливань;
- нерівномірна подача розплаву в зону розпилення, зумовлена нестійким рухом струменя, є причиною розширення діапазону утворення частинок різного розміру;
- діаметр струменя металу і його довжина, на відміну від інших чинників (в'язкість, питома поверхнева енергія, щільність розплаву, швидкість і щільність газового потоку), має істотний вплив на розмір частинок і їх розподіл за розмірами, що підтверджується, як розрахунками за рівняннями (5) і (6) –  $D_C^{\alpha}$ , так і результатами експериментів, проведених в умовах ПрАТ «Дніпроспецсталь» і «УкрНДІспецсталь»;
- розподіл частинок порошку за розміром залежить від довжини струменя розплаву та параметрів газового потоку, для одержання порошків дрібної фракції найбільш ефективним є розпилювання розплаву «коротким» струменем;
- розпилення розплаву газовим потоком треба проводити обмеженим струменем з використанням спеціальних форсунок, які забезпечують мінімально можливий проміжок між потоком газу і струменем металу, при відцентровому розпиленні довжина струменя не повинна бути більшою, ніж 90 мм, що дозволяє отримувати «монодисперсні» якісні порошки.

### Список літератури

1. Гиршов В. Л., Котов С. А., Цеменко В. Н. Современные технологии в порошковой металлургии. Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. Ун-та, 2010. 385 с.
2. Газовое распыление для производства металлических порошков. *Новости порошковой металлургии*. 2008. № 3. URL: [http://www.netramm.com/news\\_pm\\_3](http://www.netramm.com/news_pm_3).
3. Терновой Ю. Ф., Личконенко Н. В. Особенности получения микрослитков для 3D-принтеров. Металлургия: наукові праці Інженерного інституту Запорізького національного університету. 2019. Вип. 1 (41). С. 42–45.
4. Глотка О. А., Овчинников О. В. Анализ вітчизняних жароміцних порошків на нікелевій основі, які застосовуються в адитивних технологіях. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 2. С. 39–42.
5. Каблов Е. Н., Евгенов А. Г., Рыльников В. С., Афанасьев-Ходыкин А. Н. Исследование мелкодисперсных порошков припоев для диффузионной вакуумной пайки, полученных методом атомизации расплава. Вестник Московского Государственного технического университета им. Н. Э. Баумана. Спец. выпуск. 2011. С. 3–16.
6. Оспенникова О. Г., Евгенов А. Г., Неруш С. В., Афанасьев-Ходыкин А. Н. Исследование мелкодисперсных порошков припоев на никелевой основе применительно к получению высокотехнологичного полуфабриката в виде самоклеющейся ленты на органическом связующем. *Вестник УГАТУ. Серия Машиностроение*. 2012. Т. 16, № 5 (50). С. 137–144.
7. Зленко М. А., Нагайцев М. В., Довбыш В. М. Аддитивные технологии в машиностроении. М.: Центр. науч.-исслед. автомоб. и автототорн. ин-т «НАМИ», 2015. 220 с.
8. Силаев А. Ф., Фишман Б. Д. Диспергирование жидких металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1983. 144 с.
9. Порошки цветных металлов: справочное издание. под ред. Набойченко С.С. М.: Металлургия, 1997. 542 с.
10. Окмянский Ю. А. Влияние параметров центробежного распыления расплава на размер гранул титановых и никелевых сплавов. *Металлургия гранул*. Сб. статей ВИЛС. 1983. Вып. 1. С. 49–53.

11. Козлов В. А., Голубков В. Г. Распыление расплава вращающимся диском с гарнисажом. *Порошковая металлургия*. 1981. № 3. С. 1–5.
12. Оглезнева С. А., Сметкин А. А., Митин В. И., Калинин К. В. Влияние параметров автоматизации расплава на технологические характеристики порошка марки 12Х18Н10Т. *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. 2017. Т. 19. № 4. С. 122–138.
13. Левич В. Г. Физико-химическая гидродинамика. М.: Государственное издательство физ.-мат. литературы, 1959. 699 с.
14. Терновой Ю. Ф., Пашетнева Н. И., Манегин Ю. В. Физико-математическая модель процесса газового распыления струи расплава. *Порошковая металлургия*. 1992. № 3. С. 11–15.
15. Lubanska H. Correlation of Spray Ring Date for Gas atomization of Liquid Metals. *Journal of Metals*. 1970. Vol. 2, pp. 45–49.
16. Dombrowski N., Johns V. R. Effect of disintegration on gas atomization. *Chem. Eng. Sci.* 1963. Vol. 18. P. 203.
17. Ципунов А. Г., Терновой Ю. Ф. Процесс центробежного распыления струи расплава. Теория, эксперимент, инженерные расчеты, технология и оборудование. *Металлургия гранул*. Сб. статей ВИЛС. 1983. Вып. 3. С. 296–300.
18. А. с. 183266 СССР, МКИ2 ВС5В1/02/ Сопловой узел для распыления расплавленного металла газом / Салеский Ф., Славичек К.
19. Cox A. R., Moore J. B., Van Reuth E. C. On the Rapid Solidification of superalloys. *Metallurgy and Manufacture: Proceeding of the Third International Symposium, Pennsylvania*, 1976. pp. 4557.
20. Merrington A. S., Richardson E. G. The break-up of Liquid Jets. *Proc. Phys. Soc. London*. 1947. Vol. 59, № 1. pp. 18–21.

Надійшла 29.06.2020

### References

1. Girshov, V. L., Kotov, S. A., Tsemenko, V. N. (2010) Modern technologies in powder metallurgy. St. Petersburg: Polytechnic Publishing House. Univ. [in Russian].
2. Gas spraying for the production of metal powders (2008). *Powder Metallurgy News*, no. 3. URL: [http://www.netramm.com/news\\_pm\\_3](http://www.netramm.com/news_pm_3) [in Russian].
3. Ternovoi, Yu. F., Lichkonenko, N. V. (2019) Features of obtaining micro-ingots for 3D-printers. *Metallurgy: science and technology Institute of the Zaporizhzhya National University*, Vol. 1 (41), pp. 42–45 [in Russian].
4. Glotka, O. A., Ovchinnikov, O. V. (2016) Analysis of instant hot powders on a nickel basis, so that they are closed in additive technologies. *New materials and technologies in metallurgy and machine-building*, no. 2, pp. 39–42 [in Ukrainian].
5. Kablov, E. N., Evgenov, A. G., Rylnikov, V. S., Afanasyev-Khodykin, A. N. (2011) Study of fine-dispersed solder powders for diffusion vacuum brazing obtained by melt atomization. *Bulletin of the Moscow State Technical University. N.E. Bauman. Specialist. release*, pp. 3–16 [in Russian].
6. Ospennikova, O. G., Evgenov, A. G., Nerush, S. V., Afanasyev-Khodykin, A. N. (2012) Study of fine powders of solders based on nickel as applied to the production of a high-tech semifinished product in the form of a self-adhesive tape with an organic binder. *Bulletin of USATU. Series Engineering*. Vol. 16, no. 5 (50), pp. 137–144 [in Russian].
7. Zlenko, M. A., Nagaytsev, M. V., Dovbysh, V. M. (2015) Additive technologies in mechanical engineering: a manual for engineers. Moscow: Center scientific researcher car and motor. Institute «NAMI» [in Russian].
8. Silaev, A. F., Fishman, B. D. (1983) Dispersion of liquid metals and alloys. Moscow: Metallurgy [in Russian].
9. Naboychenko, S. S. (1997) Powders of non-ferrous metals. Moscow: Metallurgy [in Russian].
10. Okmyansky, Yu. A. (1983) Effect of centrifugal melt sputtering parameters on the granule size of titanium and nickel alloys. *Metallurgy of granules. Sat VILS articles*, issue 1, pp. 49–53 [in Russian].
11. Kozlov, V. A., Golubkov, V. G. (1981) Spraying the melt with a rotating disk with a skull. *Powder metallurgy*, no. 3, pp. 1–5 [in Russian].
12. Oglezneva, S. A., Smetkin, A. A., Mitin, V. I., Kalinin, K. V. (2017) The influence of the parameters

- of melt atomization on the technological characteristics of powder grade 12X18H10T. Bulletin of PNIPU. *Engineering, materials science*, vol. 19, no. 4, pp. 122–138 [in Russian].
13. Levich, V. G. (1959) Physicochemical hydrodynamics. Moscow: State Publishing House of Physics and Mathematics [in Russian].
  14. Ternovoi, Yu. F., Pashetneva, N.I., Manegin, Yu. V. (1992) Physicomathematical model of the process of gas spraying of a melt jet. *Powder metallurgy*, no. 3, pp. 11–15 [in Russian].
  15. Lubanska, H. (1970) Correlation of Spray Ring Date for Gas atomization of Liquid Metals. *Journal of Metals*, vol. 2, pp. 45–49 [in English].
  16. Dombrowski, N., Johns, V. R. (1963) Effect of disintegration on gas atomization. *Chem. Eng. Sci.*, vol. 18, p. 203 [in English].
  17. Tsipunov, A. G., Ternovoi, Yu. F. (1983) The process of centrifugal spraying of a melt jet. Theory, experiment, engineering calculations, technology and equipment. *Metallurgy of granules*. Sat VILS articles, issue 3, pp. 296–300 [in Russian].
  18. Salesky, F., Slavichek, K. Nozzle assembly for spraying molten metal with gas: A. p. Czechoslovakia 183266, MKI2 BC5B1/02 [in English].
  19. Cox, A. R., Moore, J. B., Van Reuth, E. C. (1976) On the Rapid Solidification of superalloys. *Metallurgy and Manufacture: Proceeding of the Third International Symposium*, Pennsylvania, pp. 45–57 [in English].
  20. Merrington, A. S., Richardson, E. G. (1947) The break-up of Liquid Jets. *Proc. Phys. Soc. London*, vol. 59, no. 1, pp. 18–21 [in English].

Received 29.06.2020

**Yu. F. Ternovoy**, *Dr. Sci. (Engin)*, the Head of the Department,

*e-mail: ferrous.metals@ukr.net*

**A. G. Prigunova\***, *Dr. Sci. (Engin)*, the Head of the Department,

*e-mail: adel\_nayka@ukr.net*

**N. V. Lichkonenko**, *Senior Lecturer*, *e-mail: nvlichkon75@ukr.net*

Engineering Educational and Scientific Institute of Zaporizhzhya National University (Zaporizhzhia, Ukraine)

\*Physicotechnological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyev, Ukraine)

### INFLUENCE OF HYDRODYNAMIC INSTABILITY OF THE JET METAL ON DISPERSION OF GRANULES AT SPRAYING

*For the production of high-quality billets and products intended for mechanical engineering and other industries, metal powders are used, including those from highly alloyed alloys. Various methods for producing powder materials are known. The leading place among the technologies for producing high-quality powders of metals and alloys belongs to the methods of spraying melts, which is primarily due to the high productivity and efficiency of this process. The most important characteristic of the sprayed powder is the particle size distribution and particle shape. It is known that the formation of particles in size and geometry is determined not only by the physical parameters of the melt (viscosity, surface tension, temperature) and energy carrier gas (temperature, flow rate, speed, etc), but also by spray parameters. The work the technological processes of producing metal powders during gas and centrifugal spraying based on the study of the laws of motion of a jet of a low-viscosity melt and establishing the dependence of the particle size distribution of powder granules on the hydrodynamic instability of the jet are investigated. Formulas for calculation and theoretical flow patterns of a low-viscosity melt jet are presented. It is shown that longitudinal instability waves arise on the surface of a liquid metal jet, but only one develops, with a maximum amplitude. Using the film and photographs of the process of atomization of the Ni – 50 % Fe alloy, it was shown that the motion of the melt jet is unstable, the jet is gradually crushed, and then decay into fragments of different configurations. Empirical models of various authors are analyzed, taking into account a large number of spraying parameters and the difference in their effect on the size of the resulting particles during gas and centrifugal spraying. It has been established that in both cases the determining parameter of the effect on the size of powders and granules is the diameter*

## Гідродинаміка процесів лиття

*of the metal jet, which decomposes due to instability,.The results of experimental studies of the highly alloyed alloys, carried out under the conditions of the pilot production of UkrNIISpetsstal and OJSC Dneprospetsstal, proved that gas spraying of the melt by the limited-jet method allows particles to be obtained with minimal differences in their size. In centrifugal spraying, the length of the melt stream to the disk plays an important role, with a decrease in which the yield of fine fractions increases.*

**Keywords:** *gas spraying, centrifugal spraying, particle size of powders and granules, diameter and instability of the jet, periodicity.*

### *До уваги авторів!*

*Статті, що надходять в редакцію, повинні мати анотації і ключові слова на українській та англійській мовах. Об'єм статті - не більше 12 стор., малюнків - не більше 5.*

*Статті подаються як на папері, так і в електронному форматі. Для текстових матеріалів бажано використати формат doc. Для графічних матеріалів - jpeg. Графічні матеріали необхідно зберігати в окремих файлах. Фотографії, малюнки, графіки і креслення мають бути чорно-білими, чіткими і контрастними.*

## ЗАТВЕРДІННЯ СПЛАВІВ

УДК:669.018.28:546.631:546.831

**В. О. Щерецький**, канд. техн. наук, ст. наук. співр.,  
e-mail: rnmptima@ukr.net

**Yi Jianglong**<sup>\*</sup>, наук. співр., wangxx@gwi.gd.cn

**А. А. Чайка**<sup>\*\*</sup>, канд. техн. наук, ст. наук. співр.

**В. К. Юлюгін**<sup>\*\*</sup>, канд. техн. наук, ст. наук. співр.

**О. І. Дем'янов**<sup>\*\*</sup>, заст. зав. відділу

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

<sup>\*</sup>Guangdong Welding Institute of GDAS (China)

<sup>\*\*</sup>Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України (Київ, Україна)

### ВПЛИВ СУМІСНОГО МОДИФІКУВАННЯ СКАНДІЄМ ТА ЦИРКОНІЄМ НА ЛИВАРНІ ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Mg–Cu

Досліджено спільний вплив добавок скандію і цирконію на міжфазну взаємодію і рідинноплинність розплавів системи Al–Mg–Cu, близьких за складом до тих, що застосовуються в якості присадних матеріалів при зварюванні листів з деформованих сплавів алюмінію. Формування структури різних зон звареного з'єднання відбувається в нерівноважних умовах. Швидкість охолодження металу шва може варіюватися в широких межах залежно від способу і режиму зварювання. Короткочасність нагріву при зварюванні призводить до особливих структурних перетворень в зоні термічного впливу, викликає знеміцнення основного металу і зниження рівня механічних властивостей в цілому. Одним із основних способів вирішення проблеми знеміцнення, при термічних впливах в процесі з'єднання алюмінієвих сплавів, є їх модифікування скандієм і цирконієм. Разом з тим, вплив цих модифікаторів на характеристики розплаву і зокрема ливарні властивості для систем алюмінієвих сплавів, що містять в якості легуючих добавок мідь і магній, вивчено недостатньо, а наявна інформація має суперечливий характер. Тоді як рідинноплинність, як здатність розплаву розтікатися і рівномірно заповнювати простір стику двох поверхонь при зварюванні, є важливою технологічною характеристикою, що дозволяє формувати тіло зварного шва без каверн і пустот. Встановлено вплив модифікування скандієм і цирконієм в кількості до 0,75 %мас. на рідинноплинність, лінійну усадку та тріщиностійкість. Показано, що загальне підвищення теплоти кристалізації пов'язане з утворенням нових фаз в наслідок модифікування, є основним чинником підвищення рідинноплинності розплаву, незалежно від підвищення його в'язкості пов'язаної з появою дисперсних включень зародків в розплаві. Істотне підвищення тріщиностійкості при комплексному модифікуванні скандієм і цирконієм пов'язане з розподілом усадки виливку та кількість первинної інтерметалідної фази при доевтектичних кількостях модифікатора.

**Ключові слова:** деформовані алюмінієві сплави, скандій, цирконій, модифікування, рідинноплинність, тріщиностійкість, зварювання алюмінію.

Відомо, що модифікатори алюмінієвих зварювальних сплавів на основі скандію і цирконію дозволяють поліпшити механічні характеристики алюмінієвих сплавів. Алюмінієві деформовані сплави (система Al–Mg–Cu) характеризуються хор

## Затвердіння сплавів

поєднанням механічних властивостей: мала щільність, досить високий модуль пружності і питома міцність. Процес зварювання деформованих алюмінієвих сплавів відрізняється складністю фазових і структурних перетворень, як на етапі зварювання, так і наступній термічній обробці. Формування структури різних зон зварного з'єднання відбувається в нерівноважних умовах. Швидкість охолодження металу шва може варіюватися в широких межах залежно від способу і режиму зварювання. Короткочасність нагріву при зварюванні призводить до особливих структурних перетворень в зоні термічного впливу, викликає знеміцнення основного металу і зниження рівня механічних властивостей в цілому. Одним із основних способів вирішення проблеми знеміцнення, при термічних впливах в процесі з'єднання алюмінієвих сплавів, є їх модифікування скандієм і цирконієм, які формують високотемпературні інтерметалідні фази і подрібнюють структуру шва, діючи як модифікатор 2го роду [1].

Разом з тим, вплив цих модифікаторів на характеристики розплаву і зокрема ливарних властивостей для систем алюмінієвих сплавів, що містять в якості легуючих добавок мідь і магній, вивчено недостатньо, а наявна інформація має суперечливий характер. Тоді як рідинноплинність, як здатність розплаву розтікатися і рівномірно заповнювати простір стику двох поверхонь при зварюванні, є важливою технологічною характеристикою, що дозволяє формувати тіло зварного шва без каверн і пустот. Згідно термодинамічної теорії кристалізації параметри структури сплавів істотно залежать від умов кристалізації, тому керуючи ними можна впливати на якісні характеристики зварних з'єднань.

Метою даної роботи є дослідження спільного впливу добавок скандію і цирконію на міжфазну взаємодію і рідинноплинність розплавів системи Al–Mg–Cu, близьких за складом до тих, що застосовуються в якості присадних матеріалів при зварюванні листів з деформованих сплавів алюмінію.

За відомими даними [2, 3] модифікування Al–Mg сплавів, запропоноване ще в 1971, дає сильний ефект подрібнення структури і підвищення властивостей при додаванні десятих часток модифікатора, разом з рідкоземельними і перехідними елементами значну роль відіграють скандій, цирконій, гафній, титан, перехідні метали IV групи (титан, цирконій) [4, 5], але дія скандію є сильнішою. При додаванні до алюмінієвих сплавів 0,3–0,4 %мас. скандію мікроструктура виливків має дрібну структуру з величиною зерна 15–40 мкм, навіть в литому стані без термічної обробки [6]. Причиною цього є утворення інтерметаліду  $Al_3Sc$ , який має кубічну ґратку типу  $L1_2$  з періодом 0,410 нм, близьким до періоду гранецентрованої кубічної ґратки алюмінію (0,405 нм). Тому зародки інтерметаліду  $Al_3Sc$  є ефективними центрами зародження кристалів твердого розчину алюмінію і забезпечують значний ефект модифікування при кристалізації розплаву. Твердий розчин скандію в алюмінії має концентрацію (0,3 %мас.) при 655 °C – температурі евтектичного перетворення:  $P \leftrightarrow \alpha-Al + Al_3Sc$ , (точка евтектичного перетворення Al–0,55%мас.Sc) але вже при 500 °C концентрація скандію в твердому розчині алюмінію складає 0,05 %мас. Саме тому вважається [7], що ефективно модифікує литу структуру добавка модифікатора скандію в кількості  $\geq 0,55$  %мас. Але ця концентрація може бути зменшена при наявності інших легуючих елементів, таких як цирконій [8]. Діаграма стану системи Al–Zr [9], відноситься до систем перитектичного типу. Перитектична реакція відбувається при температурі 660,5 °C між рідиною, що містить 0,11 %мас. цирконію, і з'єднанням  $ZrAl_3$  з утворенням твердого розчину алюмінію 0,28%мас.Zr. Стабільне з'єднання  $ZrAl_3$  має тетрагональну ґратку з періодами  $a = 4,306$  А,  $c = 16,90$  [10]. І головне, цирконій знижує загальну концентрацію скандію в твердому розчині алюмінію, знижує дифузійну рухливість металів в твердому розчині алюмінію і може частково ізоморфно заміщувати скандій інтерметаліди  $Al_3Sc$ , формуючи  $Al_3(Zr)Sc$  [11].

Робота виконана з застосуванням стандартних і оригінальних методик досліджень, сучасного лабораторного та аналітичного обладнання. Для аналізу структури досліджених матеріалів застосовували рентгеноструктурний аналіз, дифрактометр

## Затвердіння сплавів

ДРОН-3М, а також мікрозондовий рентгеноструктурний елементний аналіз на приладах MS-46 «CAMECA» і JEOL JSM – 6700F. Термічні дослідження проводили за оригінальною методикою на приладі синхронного термічного аналізу STA 449F1 фірми Netzsch з застосуванням програмного пакету Proteus.

Для вивчення впливу молифікування на ливарні властивості і тріщиностійкість сплавів модифікування сплавів системи Al–Mg–Cu скандієм і цирконієм було виплавлено модельні зразки сплавів, їх хімічний склад контролювали методом рентгеноспектрального аналізу. Для виготовлення дослідних сплавів використовували алюміній марки А95, первинний магній Мг90, мідь безкисневу М00б, лігатуру Al–Sc2,1%мас., лігатуру Al–Zr8%мас. Кількість домішок планували менше 0,05 %, склади вихідних матеріалів представлено в табл. 1.

Таблиця 1  
Вихідні шихтові матеріали

Марка	Al, баланс	Домішки, %мас.					
		Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Разом
A95	99,95	0,025	0,020	0,010	0,005	0,002	0,05
Mг90	99,9	0,04	0,009	0,004	–	–	0,1
M00	99,99	0,001	–	–	0,001	–	0,01

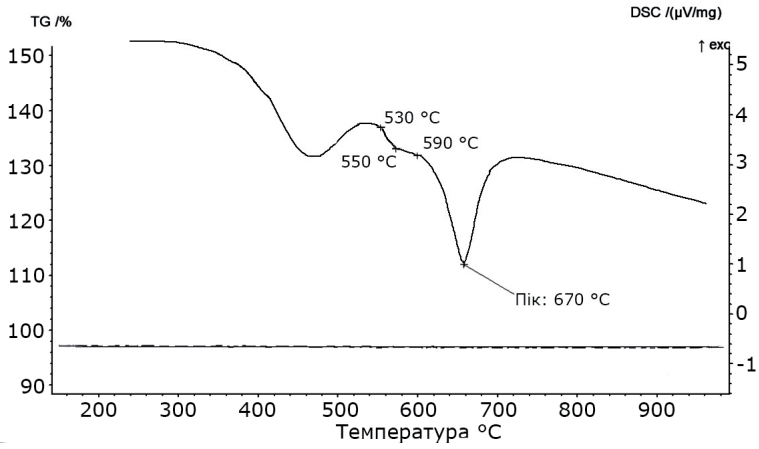
Розрахунок шихти проводили з урахуванням коефіцієнтів засвоєння різних елементів для схеми виплавки сплаву в індукційній печі. Температурний режим виплавки сплавів вибирали з урахуванням їх хімічного складу і необхідності повного розчинення інтерметаллідної фази  $Al_3Sc$ , що міститься в лігатурі, температура нагріву розплаву в печі становила 760–780 °С, температура розливання – 700–720 °С.

За результатами термічних досліджень встановили, що дослідні сплави Al–6Cu–0,5Sc і Al–10Mg–0,5Sc мають два етапи плавлення, і відповідно, кристалізації евтектики і твердого розчину. Сплав складу Al–4,5Cu–1,5Mg–0,5Sc–0,25Zr має три етапи: після кристалізації твердого розчину тверднуть ще дві евтектики, які послідовно кристалізуються за схемою  $P \rightarrow \alpha + CuAl_2$  (548 °С) і  $P \rightarrow \alpha + CuAl_2 + CuMgAl_2$  (507 °С). У процесі охолодження розплавленого зразка на діаграмі виявлено один перегин, незначний за обсягом в інтервалі температур 720–700 °С. Для сплаву Al–4Cu–1,5Mg–0,5Sc–0,25Zr спостерігається два перегини при температурах 710 і 670 °С, що дозволяють припустити можливість утворення первинних виділень алюміній-скандієвих фаз  $Al_3(Zr)Sc$  і евтектичного перетворення  $P \rightarrow Al + Sc(Zr)Al_3$  при 655 °С. Можливість утворення алюмінієво-скандієвих евтектики може бути причиною деякого підвищення температури солідус на завершальному етапі кристалізації сплавів зі скандієм, так як обсяг основної евтектики в сплавах цієї системи невеликий, а алюміній-скандієвої евтектики – ще менший. На рис. 1 показано вид ДСК кривих синхронного термічного аналізу до обробки даних, а в табл. 2 наведено встановлені температурні параметри плавлення і кристалізації досліджених модельних сплавів.

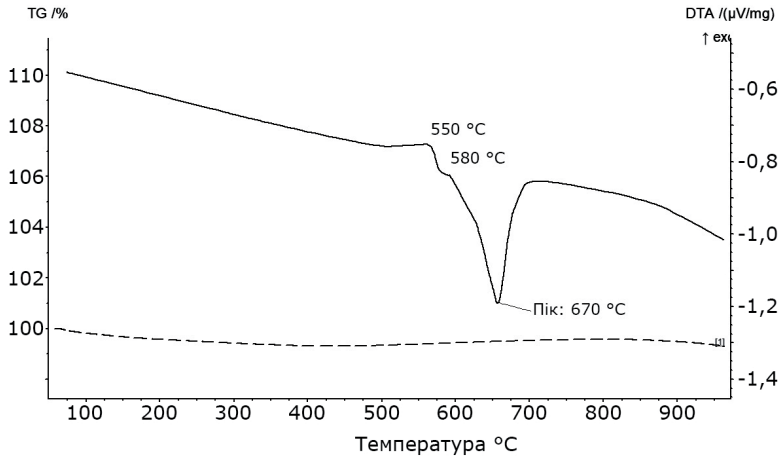
Таким чином, введення скандію і цирконію в сумарній кількості більше евтектичної точки Al–Sc з одного боку збільшує інтервал кристалізації сплаву, що має зменшувати його ливарні властивості, а з іншого – підвищує температуру солідусу сплаву.

Невід'ємною складовою технологічних властивостей металевих матеріалів є їх ливарні властивості, серед яких особливе місце займає рідинноплинність. Головним вимірюваним параметром при дослідженні на рідинноплинність є довжини заповненої ділянки проби, що істотно залежить від методики дослідження, тому рідинноплинність слід розглядати як інтегральний показник властивостей рідкого металу, обумовлених його складом. Так, більш високі показники теплоти кристалізації сплавів визначають їх більш високу рідинноплинність, завдяки більш низькій швидкості охолодження металу в формі і відповідно більшого терміну перебування металу в рідкому стані. Одним з

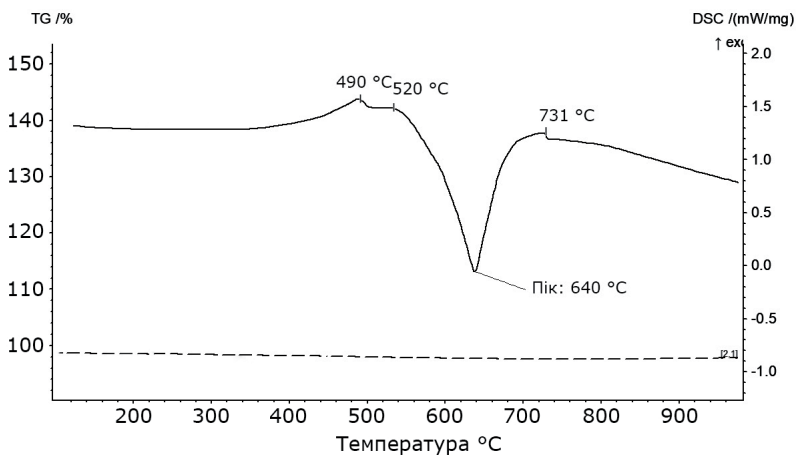
# Затвердіння сплавів



a



б



в

Рис. 1. ДСК криві плавлення сплавів: а – Al-4Cu-1,5Mg-0,5Sc-0,25Zr; б – Al-6,5Cu-0,2Zr-0,5Sc; в – Al-10Mg-0,5Sc



**Таблиця 2**

## Результати термічного ДСК аналізу

Сплав	Плавлення, °С		Кристалізація, °С		
	зони				
Al-4Cu-1,5Mg+0,5Sc +0,25 Zr	528-551 570-589	593-672	709	671	622-571 499-502 470-478
Al-6Cu+0,5Sc	522	579-672	715	621-568	510-500
Al-10Mg+0,5Sc	500 (490)	520-642	710	593-552	461-453

ефективних способів дослідження рідинноплинності є вдосконалена методика [12], яка передбачає використання комплексної U-подібної проби Нехендзі-Купцова, що включає контроль температури в заливальній воронці і на вході бічного U подібного каналу з додатковою теплоізоляцією прибуткової частини форми (рис. 2).

Так за даними ДСК аналізу введення скандію і цирконію розширює інтервал кристалізації алюмінієвих сплавів системи Al-Mg-Cu, що теоретично має істотно вплинути на рідинноплинність розплаву. Результати досліджень ливарних властивостей свідчать, що наявність скандію, навіть в доевтектичних кількостях (менше 0,3 %мас.), практично в два рази зменшує лінійну усадку модельного сплаву Al4%Cu1,5Mg за рахунок об'ємної кристалізації, викликаній додатковими центрами кристалізації. З іншого боку, сплав, модифікований тільки скандієм, поступається по тріщиностійкості сплаву комплексно модифікованому скандієм і цирконієм при аналогічній сумарній кількості до 0,3 %мас. (табл. 3). Коли сумарна кількість модифікуючої добавки цирконію і скандію перевищує 0,3 %мас., первинні кристали мають компакту форму і розміри менше 1 мкм. Разом невеликі розміри зародків кристалів і їх компактна морфологія зміщують температурну границю нульової рідинноплинності до лінії солідусу, тому при виділенні навіть великої кількості первинних кристалів і відсутності зв'язку між первинними кристалами і формуванням дендритної структури, розплав продовжує текти. Відповідно, зниження концентрації цирконію і скандію в зону твердого розчину викликає збільшення розмірів первинних інтерметалідів з утворенням розгалуженої структури, що негативно впливає на ливарні характеристики.

**Таблиця 3**

## Результати дослідження ливарних характеристик сплавів

Сплав	Ливарна усадка		Ураження тріщинами, мм				сума
	абсолютна мм	відносна %	по ділянкам				
			I	II	III	IV	
Al4%Cu1,5%Mg	7.43	5.31	-	1,96	-	-	1,96
Al4%Cu1,5%Mg0,5%Sc	3.57	2.55	-	-	-	-	-
Al4%Cu1,5%Mg0,75%Sc	3.5	2.5	-	-	-	-	-
Al4%Cu1,5%Mg0,3%Sc	5.32	3.08	-	0,98	-	-	0,98
Al4%Cu1,5%Mg0,15%Sc0,15%Zr	3.65	2.61	-	-	-	-	-
Al4%Cu1,5%Mg0,3%Sc0,2%Zr	3.63	2.59	-	-	-	-	-
Al4%Cu1,5%Mg0,5%Sc0,25%Zr	3.46	2.47	-	-	-	-	-

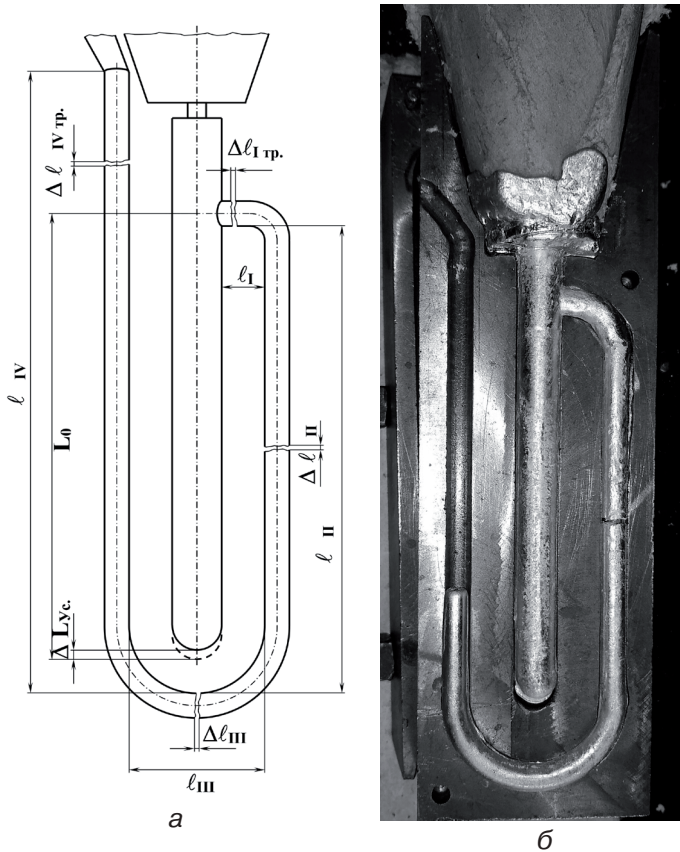


Рис. 2. Креслення комплексної форми Ніхендзі-Купцева (а) та вигляд виливки в формі (б)

### Висновки

- Введення комплексного модифікатора цирконію плюс скандій, навіть в незначних кількостях (до 0,3 %мас.), до складу сплавів системи Al–Mg–Cu призводить до значного підвищення ліквідус сплаву. Тому, для його розтікання і заповнення порожнини зварювального зазору, нагрів розплаву необхідно вести при температурах близьких до 800 °С. Така висока температура потрібна для гарантованого розчинення інтерметалідів цирконію і скандію, що в якості зародків можуть формувати, (навіть при прискорених швидкостях охолодження ( $\geq 70$  град/сек) первинні кристали  $Al_3Zr$  або  $Al_3(Zr)Sc$  великих розмірів відносно евтектичної фази.

- Додаткові піки на ДСК кривій кристалізації, що пов'язані з утворенням нових фаз в наслідок модифікування, призводить до загального підвищення теплоти кристалізації, що є основним чинником підвищення рідинноплинності розплаву, незалежно від збільшення його в'язкості пов'язаної з появою дисперсних включень зародків в розплаві.

- Позитивний вплив цирконію на зварюваність пов'язаний з підвищенням пластичності в твердо-рідкому стані при температурах вище нерівноважного солідусу. Зменшення дифузійної рухливості атомів, внаслідок підвищення температури рекристалізації, через зменшення швидкості розпаду твердого розчину при старінні, сприяє підвищенню жароміцності алюмінієвих сплавів. Тим самим підсилюючи комплексний вплив скандію на властивості алюмінієвого сплаву: підвищення меж текучості і міцності, зменшення розміру зерен в литому стані, підвищення температури рекристалізації пов'язаною з закріпленням субграніць дисперсними частинками інтерметалідної фази. Істотне підвищення тріщиностійкості модифікованих сплавів навіть не великими сумарними добавками скандію і цирконію можна пояснити як

## Затвердіння сплавів

об'ємним розподілом усадки, так і впливом добавки цирконію в алюмінії на схильність утворювати пересичі тверді розчини, що зменшує кількість первинної інтерметалідної фази, при доевтектичних кількостях модифікатора. А також, впливом цирконію на механічні властивості твердого розчину алюмінію, так як запас пластичності сплаву визначається діапазоном температурного інтервалу крихкості, величиною відносного подовження в цьому інтервалі і лінійної усадкою, заміна міді цирконієм в твердому розчині алюмінію призводить до підвищення пластичності сплаву, зниження лінійної усадки і як наслідок підвищенню тріщиностійкості.

### Список літератури

1. Guo, Y., Zhao, N., Shi, C. et al. Combined Effects of Pre-deformation and Pre-aging on the Mechanical Properties of Al–Cu–Mg Alloy with Sc and Zr Addition. *J. Wuhan Univ. Technol. Mat. Sci. Edit*, 2018, 33, p. 680–687.
2. Филатов Ю. А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al–Mg. *Технология легких сплавов*, 2015, № 2, С. 19–22.
3. Aluminum scandium alloy: патент US3619181 A: МПК51 С 22 С 21/00. Willey L. A.; заявитель и патентообладатель Aluminum Co Of America. 771669; заявл. 29.10.1968; опубл. 09.11.1971.
4. Лямыхов Л. К., Самсонов Г. В. О модифицировании алюминия и сплава А7 переходными металлами. *Цветные металлы*, № 8, 1964, с. 72–82.
5. Захаров В. В. Устойчивость твердого раствора скандия в алюминии. *МиТОМ*, № 2. 1997, С. 15–20.
6. Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д. Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием. *Цветные металлы*, № 12, 1982, с. 96–99.
7. Hyde K. B., Norman A. F., Prangell P. B. The effect of cooling rate on the morphology of primary Al<sub>3</sub>Sc intermetallic particles in Al–Sc alloys. *Acta Mater.* 2001, vol. 49, pp. 1327–1337.
8. Мильман Ю. В. Влияние скандия на структуру, механические свойства и сопротивление коррозии сплавов алюминия: *Прогрессивные материалы и технологии: сб. трудов в 2-х томах*. К.: Академперіодика, 2003. Т.1. С. 335–360.
9. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. М.: Машиностроение, 1996–2000 гг.
10. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: перевод с английского. М.: Металлургия, 1979. 483с.
11. H. Bo, L.B. Liu, J.L. Hu, Z.P. Jin (2017) Experimental study and thermodynamic modeling of the Al–Sc–Zr system. *Computational Materials Science*, vol. 133, pp. 82–92
12. Лахненко В. Л., Щерецкий А. А., Апухтин В. В., Гаврилюк К. В., Щерецкий В. А. Методологические аспекты определения жидкотекучести сплавов с существенно отличающимися теплофизическими характеристиками. *Процессы литья*. 2004. № 4. С. 38–41.

Надійшла 15.07.2020

Дану роботу виконано в рамках проекту, який реалізовується в межах двостороннього договору про науково-технічне співробітництво між Урядом України та Урядом Китайської Народної Республіки (CU03-08) та технічного проекту провінції Гуандун (20180508).

### References

1. Guo, Y., Zhao, N., Shi, C. (2018) Combined Effects of Pre-deformation and Pre-aging on the Mechanical Properties of Al–Cu–Mg Alloy with Sc and Zr Addition. *J. Wuhan Univ. Technol. -Mat. Sci. Edit*. 33, pp. 680–687 [in English].
2. Filatov, Yu. A. (2015) Development of ideas about scandium alloying Al–Mg alloys / Yu. A. Filatov // *Tekhnologiya legkikh splavov*. No 2, pp. 19–22 [in Russian].
3. Willey L. A Aluminum scandium alloy. Patent US3619181 A: МПК51 С 22 С 21/00; owner Aluminum Co Of America. 771669 [in English].
4. Lyamikhov L. K., Samsonov G. V. (1964) About the modification of aluminum alloy А7 by transition metals. *Czvetny'e metally*, no. 8, pp. 72–82 [in Russian].
5. Zakharov V. V. (1997) Stability of scandium solid solution in aluminum. *MiTOM*, no.2, pp. 15–20 [in Russian].

6. Elagin V. I., Zakharov V. V., Rostova T. D. (1982) Prospects for alloying aluminum alloys with scandium. *Czvetny'e metally*, no. 12, pp. 96–99. [in Russian].
7. Hyde K. B., Norman A. F., Prangell P. B. (2001) The effect of cooling rate on the morphology of primary Al<sub>3</sub>Sc intermetallic particles in Al-Sc alloys. *Acta Mater*, vol. 49, pp. 1327–1337 [in English].
8. Mil'man Yu. V. (2003) Scandium on the structure, mechanical properties, and corrosion resistance of aluminum alloys: *Progressive materials and technologies: collection of articles in 2 volumes*. K.: Akadempriodika, vol. 1, pp. 335–360 [in Russian].
9. Lyakishev N. P. (1996-2000) Phase diagrams of binary metal systems. M.: Mashinostroenie, in 3 Volumes. [in Russian]
10. Mondol'fo L. F. (1979) Structure and properties of aluminum alloys. M.: Metallurgiya. 483 p [in Russian].
11. H. Bo, L. B. Liu, J. L. Hu, Z. P. Jin, (2017) Experimental study and thermodynamic modeling of the Al-Sc-Zr system. *Computational Materials Science*, vol. 133, pp. 82–92 [in English].
12. Lakhnenko V. L., Shhereckij A. A., Apukhtin V. V., Gavriyuk K. V., Shhereckij V. A. (2004) Methodological aspects of determining the fluidity of alloys with significantly different thermo-physical characteristics. *Casting processes*, no 4, pp. 38–41. [in Russian].

Received 15.07.2020

**V. O. Sheretskiy**, PhD (Engin.), Senior Research Scientist, e-mail: rnmptima@ukr.net

**Yi Jianglong\***, Research Scientist

**A. A. Chaika\*\***, PhD (Engin.), Senior Research Scientist,

**V. K. Yulyugin\*\***, PhD (Engin.), Senior Research Scientist,

**O. I. Demjanov\*\***, Deputy Head of Department

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

\*Guangdong Welding Institute of GDAS (China)

\*\*E. O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

### THE EFFECT OF CO-MODIFICATION BY SCANDIUM AND ZIRCONIUM OF ALUMINUM ALLOYS OF THE Al–Mg–Cu SYSTEM ON THE CASTING PROPERTIES

*The joint effect of scandium and zirconium additives on the interfacial interaction and fluidity of Al-Mg-Cu system melts, similar in composition to those used as filler materials for wrought aluminum alloys, is investigated. The structure formation of various zones of the welding joints occurs via nonequilibrium conditions. The cooling rate of the weld metal varies widely depending on welding method and mode. The short term welding heatings lead to special structural transformations in the heat-affected zone, causes softening of the base metal and a decrease in its mechanical properties. One of the main ways to solve the problem of softening during thermal stresses in the process of aluminum alloys joining is to modify their structure with scandium and zirconium. At the same time, the influence of these modifiers on the characteristics of the melt and in particular the casting properties of aluminum alloy systems containing copper and magnesium has not been studied enough, and the available information is contradictory. The fluidity is the ability of the melt to spread and evenly fill the space at the junction of two surfaces during welding, so it is an important technological characteristic that allows one to form the body of the weld without shells voids and other defects. The effect of scandium and zirconium modification in an amount up to 0,75 wt. % on fluidity, linear shrinkage, and crack resistance was investigated. It was shown that the overall increase in the heat of crystallization associated with the formation of new phases as a result of modification is the main factor in increasing the fluidity of the melt, regardless of the increase in its viscosity, due to the appearance of dispersed inclusions of nuclei in the liquid. A significant increase in crack resistance during co-modification with scandium and zirconium is associated with the distribution of shrinkage of the casting and the number of inclusions of the primary intermetallic phases with under eutectic amounts of the modifier.*

**Keywords:** wrought aluminum alloys, scandium, zirconium, modification, fluidity, crack resistance, aluminum welding.

*This work was supported by the project of Inter-Governmental S&T Cooperation (CU03-08), and the technical project of Guangdong (20180508).*

---

## ВЗАЄМОДІЯ ФАЗ

УДК 669.715:536.46:539.24/.27

**А. Г. Пригунова**, д-р техн. наук, зав. відділу, e-mail: adel\_nayka@ukr.net

**В. І. Белік**, канд. техн. наук, ст. наук. співр, e-mail: belikvi@ukr.net

**Л. К. Шеневідько**, наук. співр., e-mail: onml@ukr.net

**М. В. Кошелєв**, наук. співр., e-mail: silica-lum@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України (Київ, Україна)

### ДОСЛІДЖЕННЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ПРИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ МЕТОДОМ ГАРТУВАЛЬНО-МІКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛІЗУ

Вивчення механізму фазових перетворень при формуванні структури металів і сплавів є перспективним напрямком удосконалення відомих і розробки нових матеріалів. Це обумовлює необхідність розширення методичних і експериментальних можливостей їх дослідження. Методи металографічного аналізу, що широко використовуються, дозволяють отримувати інформацію про структурні особливості сплавів. Разом з тим, визначити механізм утворення фаз по мікроструктурі повністю затверділих зразків є досить проблематичним. Основним інструментом аналізу і прогнозування структури при зміні температури і складу сплавів є діаграми фазових рівноваг. Однак вони не можуть бути застосованими до опису кінетики фазових переходів. У роботі розглянуто методичні особливості розробленого способу, гартівно-мікроструктурного аналізу, що дозволяє дослідити етапи і характер фазових перетворень при кристалізації, незалежно від ступеня метастабільності системи. В його основі високошвидкісне гартування від температур фазових перетворень, визначених методом ДТА. Експериментально встановлено, що швидкості охолодження  $(1,8-3,7) \times 10^3$  °C/c, які реалізуються при використанні методу «стоп-гартування», пригнічують або значимо обмежують дифузійний перерозподіл елементів у процесі охолодження. Це дозволяє ефективно використовувати запропонований метод аналізу для вивчення особливостей фазових перетворень при кристалізації, обумовлених зміною хімічного складу, впливом різних зовнішніх факторів, зокрема, обробкою розплаву електричним струмом.

**Ключові слова:** алюміній-кремнієві сплави, кристалізація, фазові перетворення, гартування, швидкість охолодження.

Фазові перетворення при кристалізації є основоположними в процесі формування структури металів і сплавів. Вивчення механізму їх реалізації дозволяє встановити раніше невідомі кристалохімічні закономірності, теоретично обґрунтувати вибір легуючих і модифікуючих елементів, гранично допустимі концентрації домішок, розкрити природу їх впливу на властивості, показати найбільш раціональні шляхи удосконалення відомих і розроблення нових функціональних і конструкційних матеріалів [1]. Тому розширення методичних і експериментальних можливостей дослідження фазових переходів в алюмінієво-кремнієвих сплавах має як наукове, так і прикладне значення.

Методом дослідження металів і сплавів, який найбільш широко використовується в практичному металознавстві, є металографічний аналіз, який дозволяє отримувати інформацію про кількість і розмір фаз, їх морфологію, характер розподілу та ін. [2]. Проте достовірно встановити типи фазових перетворень (первинна, евтектична кристалізація тощо), в процесі яких сформувалася структура, визначити механізм утворення фаз по мікроструктурі повністю затверділих зразків є дуже проблематичним. Зокрема, це відноситься до фаз, що утворюються по перитектичній реакції. Якщо в умовах рівноважної кристалізації здійснюється перитектичне перетворення:  $L + \beta \rightarrow \alpha$ , де  $L$  – рідина, проміжна фаза  $\beta$  в структурі відсутня. Взаємодіючи з розплавом ( $L$ ), вона розчиняється за утворенням фази  $\alpha$ . При зміні умов кристалізації (швидкості, тиску та ін.) перитектична реакція повністю не завершується, і в структурі з'являється інтерметалід  $\beta$ . Проте аби визначити природу фаз, які утворилися в цьому випадку, виникають певні труднощі.

Поширеним методом аналізу і прогнозування структури при зміні температури і складу сплавів є діаграми фазових рівноваг, які відображають стан системи при її мінімальній вільній енергії [1, 3, 4]. Побудова таких діаграм здійснюється при дуже повільних швидкостях нагріву або охолодження, переважно нагріву [4]. Температурні інтервали фазових перетворень, які супроводжуються зміною балансу енергії в системі, визначаються методом термічного аналізу [5].

В умовах реального виробництва, а також при фізико-хімічних діях на сплави, утворюються метастабільні структури, які не описуються діаграмами рівноважного стану. Тому застосування їх для прогнозування процесів утворення або розчинення фаз при нерівноважній кристалізації є некоректним, оскільки з точки зору термодинаміки рівноважного стану діаграми фазових рівноваг принципово не можуть бути використаними для описання кінетики фазових переходів [4]. За цих обставин аналіз фазових перетворень можливий лише на принципах узагальнення понять класичної термодинаміки з відомими закономірностями незворотних процесів [6].

Нові можливості забезпечує високотемпературний гарт [7–9]. Охолодження з рідкого або двофазного станів зі швидкостями, що перевищують  $10^3$ – $10^6$ °C/с, широко використовується для визначення параметрів кластерної структури розплавів [10], побудови метастабільних діаграм стану [11], отримання дрібнокристалічних, наноструктурних і аморфних матеріалів [12–14]. Нерідко гарт зразків здійснюється в процесі спрямованої кристалізації [15], що дозволяє за структурою зони переходу з рідкого стану до твердого описати процеси, які відбуваються при кристалізації. Ефективною з точки зору дослідження фазових перетворень є гарт від температур, що знаходяться в області, обмеженій ліквідусом і солідусом [8, 16]. Перспективними є також способи гартування з високотемпературного стану в процесі безперервного охолодження, швидкість якого може задаватися в досить широкому діапазоні [17]. Проведення таких досліджень вимагає вельми складного експериментального обладнання [17, 18]. Проте його використання виправдовується цінністю одержуваної інформації [19, 20], що дозволяє з досить високою точністю моделювати реальні процеси при кристалізації.

У даній роботі для вивчення мікроскопічної кінетики складних фазових перетворень і морфології фаз на різних етапах кристалізації алюмінієвих сплавів пропонується метод гартівно-мікроструктурного аналізу [21, 22], нерідко званий «стоп-гартуванням» [17], у якому високошвидкісний гарт використано як інструмент фіксації фаз, що утворюються при заданій температурі рідко-твердого стану. В основі методу – аналіз фазових переходів на принципах термодинаміки незворотних процесів, що базуються на уявленнях про локальну рівновагу. Оскільки час встановлення термодинамічної рівноваги пропорційний збільшенню розміру системи, можна вважати, що в мікроскопічних об'єктах рівновага встановлюється значно швидше, ніж у цілому в усій системі. Попри те, що система не знаходиться в рівновазі, в її невеликих локалізованих об'єктах рівновага вже встановилася при певних параметрах: температурі, тиску, хімічному потенціалі атомів компонентів [4]. Тому розроблений спосіб [21], що реалізується

## Взаємодія фаз

з використанням пристрою [22], дозволяє досліджувати процеси формування фаз при кристалізації алюмінієвих сплавів, незалежно від ступеня їх метастабільності.

Суть методу [21] полягає в нагріванні зразка до температур вище температури плавлення, з наступною контрольованою швидкістю охолодження до температур інтервалу кристалізації, визначеного за даними термічного аналізу, ізотермічній витримці в рідко-твердому стані при температурі фазового перетворення і гартуванні зі швидкістю не меншою ніж  $10^3$ – $10^4$  °C/с, з заключним етапом мікроструктурного аналізу отриманих зразків.

Експериментальний пристрій [22] (рис. 1) являє собою горизонтальну електричну піч опору, що складається з циліндричного корпусу 1, теплоізоляційного наповнювача 2, нагрівача 3, робочої камери у вигляді вогнетривкої прохідної труби 4, встановленої співвісно з корпусом 1, кришок 5 і системи вимірювання і управління температурою печі і зразка 6, 7. Порожнина вогнетривкої труби 4 робочої камери з'єднана з навколишнім середовищем вертикальним отвором-шлюзом 9, який проходить униз через теплоізоляційний наповнювач, корпус печі і закривається кришкою 10. У верхній частині вертикальний отвір-шлюз 9 входить у горизонтальний отвір вогнетривкої труби 4, що знаходиться в ізотермічній зоні нагрівання. Під отвором-шлюзом 9 з кришкою співвісно розташований модуль охолодження 12, призначений для забезпечення гарту зі швидкостями, що дозволяють придушувати дифузійні процеси перерозподілу атомів хімічних елементів при охолодженні, в ідеалі – досягти бездифузійної кристалізації.

Згідно [23] в процесі кристалізації дифузія у твердій фазі повністю пригнічується при швидкостях охолодження в діапазоні від градусів за хвилину до сотень градусів у секунду, в рідкій – при швидкостях охолодження не менших  $10^2$ – $10^6$  °C/с, залежно від складу сплаву [23–26]. Однак у всіх випадках ці дані є оціночними, отриманими розрахунковим шляхом [26].

Мета роботи – проведення експериментальних досліджень по встановленню реальних швидкостей охолодження, достатніх для фіксації структури високотемпературного стану при використанні розробленого методу гартівно-мікроструктурного аналізу [21], з демонстрацією його можливостей для дослідження фазових перетворень в алюмінієво-кремнієвих сплавах у процесі кристалізації.

Швидкості охолодження, які реалізуються в модулі охолодження [22] (див. рис.1, позиція 12), заповненого водою, визначали на зразках вагою близько 0,2 г, отриманих з алюмінієвих гранул. Невеликий об'єм зразка та ізотермічна витримка

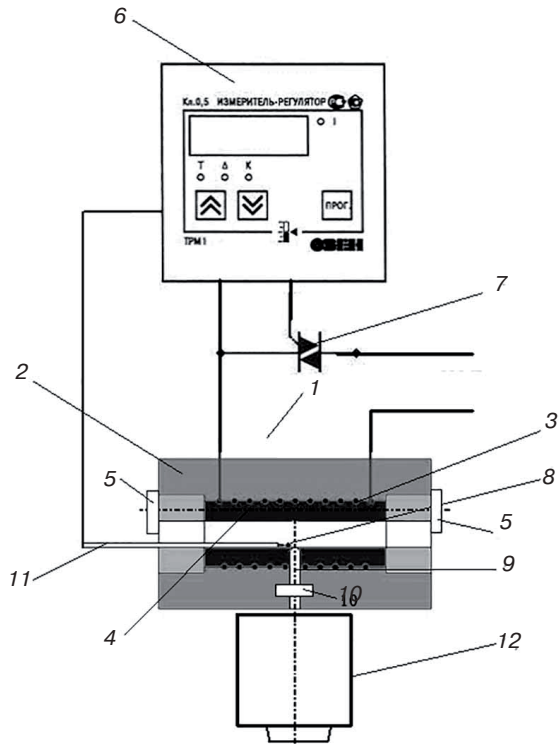


Рис. 1. Схема пристрою для дослідження фазових перетворень і морфології фаз у процесі кристалізації [22]: 1 – корпус горизонтальної електричної печі опору; 2 – теплоізоляційний наповнювач; 3 – нагрівач; 4 – робоча камера електричної печі опору у вигляді вогнетривкої труби; 5 – кришки; 6 – вимірник-регулятор температури; 7 – семістор; 8 – дослідний зразок; 9 – вертикальний отвір-шлюз; 10 – кришка отвору шлюзу; 11 – термопара-штовхальник зразка; 12 – модуль охолодження

## Взаємодія фаз

протягом 3–5 хв. забезпечували рівномірність його нагрівання і відсутність градієнта температур по перетину. Для визначення параметрів тверднення всередину зразка поміщали спай термопари марки хромель-алюмель (ХА). Потім зразок нагрівали в печі до заданої температури, виймали і поміщали у воду, записуючи температурну криву охолодження з частотою 12 вимірювань у секунду.

Зразки з вбудованими термопарами отримували двома способами. По першому з них, гранулу поділяли надвоє, кожну частину розклепували до утворення пластини товщиною приблизно 1,5 мм і згинали вдвічі. Розміщення спаю термопари всередині зразка здійснювали наступним чином: з кінців дроту, які виходять із соломки термопари, шляхом їх скручування формували кільце діаметром 5–6 мм, після чого скрутку зі спаєм, довжина якої складала  $1/2$  радіуса кільця, відгинали, розміщуючи спай в центрі кільця (рис. 2, а). Кільце зі спаєм розміщали між алюмінієвими пластинами і опресовували, після чого зразок розплавляли. Новоутворена крапля, завдяки силам поверхневого натягу і міцності оксидної плівки, утримувалася на спаю термопари. Разом з тим, у ході експериментів з'ясувалося, що описаний спосіб кріплення термопари до зразка недостатньо надійний. У ряді випадків, при перенесенні термопари з печі в ємність з водою, крапля відривалася. Тому в другому способі надійність кріплення збільшували, обплітаючи зразок дротом у вигляді «кошика», прикріпленого до соломки термопари (рис. 2, б).

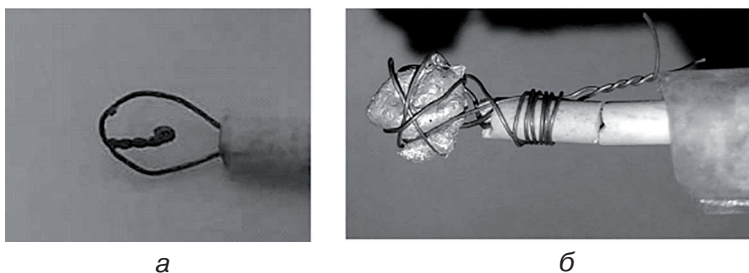


Рис. 2. Способи кріплення досліджуваного зразка в серіях експериментів "а" і "в"

У ході експериментів здійснювали відеозапис з фіксуванням часу вилучення зразка з печі і занурення його у воду. Отриману інформацію зіставляли з даними про час занурення зразка у воду, визначений по положенню високотемпературної точки перегину на залежностях температура–час (рис. 3). Для синхронізації відеоряду із записом температурної кривої охолодження використовували прийом «закорочення термопари», внаслідок чого відбувалося переривання температурної кривої охолодження, з одночасним виключенням світлодіода. Останнє фіксували відеозаписом.

Зразок витримували в печі при температурі 730–740 °С. За показниками відеозапису тривалість його переміщення з печі до занурення у воду становила близько 0,5 с. Протягом цього часу температура зразка знижувалася до 720–700 °С, тобто до занурення в воду він залишався в рідкому стані.

Проведено дві серії експериментів: «а» і «в». У серії «а» використовували термопару ХА з діаметром дроту 0,10 мм, кріплення термопари в зразку здійснювали за першим способом (див. рис. 2, а). У серії «в» діаметр дроту становив 0,25 мм, кріплення зразка – за другим способом (див. рис. 2, б). При розрахунку швидкості охолодження температуру і час занурення зразка у воду визначали по кривій охолодження (див. рис. 3). Оскільки мета методики гартівно-мікроструктурного аналізу – фіксація структури в інтервалі температур тверднення, швидкість охолодження також необхідно визначати в області двофазного стану. Разом з тим, через короткочасність процесу охолодження в експериментах і обмежені технічні можливості реєструючої апаратури, не виключено, що частота, з якою здійснювали заміри температури, є недостатньою.

Зокрема, температура, що відповідає точці перегину на кривій охолодження а0



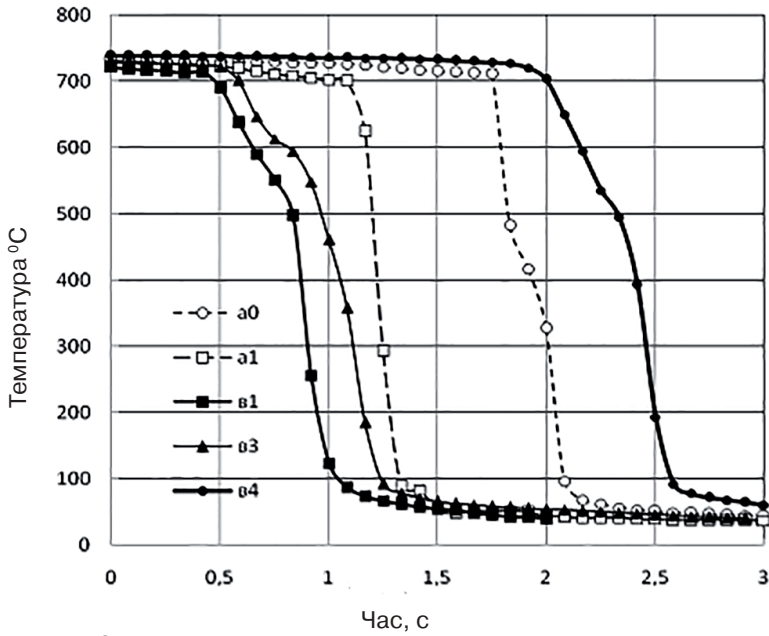


Рис. 3. Температурні криві охолодження зразків експериментальних серій "а" і "в"

(див. рис. 3), відрізняється від температури наступного виміру більше, ніж на 200 градусів. Причому таке падіння температури відбувається за частки секунди. Грунтуючись на даних експериментальних досліджень, доповнених результатами графічних побудов на основі екстраполяції ділянок кривої охолодження з різним кутом нахилу, які описують зміну температури зразка в часі до і після занурення його в воду (рис. 4),

можна припустити наступне. Якщо швидкість охолодження визначена за кривою охолодження, коли за початкову температуру прийнято температуру перегину на кривій температура–час, за кінцеву – температуру наступного виміру, то розрахована швидкість охолодження, ймовірно, є дещо заниженою, а час занурення зразка у воду, встановлений за цією кривою, не відповідає реальному. Мабуть, точка перегину дещо зміщена вправо по вісі часу, як це показано на рис. 4. Оскільки частота кадрів

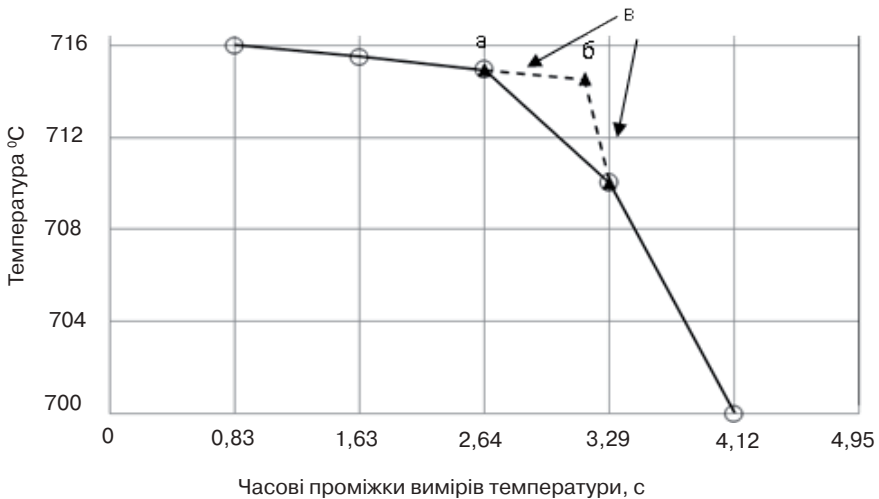


Рис. 4. Схема кривої охолодження зразка: а – точка перегину на експериментальній кривій температура–час; б – момент початку гартування по теоретичній кривій температура–час; в – ділянки теоретичної кривої температура–час

## Взаємодія фаз

відеозйомки становила 13–15 кадрів у секунду, що співрозмірно з частотою виміру температури (12 вимірювань у секунду), відеозйомка не дозволила більш точно, ніж по температурній кривій охолодження, визначити момент занурення зразка у воду. Разом з тим, треба відзначити, що час занурення зразка у воду, визначений за відеозаписом, практично збігається з положенням перегину на уточненій теоретичній залежності температура–час (див. рис. 4, точка б). Тобто, в порівнянні з експериментальною кривою точка перегину зміщена вправо на один інтервал вимірювання температури, що складає 0,83 с.

Чим більше інтервалів часу використано при розрахунку швидкості охолодження, тим меншою є величина можливої похибки. Тому для встановлення швидкості охолодження на завершальному етапі охолодження зразка у воді значення часу і температури визначали за координатами точки перегину в нижній частині температурної кривої охолодження (нижня частина кривих на рис. 3). Для оцінки можливої неточності у встановленні початкового моменту занурення зразка у воду, для кожної кривої проведено додатковий розрахунок, в якому положення високотемпературної точки перегину на кривій температура–час зміщено по вісі часу на один інтервал виміру, тобто на 0,83 секунди. Умови експериментів і отримані дані наведено в табл. 1 і 2.

Таблиця 1

### Умови експерименту

Маркування зразка	Діаметр дроту термопари, мм	Вага зразка, г	Спосіб кріплення термопари в зразку
а0	0,10	0,18	опресовування
а1		0,18	
в1	0,25	0,20	опресовування з обв'язкою дротом
в3		0,21	
в4		0,21	

Аналізуючи отримані результати, можна відзначити, що швидкості охолодження в експериментах серії «а» в два-три рази вищі, ніж в серії «в». Вага використаних зразків, як видно з табл. 1, відрізняється лише на 10 %, а певна різниця в діаметрі термопарного дроту також не могла привести до такого істотного приросту теплоємності зразка. Треба думати, що основною причиною істотних відмінностей в характері кривих охолодження, отриманих у різних серіях експериментів (див. рис. 3), є зміна способу кріплення термопари у зразку.

У серії «а» кут нахилу кривих від моменту початку охолодження зразка у воді до моменту його вилучення з води змінюється незначно. Разом з тим, кут нахилу кривих охолодження зразків серії «в» на початковій ділянці їх охолодження до температури 600–500 °С значно менший, ніж на ділянці подальшого охолодження. Ймовірно, з пониженням температури в експериментах серії «в» відбувається зменшення парової сорочки навколо зразка, яка утримувалася дротовим кріпленням. Це призвело до збільшення тепловідведення і відповідно кута нахилу низькотемпературних ділянок кривих, наближаючи їх до нахилу кривих серії «а» (див. рис. 3). Висловлена гіпотеза також підтверджується даними про різницю у величині швидкості охолодження зразків серії «в» на початковому етапі (табл. 3) і протягом всього періоду охолодження (див. табл. 2).

Треба думати, що зменшення швидкості охолодження «краплі» в серії експериментів може бути пов'язано не тільки з присутністю дротяного каркасу навколо зразка (серія «в»), але і термопари, що знаходиться всередині його (серії «а», «в»). Тому з високим ступенем вірогідності можна стверджувати, що при високошвидкіс-

Швидкості охолодження зразків

Серія і номер зразка	Координати початкової точки температурної кривої охолодження		Координати кінцевої точки температурної кривої охолодження		Число тимчасових інтервалів	Швидкість охолодження, °C / с
	час, с	T, °C	час, с	T, °C		
a0	6,7	710,5	7,1	96,7	4	1842
	6,8*				3	2457**
a1	6,25	700	6,5	88,3	3	2446
	6,3*				2	3669**
в1	4,9	717,4	5,5	123,6	7	1018
	5,0*				6	1188**
в3	5,0	721,8	5,75	92,65	9	839
	5,1*				8	944**
в4	6*	720,2	6,66667	92,14	8,00004	942
	6,1				7,00004	1077**

Примітка: \* – початок відліку часу збільшено на 0,83 с; \*\* – швидкість охолодження розрахована за збільшеним часом початку відліку

Таблиця 3

Швидкості охолодження зразків серії «в» на початковому етапі охолодження у воді

Серія і номер зразка	Координати початкової точки температурної кривої охолодження		Координати кінцевої точки температурної кривої охолодження		Швидкість охолодження, °C / с
	без поправки / з поправкою; час, с	T, °C	час, с	T, °C	без поправки / з поправкою
в1	4,9	717,4	5,3	497,2	529
	5,0				661
в3	5	721,8	5,4	548,9	412
	5,1				514
в4	6	720,2	6,4	494	539
	6,1				672

ному охолодженні зразка з області рідко-твердого стану, на якому базується метод гартівно-мікроструктурного аналізу [21], швидкість його охолодження становить не менше  $(1,8-3,7) \times 10^3$  °C/с (див. табл. 2). Як буде показано далі, це є достатнім для фіксації фазових перетворень і морфології фаз на різних етапах кристалізації алюмінієвих сплавів.

Дослідження проведено на сплаві Al-8%мас.Si-0,7%мас.Fe, склад якого на діаграмі рівноважного стану системи Al-Si-Fe при 0,7%мас.Fe (рис. 5 [3]) позначено пунктирною лінією I. Вивчали особливості фазових перетворень, пов'язаних з утворенням залізовмісних фаз при обробленні розплаву електричним струмом за режимом: густина електричного струму ( $j$ )  $7 \times 10^4$  А/м<sup>2</sup>, частота струму ( $\nu$ ) – 700 Гц.

Мікроструктури вихідного сплаву (рис. 6, а, б) і після оброблення його в рідкому стані електричним струмом (рис. 6, в, г) істотно відрізняються. Основна відмінність полягає в морфології залізовмісних фаз: голкоподібна (пластинчаста) у вихідному

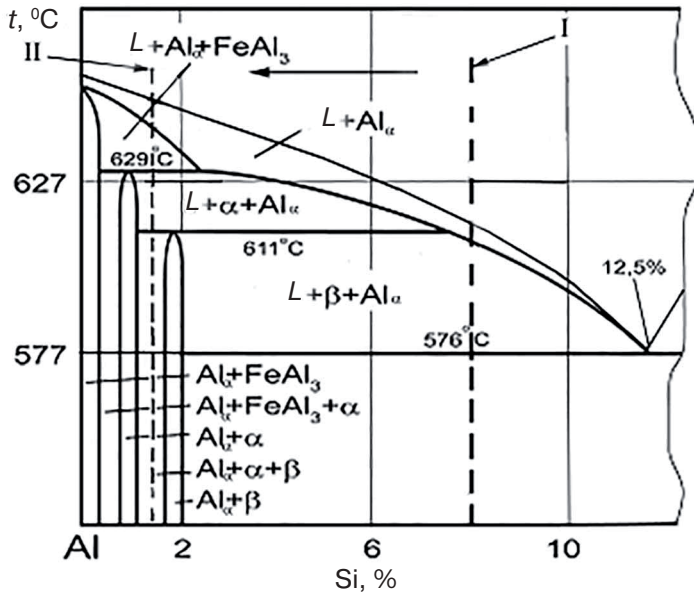


Рис. 5. Розріз діаграми стану системи Al-Si-Fe при 0,7%мас. Fe [3]

стані (див. рис. 6, а, б), переважно розгалужена – після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом (див. рис. 6, в, г). При цьому відрізняються не тільки мікроструктури, але і параметри кристалізації зразків, які визначали методом ДТА (табл. 4).

Етапи та особливості фазових перетворень при кристалізації досліджували на установці, схему якої показано на рис. 1. Зразок масою 0,2 г нагрівали до температури 700 °С і охолоджували зі швидкістю 0,3 °С/с до заданих температур в інтер-

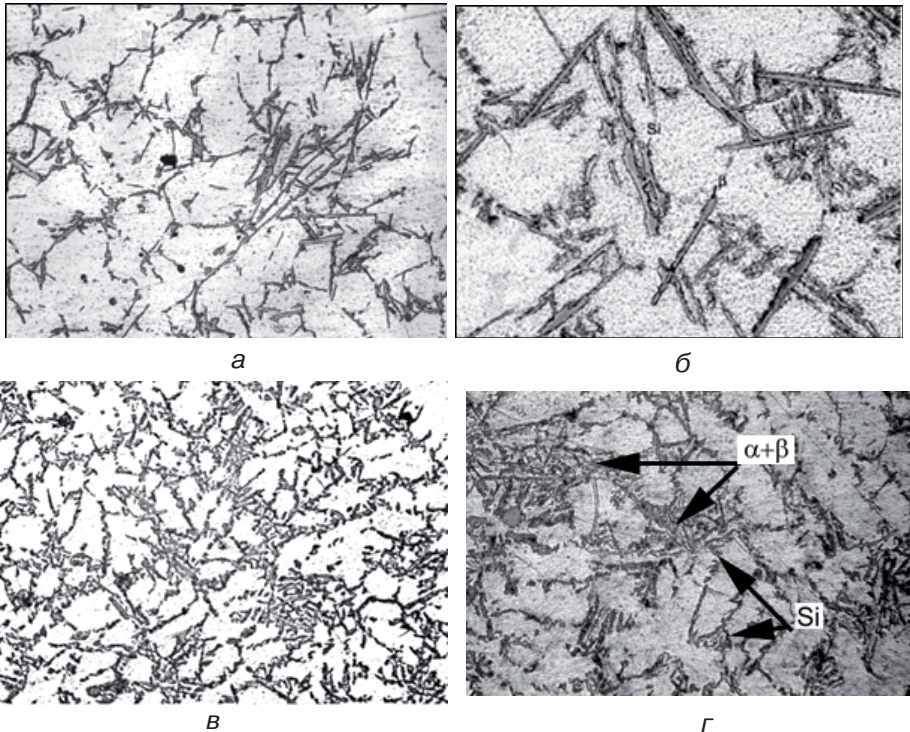


Рис. 6. Структура сплаву Al-8мас.%Si-0,7мас.%Fe у вихідному стані (а, б) і після оброблення розплаву електричним струмом за режимом:  $j = 7 \times 10^4$  А/м<sup>2</sup>,  $\nu = 700$  Гц (в, г); а, в –  $V_{\text{охол}} = 2$  °С/с; б, г –  $V_{\text{охол}} = 0,7$  °С/с; X 200

Таблиця 4

Вплив оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом на параметри кристалізації сплаву Al–8мас.%Si–0,7мас.%Fe

Зразки	Температура ліквідус $T_L, ^\circ\text{C}$	Температура солідус $T_s, ^\circ\text{C}$	Інтервал кристалізації $\Delta T_{Ls}, ^\circ\text{C}$	Повний час кристалізації, с
Вихідний сплав	612	538	74	83,0
Після оброблення розплаву електричним струмом	585	529	56	96,1

валі кристалізації (див. табл. 4). Після витримки при цій температурі протягом 5 хв. зразок через вертикальний отвір-шлюз (9) скидали термопарою-штовхачем (11) з нагрівальної камери в гартівну шахту модуля охолодження (12), заповнену водою, де він, як було експериментально встановлено, охолоджувався зі швидкістю  $(1,8-3,7) \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ . Це забезпечувало фіксацію фаз, які утворилися при заданих температурах в області рідко-твердого стану (рис. 7, 8). При цьому рідина, що залишилася, кристалізується у вигляді тонкодіфференційованої евтектики. При хімічному травленні вона забарвлюється в темний колір і легко відрізняється від зростаючих в даний момент фаз. На фотографіях мікроструктур (див. рис. 7, 8) ця псевдорідина позначена символом  $L$ . Висновки про характер фазових перетворень на різних етапах кристалізації базуються на результатах мікроструктурних досліджень зразків, отриманих високошвидкісним охолодженням з рідинно-твердого стану, доповнених даними мікрорентгеноспектрального і рентгеноструктурного аналізу.

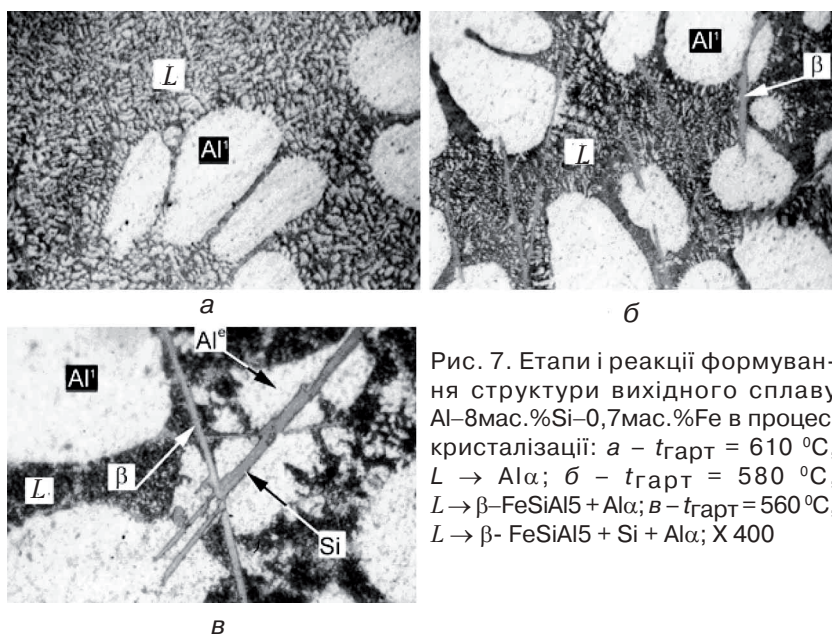


Рис. 7. Етапи і реакції формування структури вихідного сплаву Al–8мас.%Si–0,7мас.%Fe в процесі кристалізації:  $a - t_{\text{гарт}} = 610 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $L \rightarrow \text{Al}\alpha$ ;  $б - t_{\text{гарт}} = 580 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $L \rightarrow \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Al}\alpha$ ;  $в - t_{\text{гарт}} = 560 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $L \rightarrow \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Si} + \text{Al}\alpha$ ; X 400

Відповідно до рівноважної діаграми стану в процесі кристалізації сплаву Al–8%мас.Si–0,7%мас.Fe здійснюються такі фазові перетворення: 1.  $L \rightarrow \text{Al}\alpha$ ; 2.  $L \rightarrow \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Al}\alpha$ ; 3.  $L \rightarrow \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Si} + \text{Al}\alpha$  (див. рис. 5, пунктирна лінія  $I$ ). Це збігається з результатами гартівно-мікроструктурного аналізу вихідного сплаву (див. рис. 7).

За даними термічного аналізу (див. табл. 4) переохолодження сплаву після обробки його в рідкому стані електричним струмом становить  $27 \text{ }^\circ\text{C}$ . При цьому на  $18 \text{ }^\circ\text{C}$  зменшується інтервал кристалізації при збільшенні повного часу кристалізації на

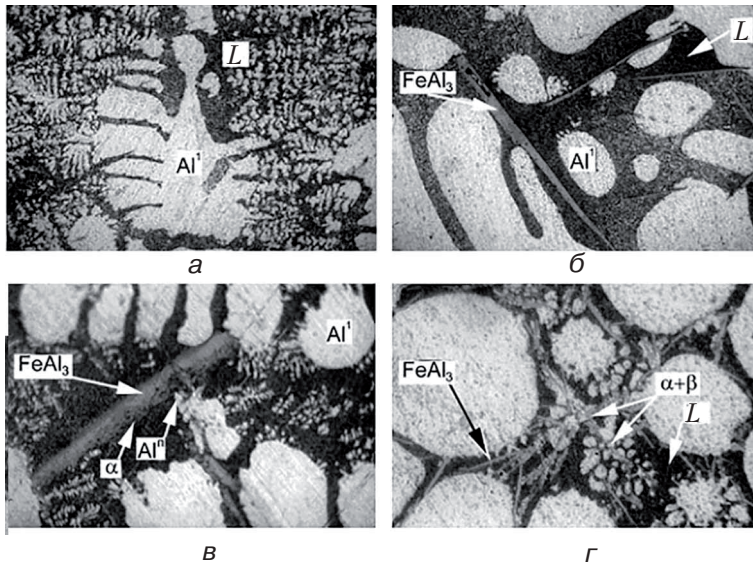


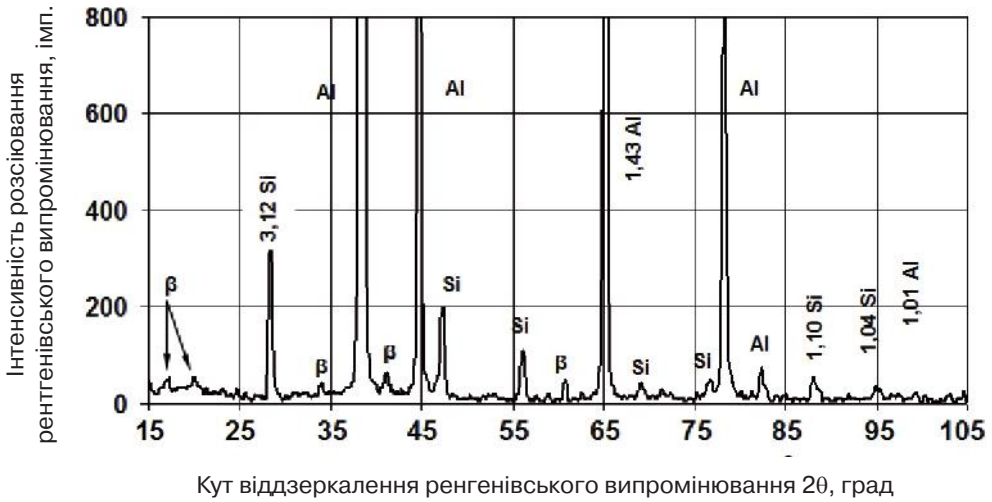
Рис.8. Етапи і реакції формування структури сплаву Al–8%мас.Si–0,7%мас.Fe при кристалізації після оброблення розплаву електричним струмом ( $j = 7 \times 10^4 \text{ A/m}^2$ ,  $\nu = 700 \text{ Гц}$ ): а –  $t_{\text{гарт}} = 581 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $L \rightarrow \text{Al}\alpha$ ; б –  $t_{\text{гарт}} = 554 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $L \rightarrow \text{FeAl}_3 + \text{Al}\alpha$ ; в –  $t_{\text{гарт}} = 545 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $L + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8 + \text{Al}\alpha$ ; г –  $t_{\text{гарт}} = 535 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $L + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8 + \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Al}\alpha$ ; X 400

13,1 с. Змінюються фазовий склад (рис. 9, табл. 5) і морфологія залізовмісних інтерметалідів (див. рис. 6).

Дифрактограми вихідного (див. рис. 9, а) і обробленого в рідкому стані електричним струмом (див. рис. 9, б, в) сплавів свідчать про присутність фази  $\beta\text{-FeSiAl}_5$  ( $\beta$ ) у всіх зразках (див. рис. 9, табл. 5). Однак морфологія цієї фази різна: голкоподібна (пластинчаста) у вихідному сплаві (див. рис. 6, а, б) і розгалужена (див. рис. 6, в, г) – після оброблення розплаву однополярним імпульсним електричним струмом густиною  $7 \times 10^4 \text{ A/m}^2$  і частотою 700 Гц, що свідчить про різні механізми її утворення.

Дослідження сплаву, обробленого в рідкому стані електричним струмом, показали суттєві зміни в характері фазових перетворень при кристалізації (див. рис. 8). На першому етапі виділяються первинні кристали твердого розчину алюмінію по реакції:  $L \rightarrow \text{Al}\alpha$  (рис. 8, а). На другому етапі його кристалізації, на відміну від діаграми рівноважного стану і даних, отриманих на вихідному сплаві, фаза  $\beta\text{-FeSiAl}_5$  не утворюється, а має місце евтектична реакція:  $L \rightarrow \text{FeAl}_3 + \text{Al}\alpha$  (рис. 8, б). На наступних етапах кристалізації фаза  $\text{FeAl}_3$  вступає в реакцію з розплавом з утворенням більш складних евтектик. На рис. 8, в зафіксовано початок розчинення фази  $\text{FeAl}_3$  в розплаві по перитектико-евтектичній реакції:  $L + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8 + \text{Al}\alpha$ . Ця і наступні реакції:  $L + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8 + \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Al}\alpha$  (див. рис. 8, г) і  $L + \text{FeAl}_3 \rightarrow \alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8 + \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Si} + \text{Al}\alpha$  здійснюються в інтервалі часу. Це добре видно на рис. 8, г, де в процесі формування евтектики  $\alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8 + \beta\text{-FeSiAl}_5 + \text{Al}\alpha$  по перитектико-евтектичній реакції зафіксовано нерозчинені остови фази  $\text{FeAl}_3$ . Саме незавершеністю перитектико-евтектичної реакції пояснюється присутність відображень від фази  $\text{FeAl}_3$  на дифрактограмі сплаву, обробленого в рідкому стані електричним струмом і охолодженого зі швидкістю  $2 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (див. рис. 9, б). Особливістю фази  $\beta\text{-FeSiAl}_5$ , яка утворюється за перитектико-евтектичною реакцією в сплаві, обробленому в рідкому стані електричним струмом, є зміна морфології її кристалів з голкоподібної на розгалужену, подібну фазі  $\alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8$ . Про можливості формування розгалужених кристалів фази  $\beta\text{-FeSiAl}_5$  відзначено і в монографії [3], але не вказано, за яких умов це реалізується.

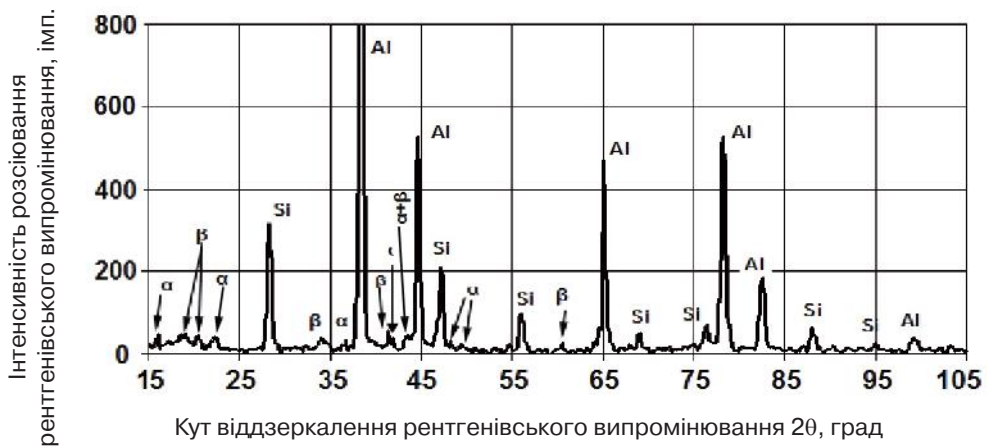
## Взаємодія фаз



а



б



в

Рис. 9. Дифрактограми сплаву Al – 8 мас. Si – 0,7 мас. Fe, отримані в Cu – K $\alpha$  випромінюванні: а – вихідний сплав,  $V_{\text{охол}} = 2 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; б, в – після оброблення розплаву електричним струмом; б –  $V_{\text{охол}} = 2 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; в –  $V_{\text{охол}} = 0,7 \text{ }^\circ\text{C/c}$

Таблиця 5

**Вплив обробки розплаву однополярним імпульсним електричним струмом на фазовий склад сплаву Al–8мас.%Si–0,7мас.%Fe**

Зразки	+Фазовий склад				
	Ala	Si	$\beta$ -FeSiAl <sub>5</sub> ( $\beta$ )	FeAl <sub>3</sub>	$\alpha$ -Fe <sub>2</sub> SiAl <sub>8</sub> ( $\alpha$ )
Вихідний сплав	+	+	+	–	–
Після оброблення розплаву електричним струмом, $V_{\text{охол}} = 2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$	+	+	+	+	+
Після оброблення розплаву електричним струмом $V_{\text{охол}} = 7 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$	+	+	+	–	+

\* Примітка: наявність фази в сплаві «+», відсутність фази «–»

Отже, в сплаві Al–8%мас.Si–0,7%мас.Fe за нерівноважних умов кристалізації, обумовлених обробленням розплаву електричним струмом, формуються фази FeAl<sub>3</sub> (36% Fe) і  $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>SiAl<sub>8</sub> (33 % Fe) з більш високим вмістом заліза в порівнянні з інтерметалідом  $\beta$ -FeSiAl<sub>5</sub> (25 % Fe) [3]. У рівноважному стані утворення таких інтерметалідів характерно для доєвтектичного алюмінієво-кремнієвого сплаву зі значно меншою концентрацією кремнію (пунктирна лінія II на діаграмі). Тобто, спостерігається явище, аналогічне перенесенню фігуративної точки, що визначає склад сплаву на діаграмі рівноважного стану, з положення I в положення II (див. рис. 5), що рівнозначно переміщенню евтектичної точки на діаграмі рівноважного стану в область більш високих концентрацій кремнію.

Таким чином, запропонований метод гартівно-мікроструктурного аналізу [21] дозволяє досліджувати характер фазових перетворень, морфологію фаз на етапах кристалізації алюмінієвих сплавів і відображає реальну послідовність процесу тверднення незалежно від ступеня метастабільності системи, у тому числі при фізичних діях на розплав. Ефективність методу «стоп-гартування» забезпечується реалізацією досить високих швидкостей охолодження, які за експериментально встановленими в роботі даними знаходяться в інтервалі  $(1,8\text{--}3,7) \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{c}$ , що пригнічує або значимо обмежує дифузійний перерозподіл елементів у процесі охолодження.

### Список літератури

1. Физическое материаловедение: в 3-х томах, 3-е изд., переработанное и дополненное /под ред. Р.У. Кана, П.Т. Хаазена, том 2: *Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами*: пер. с англ. Москва: Металлургия, 1987. 624 с.
2. Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А. *Металлография цветных металлов и сплавов*. М.: Металлургия, 1960. 372 с.
3. Мондольфо Л. Ф. *Структура и свойства алюминиевых сплавов*: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1979. 640 с.
4. Мазур В. И., Мазур А. В. *Введение в теорию сплавов*. Днепропетровск: Лири ЛТД, 2009. 264 с.
5. Егунов В. П. *Введение в термический анализ*: Монография. Самара, 1966. 270 с.
6. Мазур В. И., Таран Ю. Н. *Фазовые равновесия и фазовые превращения*. Киев: УМК ВО, 1988. 88 с.
7. Кuo К. *Metallography of Delta-Ferrite; Part I. Journal of Iron and Steel Institute*. 1954. V. 176. P. 433–441.
8. Brandis H., Walking K. *Einfluss liner Legierungsänderung beim Stahls 6-5-2 (Mo 20) and Seinen Erstarrungs und Aufschmelz veranf. DEW-Teckische Berichte*. 1971. Bd 11. h. 3. P. 139–146.
9. Mc. Laughlin J, Kraft R., Goldstein J. *Characterization of the siligi fication structures within the Dendritic Core of M2 High Speed Steel. Metallurgical Transactions*. 1977. V. 8A. № 11. h. 3. P. 137–145.



10. Мазур В. И., Пригунова А. Г., Таран Ю. Н. Модели расплавов в системе Al-Si по результатам структурного анализа продуктов закалки из жидкого состояния. *Физика металлов и металловедение*. 1980. Т. 50. Вып. 1. С. 123–129.
11. Baricco M., Palumbo M., Baldisin D., Bosco E., Battezzati L. Metastable phases and phase diagrams. *La metallurgia italiana*. 2004. № 11–12. P. 1–8.
12. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия, 1982. 168 с.
13. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. М.: Металлургия, 1987.
14. Глезер А. М., Шурыгина Н. А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. 452 с.
15. Demello J. D. B., Durand-Charul M, Hamar - Thibanet S. Solidification and Solid State Transformation during Cooling of Chromium–Molybdenum White Cast Iron. *Metallurgical Transactions*. 1983. V. 14A. № 9. P. 1793–1801.
16. Jacson R.S. The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable system. *Journal of the Iron and steel Institute*. 1954. V. 176. P. 433–441.
17. Калинушкин Е. П., Василёв Э. Я. Применение метода закалки из полужидкого состояния для изучения процесса кристаллизации быстрорежущих сталей / В кн.: Тез. докл. Всес. конф. «Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа». Днепропетровск: ДМетИ. 1982. С. 193–198.
18. Галахов Ф. Я. Высокотемпературная микрочасть для изучения гетерогенных равновесий в системах тугоплавких оксидов / В кн.: Современные методы исследования силикатов и строительных материалов. М.: Госстройиздат, 1961. 178 с.
19. Калинушкин Е. П., Аршава Е. В., Якушев О. С. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации порошковых быстрорежущих сталей на формирование их первичной структуры. *МИТОМ*. 1987. № 9. С. 13–17.
20. Ульшин В. И., Ульшин С. В. Структурно-кинетическая диаграмма кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5, учитывающая возможность развития бездиффузионных превращений. *Вісник УМТ*. 2014. № 1 (7). С. 68–80.
21. Пригунова А. Г., Шеневидько Л. К., Шейгам В. Ю., Пригунов С. В., Кошелев М. В. Спосіб дослідження фазових перетворень і морфології фаз у процесі кристалізації / Патент на корисну модель № 136173, Україна, МПК G01N25/14, Заявлено 11.02.2019 р.; Опубл. 2.08.2019 р.; Бюл. № 5.
22. Пригунова А. Г., Шеневидько Л. К., Шейгам В. Ю., Пригунов С. В., Кошелев М. В., Недужий А. М. Пристрій для дослідження фазових перетворень і морфології фаз у процесі кристалізації / Патент на корисну модель № 136170, Україна, МПК G01N 25/00; G01N25/14, Заявлено 11.02.2019 р.; Опубл. 12.08.2019 р.; Бюл. № 5.
23. Елагин В. И. О прогнозировании метастабильных диаграмм состояния / В кн.: Металловедение легких сплавов, 1985. М.: ВИЛС. С 5–12.
24. Пригунова А. Г. Механизм нейтрализации вредного влияния железа в силуминах микродобавками марганца и хрома. *Металлофизика и новейшие технологии*. 1998. Т. 20. № 12. С. 25–32.
25. Бондарев Б. И., Шмаков Ю. В., Арбузова Л. А., Зенинина М. В., Тарарышкин В. И. Перспективы развития и применения гранулируемых алюминиевых сплавов / В кн.: Обработка легких и специальных сплавов. М.: ВИЛС, 1996, 459с.
26. Скуратов А. П., Пьяных А. А. Теплообмен при гранулировании свинецсодержащих алюминиевых сплавов в водной среде. *Теплофизика и аэромеханика*. 2012. Т. 19. № 2. С. 155–162.

Надійшла 15.06.2020

## References

1. Physical materials science: in 3 volumes, 3rd ed., Revised and supplemented / ed. R. U. Kahn, P. T. Haazen, vol. 2: *Phase transformations in metals and alloys and alloys with special physical properties: trans. from English*. Moscow: Metallurgy, 1987. 624 p. [in Russian]
2. Maltsev M. V., Barsukova T. A., Borin F. A. (1960) Metallography of non-ferrous metals and alloys. Moscow: Metallurgy, 372 p. [in Russian]
3. Mondolfo L. F. (1979) Structure and properties of aluminum alloys: Per. from English. Moscow: Metallurgy, 640 p. [in Russian]
4. Mazur V. I., Mazur A. V. (2009) Introduction to the theory of alloys. Dnepropetrovsk: Lira LTD, 264 p. [in Russian]
5. Egunov V. P. (1966) Introduction to thermal analysis: Monograph. Samara, 270 p. [in Russian]

6. Mazur V. I., Taran Yu. N. (1988) Phase equilibria and phase transformations. Kiev: UMK VO, 88 p. [in Russian]
7. Kuo K. (1954) Metallography of Delta-Ferrite; Part I. *Journal of Iron and Steel Institute*. Vol. 176. P. 433–441. [in English]
8. Brandis H., Walking K. Einfluss liner Legierungsa nderungb beim Stahls 6-5-2 (Mo 20) and Seinen. Erstarrungs und Aufschmelz verfanf. DEW-Teckiske Berichte. 1971. Bd 11. h. 3. P. 139–146.
9. Mc. Laughlin J, Kraft R., Goldstein J. (1977) Characterization of the siligi fication structures within the Dendritic Core of M2 High Speed Steel. *Metallurgical Transactions*. V. 8A. № 11. h. 3. P. 137–145. [in English]
10. Mazur V. I., Prigunova A. G., Taran Yu. N. (1980) Models of melts in the Al-Si system based on the results of structural analysis of quenching products from a liquid state. *Physics of metals and metal science*, vol. 50, issue. 1, pp. 123–129. [in Russian]
11. Baricco M., Palumbo M., Baldissin D., Bosco E., Battezzati L. (2004) Metastable phases and phase diagrams. *La metallurgia italiana*. № 11–12. P. 1–8.
12. Miroshnichenko I. S. (1982) Tempering from a liquid state. Moscow: Metallurgy, 168 p. [in Russian]
13. Suzuki K., Fujimori H., Hashimoto K. (1987) Amorphous metals. Moscow: Metallurgy. [in Russian]
14. Glezer A. M., Shurygina N. A. (2013) Amorphno-nanocrystalline alloys. Moscow: FIZMATLIT, 452 p. [in Russian]
15. Demello J. D. B., Durand-Charul M, Hamar - Thibanet S. (1983) Solidification and Solid State Transformation during Cooling of Chromium–Molybdenum White Cast Iron. *Metallurgical Transactions*. V. 14A. № 9. P. 1793–1801.
16. Jacson R.S. (1954) The Austenite Liquidus Surface and Constitutional Diagram for the Fe-Cr-C Metastable system. *Journal of the Iron and steel Institute*. V. 176. P. 433–441. [in English]
17. Kalinushkin E. P., Vasilev E. Ya. (1982) Application of the hardening method from a semi-liquid state to study the crystallization process of high-speed steels / In the book: Abstracts. report Vses. conf. "Regularities of the formation of the structure of eutectic type alloys." Dnepropetrovsk: DMetl. P. 193–198. [in Russian]
18. Galakhov F. Ya. (1961) High-temperature microfurnace for studying heterogeneous equilibria in systems of refractory oxides / In the book: Modern methods of research of selicates and building materials. Moscow: Gosstroyzdat, 178 p. [in Russian]
19. Kalinushkin E. P., Arshava E. V., Yakushev O. S. (1987) Influence of the cooling rate during crystallization of powder high-speed steels on the formation of their primary structure. *MITOM*, no. 9, pp. 13–17. [in Russian]
20. Ulshin V. I., Ulshin S. V. (2014) Structural-kinetic diagram of crystallization of high-speed steel R6M5, taking into account the possibility of development of diffusion-free transformations. *Visnik UMT*, no. 1 (7), pp. 68–80. [in Russian]
21. Prygunova A. G., Shenevidko L. K., Sheigam V. Yu., Prygunov S. V., Koshelev M. V. A method for studying phase transformations and morphology of phases in the crystallization process Patent for utility model № 136173, Ukraine , IPC GO1N25 / 14, Claimed February 11, 2019; Publ. 12.08.2019; Bull. № 5. [in Ukrainian]
22. Prygunova A. G., Shenevidko L. K., Sheigam V. Y., Prygunov S. V., Koshelev M. V., Neduzhiy A. M. Device for the study of phase transformations and phase morphology in the crystallization process / Patent for utility model № 136170, Ukraine, IPC GO1N 25/00; GO1N25 / 14, Claimed 11.02.2019; Publ. 12.08.2019; Bull. № 5. [in Ukrainian]
23. Elagin V. I. (1985) About predicting metastable state diagrams / In the book: Metal science of light alloys. M. : VILS. From 5-12. [in Russian]
24. Prigunova A. G. (1998) The mechanism of neutralizing the harmful effects of iron in silumin with microadditives of manganese and chromium. *Metal physics and the latest technologies*. Vol. 20. No. 12. P. 25–32. [in Russian]
25. Bondarev B. I., Shmakov Yu. V., Arbuzova L. A., Zeninia M. V., Tararyshkin V. I. (1996) Prospects for the development and application of granulated aluminum alloys / In the book: Processing of light and special alloys. M. : VILS, 459p. [in Russian]
26. Skuratov A. P., Pyanykh A. A. (2012) Heat exchange during granulation of lead-containing aluminum alloys in an aqueous medium. *Thermal physics and aeromechanics*. Vol. 19. No. 2. P. 155–162. [in Russian]

Received 15.06.2020

**A. G. Prigunova**, Dr. Sci. (Engin), e-mail: adel\_nayka@ukr.net

**V. I. Bielik**, PhD (Engin), Senior Research Scientist, e-mail: belikvi@ukr.net

**L. K. Shenevidko**, Research Scientist, e-mail: onml@ukr.net

**M. V. Kosheliev**, Research Scientist, e-mail: silica-lum@ukr.net

Physico-technological institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

### **INVESTIGATION OF PHASE TRANSFORMATIONS DURING CRYSTALLIZATION OF ALUMINUM ALLOYS BY HARDENING-MICROSTRUCTURAL ANALYSIS**

*The study of the mechanism of phase transformations during the formation of the structure of metals and alloys is a promising direction for improving the known and developing new materials. This makes it necessary to expand the methodological and experimental capabilities of their research. Widely used methods of metallographic analysis provide information on the structural features of alloys. At the same time, to determine the mechanism of phase formation by the microstructure of fully hardened samples is very problematic. The main tools for analyzing and predicting the structure when the temperature and composition of the alloys change are phase equilibrium diagrams. However, they cannot be applicable to the description of the kinetics of phase transitions. The work considers the methodological features of the developed quenching-microstructural analysis method, which allows one to study the stages and nature of phase transformations during crystallization, regardless of the degree of system metastability. It is based on high-speed hardening from phase transition temperatures determined by the DTA method. For the first time it was experimentally established that cooling rates corresponding to  $(1.8 - 3.7) \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C/s}$ , which are realized using the "stop-hardening" method, suppress or significantly limit the diffusion redistribution of elements during cooling. This allows you to effectively use the proposed analysis method to study the features of phase transformations during crystallization due to changes in the chemical composition, the influence of various external factors, in particular, the processing of the melt by electric current.*

**Keywords:** aluminum-silicon alloys, crystallization, phase transformations, quenching, cooling rate.

---

# КРИСТАЛІЗАЦІЯ ТА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СПЛАВІВ

УДК 669.715'28: 66.046.516

**М. М. Ворон**, канд. техн. наук, ст. наук. співр.,

e-mail: mihail.voron@gmail.com

**М. А. Фон Прусс**, аспірант, e-mail: m.fonpruss@gmail.com

Фізико–технологічний інститут металів та сплавів НАН України, (Київ, Україна)

## ВПЛИВ МОЛІБДЕНУ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ $AlSi9Cu3$

*Робота присвячена дослідженню впливу молібдену на структурні характеристики ливарного алюмінієвого сплаву  $AlSi9Cu3$  (AK8M3). Серед великої кількості модифікаторів та мікролегуючих добавок, які використовуються для покращення структурно-фазових характеристик та механічних властивостей, впливу молібдену приділено недостатньо уваги. В роботі було проаналізовано відомі дані позитивного впливу молібдену на структуру та властивості деяких ливарних алюмінієвих сплавів. Встановлено, що дослідження стосувалися в основному будови виливків та їх якості, а також – механічних властивостей при підвищених температурах. Виходячи з цього, метою роботи було дослідити структурно-фазовий стан сплаву  $AlSi9Cu3$  після легування молібденом. В якості модифікатора використовували лігатуру власного приготування з вмістом молібдену 3,65 %мас. Порівнювали вихідний сплав та модифікований. Модифікований молібденом розплав заливали в підігріту графітову форму та охолоджену мідну, щоб дослідити ефективність модифікатора при різних швидкостях охолодження та кристалізації розплаву. В ході досліджень виявлено, що модифікований сплав, порівняно з вихідним, залитий в графітову форму, має більш крупнозернисту будову та залізовмісні фази більших розмірів. При цьому, евтектика такого зразку розподілена більш рівномірно та містить більше складової  $Al_2Cu$  і молібдену. Швидка кристалізація модифікованого розплаву призвела до появи молібдену в складі твердого розчину на основі алюмінію та більш ефективному подрібненню залізовмісних фаз. Таким чином, встановлено, що модифікування силумінів системи  $Al-Si-Cu$  молібденом впливає більшим чином на зміну хімічного складу, форму та розміри окремих фаз та структурних складових та не має яскраво вираженої зародкоутворюючої дії.*

**Ключові слова:** модифікування, силуміни,  $AlSi9Cu3$ , молібден, структура.

Основними конструкційними матеріалами в сучасному світі були і залишаються залізовуглецеві, титанові та алюмінієві сплави. В умовах інноваційного розвитку промисловості існують певні економічні передумови та екологічні проблеми, що впливають на скорочення динаміки виробництва сталі та чавуну. Натомість, у виробництві алюмінієвих сплавів передбачається інтенсивний підйом. За останні двадцять п'ять років виробництво алюмінієвих сплавів помітно збільшилося, а споживання алюмінієвих сплавів загалом, останні роки, зростає більше, ніж

споживання інших металів та сплавів [1]. Такі умови сприяють як інтенсивному розвитку вже існуючих сплавів і технологій їх одержання, так і розробці нових способів підвищення якості металу разом з покращенням експлуатаційних характеристик.

Алюміній та сплави на його основі володіють комплексом фізичних та механічних властивостей, які обумовлюють можливість їх широкого використання ледь не в усіх галузях промисловості. Ці матеріали широко застосовуються в авіації, машинобудуванні, судно- та приладобудуванні, космічній, енергетичній та харчовій промисловості, а також в багатьох побутових сферах. Одночасне поєднання низької густини, високої питомої міцності, корозійної стійкості, технологічності та можливості ефективного багаторазового рециклінгу, обумовлює значний економічний інтерес розробки нових алюмінієвих сплавів та покращення властивостей вже існуючих [2, 3].

Ливарні алюмінієві сплави складають суттєву частку загального об'єму алюмінієвої продукції. Одержання деталей та виробів з таких сплавів є простим та дешевим, проте більшість з них має невисокий рівень механічних властивостей. Підвищення міцності та пластичності ливарних алюмінієвих сплавів можливе одним з класичних для таких випадків методів – модифікуванням [4].

Одним з потенційно ефективних та водночас маловивчених модифікаторів для алюмінієвих сплавів є молібден. Відомо, що він здатен знижувати пористість виливків, зменшувати шкідливий вплив заліза та підвищувати механічні властивості деяких сплавів при високих температурах [4–6]. Так, наприклад, в роботі [7] повідомляється про утворення в сплавах системи Al–Si–Cu–Mg стабільних молібденовмісних дисперсоїдів, які є стабільними до температур вище 300 °C. В роботі [8] описано позитивний ефект від одночасного модифікування Al–Si–Cu сплаву A319.0 (AK5M<sub>2</sub>) молібденом та марганцем, що призвело до помітного підвищення міцності на 19 % при температурі 300 °C.

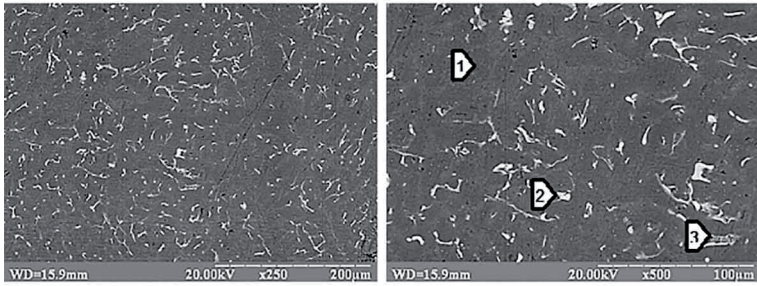
Легко помітити, що застосування молібдену частіше має відношення для сплавів, які застосовуються в автомобілебудуванні для виготовлення деталей двигунів. Іншою тенденцією небагато чисельних досліджень цього напрямку є поверхневий аналіз вихідного литого стану. Виходячи з цього, дослідження впливу молібдену на структурні параметри сплавів системи Al–Si–Cu є актуальним питанням.

На прикладі широкоживаного комерційного сплаву AlSi9Cu3 (AK8M3) було вивчено вплив додавання молібдену на структуру литого металу при різних швидкостях кристалізації. Базовий сплав хімічного складу Al–10Si–4,1Cu–0,6Fe–0,15Mn виплавлено в лабораторній шахтній печі опору в керамічному тиглі. Вихідними матеріалами слугували відходи сплаву AK12M2, чиста мідь марки M1 та алюміній марки A95. Для модифікування використовували лігатуру власного виробництва на основі алюмінію з вмістом молібдену 3,65 %мас. Вміст молібдену в сплаві після модифікування складав 0,17 %мас. Зразки базового та модифікованого сплавів заливали в підігріту циліндричну графітову форму для забезпечення повільної кристалізації зі швидкістю охолодження розплаву ~ 10 °C/с. Інший зразок модифікованого сплаву було залито в масивний мідний кокіль, що забезпечило швидку кристалізацію зі швидкістю охолодження розплаву ~ 250 °C.

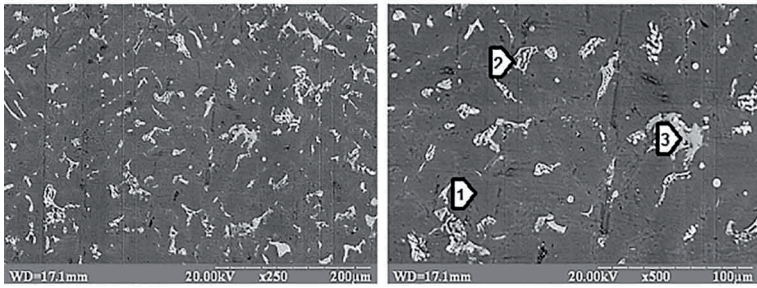
Результати дослідження мікроструктури отриманих зразків та їх порівняння показано на рисунку. В таблиці, відповідно до мікроструктур, наведено хімічний склад деяких основних структурних складових.

Аналіз мікроструктур показує, що базовий сплав AlSi9Cu3 в литому стані та при повільному охолодженні розплаву у формі має більш дрібнозернисту будову, порівняно з модифікованим аналогом. При цьому, для не модифікованого зразка характерним є дещо нерівномірний розподіл евтектичної складової Al–Cu, що видно з розташування світлих ділянок, яким відповідають елементи з більшою атомною масою.

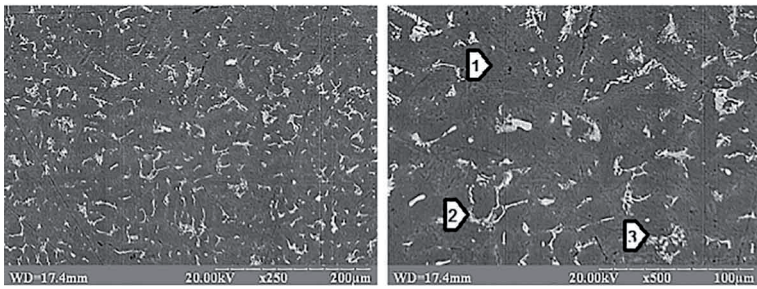
Будова модифікованого зразка відрізняється не лише більшими розмірами гілок дендритів твердого розчину на основі алюмінію, але й більш масивними евтектичними зонами, збагаченими міддю. Також спостерігається укрупнення залізовмісних фаз типу Al<sub>5</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> після додавання молібдену.



а



б



в

Мікроструктура зразків базового сплаву (а) та модифікованого (б) при повільній кристалізації  $\sim 10$  °C/с та модифікованого сплаву при швидкій кристалізації  $\sim 250$  °C/с (в)

### Хімічний склад структурних складових одержаних зразків

Точка		Хімічний склад, %мас.						
		Al	Si	Cu	Fe	Ni	Mn	Mo
а	1	97,46	0,81	1,12	0,61	–	–	–
	2	11,47	0,26	87,76	0,51	0,8	–	–
	3	28,92	12,25	9,08	43,91	–	5,84	–
б	1	98,1	0,2	1,1	0,11	–	0,39	–
	2	14,99	0,4	82,8	0,35	1,1	0,1	0,26
	3	31,2	9,21	12,34	40,56	–	5,22	1,62
в	1	96,06	1,44	1,42	–	–	0,28	0,8
	2	16,94	1,05	81,51	0,35	–	–	0,15
	3	30	5,18	15,64	38,36	0,5	8,15	2,08

Очікувалося, що частинки  $Al_{12}Mo$ , які виявлено в модифікованих зразках методом рентгеноспектрального аналізу, слугуватимуть зародками кристалізації та спричинять подрібнення зерен твердого розчину на основі алюмінію. Натомість, як видно з таблиці, молібден знаходиться в складі залізовмісних включень та в евтектичних компонентах з високим вмістом міді, а в твердому розчині на основі алюмінію його не помітно.

Швидка кристалізація модифікованого розплаву показала наявність молібдену у складі твердого розчину на основі алюмінію в значній кількості, значно вищій за перитектичну концентрацію (0,25 %мас.). При цьому, вміст молібдену в евтектичних ділянках зменшився, порівняно з умовами більш повільного охолодження розплаву. Модифікування залізовмісних фаз також можна назвати більш ефективним, про що свідчить їх помітно дрібніший, порівняно з попередніми зразками, розмір та більший вміст молібдену в складі самої фази.

Таким чином, встановлено, що модифікування силумінів системи Al–Si–Cu молібденом впливає більшим чином на зміну хімічного складу, форму та розміри окремих фаз та структурних складових та не має ярко вираженої зародкоутворюючої дії.

### Список літератури

1. International Aluminium Institute. URL: <http://www.world-aluminium.org>.
2. Белов Н. А., Аксенов А.А. *Металловедение цветных металлов. Алюминиевые, магниевые и титановые сплавы: учеб пособие для студ. высш. уч. завед.* – М.: МИСиС, 2005. – 149с.
3. 2019 Recycling Industry Yearbook. Institute of Scrap Recycling Industries. USA. 2019. 80 p.
4. Золотаревский В.С., Белов Н.А., *Металловедение литейных алюминиевых сплавов.* – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.
5. Hurtalova L., Tillova E., Chalupova M. 2013. The Structure Analysis of Secondary (Recycled) AlSi9Cu3 Cast Alloy with and without Heat Treatment. *Engineering Transactions*, vol. 61, 3, pp. 197-213.
6. Morri A., Cescini L., Messieri S., Cerri E., Toschi S. 2018, Mo Addition to the A354 (Al–Si–Cu–Mg) Casting Alloy: Effects on Microstructure and Mechanical Properties at Room and High Temperature. *Metls. Vol 8.*, 393, pp. 1-18.
7. Farkoosh, A.R.; Chen, X.G.; Pegguleryuz, M. Dispersoid strengthening of a high temperature Al–Si–Cu–Mg alloy via Mo addition. *Mater. Sci. Eng. A* 2015, 620, 181–189.
8. Jin L., Liu K., Chen G. Evolution of dispersoids and their effects on elevated-temperature strength and creep resistance in Al-Si-Cu 319 cast alloys with Mn and Mo additions. 2020. *Materials science and engineering: A*, vol. 770, 138554

Надійшла 21.08.2020

### References

1. International Aluminium Institute. URL: <http://www.world-aluminium.org>.
2. Belov N.A., Aksionov A.A. (2005) *Metalscience of non-ferrous metals. Aluminum, magnesium and titanium alloys: "MISiS"*. 149 p. [In Russian].
3. 2019 Recycling Industry Yearbook. Institute of Scrap Recycling Industries. USA. 2019. 80 p.
4. Zolotarevskiy V.S., Belov N.A. (2005) *Metalscience of cast aluminum alloys "MISiS"*. 376 p. [In Russian].
5. Hurtalova L., Tillova E., Chalupova M. 2013. The Structure Analysis of Secondary (Recycled) AlSi9Cu3 Cast Alloy with and without Heat Treatment. *Engineering Transactions*, vol. 61, 3, pp. 197–213.
6. Morri A., Cescini L., Messieri S., Cerri E., Toschi S. 2018, Mo Addition to the A354 (Al–Si–Cu–Mg) Casting Alloy: Effects on Microstructure and Mechanical Properties at Room and High Temperature. *Metls. Vol 8.*, 393, pp. 1-18.
7. Farkoosh, A.R.; Chen, X.G.; Pegguleryuz, M. Dispersoid strengthening of a high temperature Al–Si–Cu–Mg alloy via Mo addition. *Mater. Sci. Eng. A* 2015, 620, 181–189.
8. Jin L., Liu K., Chen G. Evolution of dispersoids and their effects on elevated-temperature strength and creep resistance in Al-Si-Cu 319 cast alloys with Mn and Mo additions. 2020. *Materials science and engineering: A*, vol. 770, 138554

Received 21.08.2020

**M. Voron** PhD, Senior Researcher, e-mail: mihail.voron@gmail.com

**M. Fon Pruss**, postgraduate, senior engineer

Physical Technological Institute of Metals and Alloys, National Academy of Science of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

### INFLUENCE OF MOLYBDENUM ON STRUCTURE OF AISi9Cu3 ALLOY

*The work is devoted to the study of the influence of molybdenum on the structural characteristics of the cast aluminum alloy AISi9Cu3 (AK8M3). Among the large number of modifiers and microalloying additives used to improve the structural-phase characteristics and mechanical properties, the effect of molybdenum is still insufficiently investigated. The known data of the positive effect of molybdenum addition on the structure and properties of some cast aluminum alloys was analyzed. It was found that the studies concerned mainly on the castings quality and defects, as well as mechanical properties at elevated temperatures. Based on this, the aim of the work was to investigate the structural-phase state of the AISi9Cu3 alloy after doping with molybdenum. As a modifier, a Al-Mo master alloy with a molybdenum content of 3.65% mass was used. The original alloy and the modified alloy were compared. The molybdenum-modified melt was poured into a heated graphite mold and cooled copper mold to investigate the effectiveness of the modifier at different rates of cooling and crystallization of the melt. In the course of research it was found that the modified alloy, compared to the original, pured in graphite form, has a coarser-grained structure and iron-containing phases of larger sizes. In this case, the eutectic of such a sample is more evenly distributed and contains more components of Al<sub>2</sub>Cu and molybdenum. The rapid crystallization of the modified melt led to the appearance of molybdenum in the solid solution based on aluminum and more efficient grinding of iron-containing phases. Thus, it was found that the modification of the Al-Si-Cu cast alloy system with molybdenum has a greater effect on the change of chemical composition, shape and size of individual phases and structural components and has no pronounced nucleating effect.*

**Keywords:** Modification, silumins, AISi9Cu3, molybdenum, structure.



УДК 669.13 (03)

**В. С. Дорошенко**, д-р техн. наук., ст. наук. співр.,  
e-mail: doro55v@gmail.com

**П. Б. Калюжний**, канд. техн. наук., ст. наук. співр.,  
e-mail: kpb.ptima@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

## ТОНКОСТІННИЙ ВИЛИВОК З ВИСОКОМІЦНОГО СПЛАВУ ЯК ОДНЕ З ГОЛОВНИХ ЗАВДАНЬ ЛИВАРНОГО ВИРОБНИЦТВА

Сучасна тенденція до зниження металоємності виробів може бути задоволена за рахунок використання просторових виливків тонкостінної оболонкової та/чи комірчастої конструкції. Одержати такі виливки можна застосовуючи лиття за моделями, що газифікуються, за якого ливарна модель взаємодіє з двома плинними середовищами – металом, що заливається та заміщує модель зсередини, і рухомим піщаним середовищем, що оточує модель при формуванні ззовні. Окрім того, отримати тонку стінку в виливках полегшеної маси дозволяє застосування високоміцних сплавів, які можуть бути одержані з використанням методів управління структурою, включаючи ступінчасте охолодження. За рахунок останнього у виробках з чавуну та сталі можна отримати багатофазну структуру з метастабільним залишковим аустенітом, що при навантаженні на вилівок зазнає деформаційне мартенситне перетворення, зміцнюючи таким чином сплав. Застосування сухого незв'язного піску при литті за моделями, що газифікуються, дозволяє проводити швидке вибивання з форми гарячого виливка, та використовувати цей пісок в якості середовища для ізотермічної витримки виливка при ступінчастому охолодженні методом ізотермічного гартування. На відміну від сталевих і чавунних виливків, де підвищення механічних властивостей досягається процесами подібними термічній обробці, в алюмінієвих деталях підвищення механічних характеристик можливо при швидкому охолодженні виливка методом абляційного лиття. Суть даного методу полягає у розмиванні водними струменями ливарної форми під час тверднення виливка, при цьому вода, контактуючи з поверхнею виливка, створює умови для інтенсивного охолодження сплаву та, як наслідок, утворення дрібнозернистої структури. В такий спосіб одержують тонкостінні виливки складної конфігурації, при цьому в якості матеріалу використовують як ливарні так і деформівні алюмінієві сплави. Розглянуті в статті технології сприяють розвитку виробництва легковагих тонкостінних виливків із високоміцних сплавів з поліпшеними експлуатаційними властивостями.

**Ключові слова:** тонкостінні виливки, високоміцні сплави, ступінчасте охолодження, механічні властивості, лиття за моделями, що газифікуються.

Близько 38 % вартості виробів світової промисловості складає продукція машинобудування [1], розвиток якого пов'язаний з виготовленням литих заготовок, підвищенням рівня їх характеристик разом зі зниженням металоємності, удосконаленням існуючих та створенням нових сплавів чи способів їх обробки для розширення функціональних можливостей. Особливий інтерес становить розробка і виробництво просторових виливків тонкостінної оболонкової [2] чи (та) комірчастої конструкції, що дозволяють знизити металоємність заготовок та підвищити їх ресурсоефективність [3–5].

Для цього найбільш продуктивним є лиття за моделями, що газифікуються (ЛГМ), технологічні різновиди якого у вигляді десятків способів, конструкцій оснастки і обладнання протягом кількох десятиліть успішно удосконалюються і патентуються відділом ФХЛП за науковим керівництвом проф. Шинського О. Й., включно з застосуванням новітніх 3D-технологій для виготовлення ливарних разових моделей, ливарної металевієї оснастки та контролю якості литва [6–10]. Нижче в ході висвітлення матеріалу статті авторами наведено аргументацію щодо таких перспектив ЛГМ-процесу. Розкриттю потенціалу моделювання габаритних легковагих конструкцій сприяє виняткова легкість обробки застосовуваних для цього пінополістиролу та інших пінополімерів, в тому числі легкоплавких та легкокорозійних. Такі матеріали вибирають для виготовлення разових моделей виливків згідно різних діапазонів автоматизації, серійності і маси металу виливка від десятків чи сотень грамів до кількох тонн.

За технологічною функцією ливарна модель при найбільш поширеному способі ЛГМ формується в контейнері з сухим піском і в поточних дослідженнях, згідно набутого досвіду, нами розглядається як разова фасонна та нерідко великогабаритна оснастка, що взаємодіє з двома текучими середовищами – металом, що заливається та заміщує модель зсередини, і рухомим піщаним середовищем, що оточує модель зовні при формовці. Концепція функціональної взаємодії моделі з двома плинними середовищами дала поштовх проектуванню нових легковагих литих металовиробів, в тому числі за аналогами конструкцій, що спостерігаються в природі, і методами математичного та фізичного моделювання [4, 5, 11].

При цьому дослідники прагнули відповісти на питання «як твердотільні конструкції (моделей та виливків) можуть оптимально заповнити певний об'єм простору (ливарного контейнера) з найменшими витратами ресурсів?». По суті, в живій чи неживій природі відібрано еволюцією саме такі «підкоряючі» простір конструкції, що часто за своєю будовою відображають фрактальну, а не евклідову геометрію, відповідають співвідношенням золоті пропорції та, нерідко мають поверхні, що визначені в математиці як мінімальні (за площею) [4, 5, 11].

Програми 3D-технологічних пристроїв сьогодні також, головним чином, за еволюційними алгоритмами (аналогічно закономірностям з такої дисципліни, як біоніка) конструюють, візуалізуючи на моніторах, виливки здебільшого тонкостінної та комірчастої структури з оптимальною кривизною оболонки за критерієм «мінімальна маса – максимальна міцність», що знижує металоємність виробів та прийнятне для моделювання для способу ЛГМ. При цьому для живлення металом тонких периферійних стінок виливка нескладно залучити різнофасонні ливникові системи (сприятливих щодо гідравліки конструкцій у вигляді разових моделей з легких газонаповнених полімерів), а для засмоктування у такі стінки металу – вакуум форми та (чи) надмірний тиск на метал [12, 13].

Таким чином, ЛГМ-процес дозволяє отримати конструкцію виливка згідно функції ливарної моделі як взаємодії її з двома плинними середовищами в поєднанні з експлуатаційними призначеннями виливка, що сприяє створенню легковагих виливків оболонкової, каркасної чи стільникової будови за аналогами конструкцій з органічної чи неорганічної природи і способами математичного та фізичного моделювання. Нами запатентовано більше десятка конструкцій та способів збирання таких моделей для ЛГМ [3–5]. Також отримати в литих виробках полегшеної маси тонку стінку дозволить застосування високоміцних сплавів [14], до яких сьогодні, замість створення нових, частіше застосовують управління структурою і, відповідно, властивостями сплавів, що вже існують, в тому числі з оптимізацією литих конструкцій за допомогою методів термоаналізу [15].

Ґрунтуючись на науково-технологічних дослідженнях і низці запатентованих способів науковою школою проф. О. Й. Шинського, нами в ряді робіт досліджено вплив регульованої зміни швидкості охолодження виливків на їх структуру аж до застосування режимів термообробки в процесах лиття для створення мікроструктури, що відповідає підвищеним властивостям металу [16, 17]. В результаті чого

останніми роками нами запропоновано ряд способів виробництва виливків зі сталей та графітованих чавунів для отримання двофазних чи багатофазних мікро- і макронеоднорідних структур методами ступінчастого охолодження (СО) з литого аустенітного стану (ізотермічне гартування тощо), що значно підвищує механічні і службові властивості виливків, економить легуючі елементи та енерговитрати, а також, за потреби, одночасно дозволяє покращити оброблюваність різанням [18].

Сьогодні в світі виливки з чавуну складають близько 70 % від загальної маси литва, а зі сталі – 10 %. Тому найбільш актуальним є удосконалення саме цього сегменту ливарного виробництва. Крім важливої теми способів зміцнення металу та поліпшення інших його експлуатаційних властивостей за рахунок відповідного структуроутворення, до чого не спадає увага дослідників матеріалознавців і чому присвячено сотні публікацій за останні десятки років, особливо цікавим і перспективним є напрям щодо утворення в виробках з чавуну та сталі багатофазної структури з метастабільним залишковим аустенітом, що зазнає при навантаженні на вилівок динамічне деформаційне мартенситне перетворення і являється механізмом зміцнення і адаптації матеріалу до зовнішніх впливів. Ці дослідження і їх впровадження у виробництво описали, зокрема, такі вітчизняні вчені, як Л. С. Малинов, Л. О. Гогаєв, С. М. Волощенко, І. Г. Неїжко та ін. Огляд робіт і рисунки схем тріп-ефекту з утворенням мартенситу деформації наведено в недавній статті [19].

Сплави, що утворюють мартенсит деформації, можна віднести до адаптивних матеріалів, що мимовільно реагують на зовнішні механічні дії зі зміною власної структури і характеристик. На прикладі з дисертації д-ра техн. наук С. М. Волощенка, при загартуванні виливків з високоміцного чавуну з ізотермічної витримкою протягом 1, 2 і 3 годин отримано в структурі виливків, відповідно, 35, 31 і 27 % залишкового аустеніту, а пластична деформація виливка приводила до розпаду приблизно 1/5 від початкової кількості залишкового аустеніту з формуванням мартенситу, що зміцнює деформований шар металу. При цьому видно, що тривалість ізотермічної витримки застосована для регулювання кількості залишкового аустеніту в розмірі, достатньому для утворення мартенситу деформації, що забезпечує тріп-ефект.

З метою отримання ізотермічно загартованого виливка з чавуну або сталі з можливістю утворення залишкового аустеніту для перетворення останнього в мартенсит деформації нашим інститутом отримано ряд зазначених нижче патентів України щодо способів ливарного процесу, в якому виконується відповідне СО. Як базовий для таких патентів взято спосіб ЛГМ в вакуумованій формі з піску (без зв'язуючого компоненту), сипкість якого після зняття вакууму дозволяє виконувати швидко вибивання з форми гарячого виливка і його СО, подібного до ізотермічного загартування для отримання, зокрема високоміцного чавуну, з бейнітною структурою і можливим утворенням залишкового аустеніту (пат. UA 123731, 2018, повний опис патентів за вказаними в статті номерами є на сайті Укрпатенту <http://base.uipv.org/searchINV/>). У варіанті цього способу СО ізотермічну витримку виконують в нагрітому піску, засипаючи ним вилівок в такому ж контейнері, як і при формуванні моделі.

Такий метод СО розкриває до реалізації, крім вище описаної формовки в плинному середовищі, такий резерв сипкого формувального піску, як можливість легкого видалення (вибивання) гарячого, переважно в аустенітному стані, виливка з ливарної форми для його СО за режимом гартування переважно в водному, газовому (в тому числі в печі [20]) чи газо-дисперсному середовищі з наступною ізотермічною витримкою переважно в сипкому нагрітому середовищі, для чого (в варіанті) запропоновано застосовувати той же сухий формувальний пісок. Таким чином, в способах, що розглядаються при ЛГМ, плинність сипкого формувального піску, як перевагу, можуть застосовувати тричі: для виготовлення форми за піно-полімерними моделями при досить нетривалій формовці (з короткочасною вібрацією), вибиванні з форми гарячого виливка та в якості середовища для ізотермічної витримки виливка при СО методом ізотермічного гартування. Відоме також застосування сипкого графіту в якості середовища для гартування (пат. UA 43690, 2009, Заблоцький В. К., Фельдман В. Є., Фесенко А. М. та ін.).

Також при СО чавунного або сталевого виливка можуть засипати нагрітими вогнетривкими матеріалами – гранульованими пропантами підвищеної «плинності», в т. ч. використовуючи вібрацію або псевдозрідження сипкого матеріалу (пат. UA 131581, 2019). Для зручності видалення з сипкого піску форми дрібних гарячих виливків для СО в контейнерну опоку поміщають сітчастий металевий кошик (чи дротяну корзину), в якому після формування, заливки і затвердіння виливків виймають їх з піщаної форми, і в цьому кошику проводять СО виливків подібно до ізотермічного загартування, минаючи перлітне перетворення в металі з потенціалом отримання в ньому залишкового аустеніту (пат. UA 131907, 2019).

Для досягнення в литві протягом СО необхідної кількості аустеніту (парамагнітної фази) використовують магнітний датчик (за методом магнітної феритометрії), що подає сигнал про закінчення циклу СО (пат. UA 131968, 2019). Також швидке охолодження виливка в ливарній контейнерній формі запропоновано проводити методом псевдозрідження піску в цій формі (пат. UA 106005, 2016) та при цьому для ізотермічної витримки при СО застосовувати продувку піску нагрітим газом (пат. UA 133701, 2019).

Для механізації і автоматизації ЛГМ-процесу з СО виливків розроблені концепції ливарного (пат. UA 140588, 2020) і роторно-конвеєрного (пат. UA 137850, 2019) комплексів, а також для Укроборонпрому – способи лиття боєприпасів (пат. UA 139559, 2020) і легковагих ґратчастих броне-перешкод (пат. UA 139560, 2020) [19], в обох останніх способах із металу з залишковим аустенітом в кількості, достатній для утворення мартенситу деформації. Відомо, що мартенсит деформації, зміцнюючи метал при імпульсному руйнуванні, підвищує експлуатаційні властивості як корпусів боєприпасів, так і перешкод [19]. Також відома технологія зміцнення вибухом, а в нашому випадку зміцнення литої стінки відбувається практично одночасно з її імпульсним руйнуванням.

Також з метою удосконалення лиття з високоміцних сплавів нами запропоновано способи виробництва високоміцного чавуну (пат. UA 131906, 2019 і 139557, 2020), контролю рідкого (пат. UA 112646, 2016 і 131912, 2019) і твердого металу (для високоміцного чавуну – пат. UA 131910, 2019), способи підвищення якості шляхом ротаційної обробки рідкого металу (пат. UA 131909, 2019) і фільтри для його очищення (пат. UA 141852, 2020).

Отже, вмонтувавши ізотермічне загартування в процес лиття і назвавши цей етап ливарного процесу СО виливка, замість того, щоб для традиційних ливарних процесів виливок в цей час охолоджувався в піщаній формі, ми отримуємо метод лиття ізотермічно загартованих чавунних і сталевих заготовок не тільки підвищеної міцності, але й із можливістю утворення залишкового аустеніту (в деяких вищевказаних патентах обумовлена його відсоткова кількість), здатного до утворення мартенситу деформації, чим створюємо технологічні основи виробництва виливків з металевих матеріалів, що можна віднести до адаптивних матеріалів, які мимовільно реагують на зовнішні механічні дії з заданою зміною власної структури і характеристик. За двома вищевказаними патентами показані схеми планувань, як переобладнати раніше спроектовані цехи ЛГМ досить некапіталоємними установками і оснасткою для ливарних комплексів, а також як скомплектувати роторно-конвеєрну лінію з модулів головним чином на основі обладнання, що описане в технічній літературі і наявне на європейському ринку.

У цій статті ми не зосереджували увагу на досить детально описаних в технічній інформації металознавчих процесах утворення бейнітних структур та механізмах протидії деформації за тріп-ефектом, коли в зонах інтенсивної пластичної течії розвивається ряд твердофазних перетворень, ініційованих деформацією. Структурно-фазові перебудови призводять до суттєвої зміни фізико-механічних властивостей матеріалів і пов'язані здебільшого з карбідоутворенням, зокрема, яке у різних залізобуглецевих сплавів відпрацьоване методами відповідних режимів термічної обробки, реалізуючи закономірний зв'язок процесу утворення карбідів заліза, які блокують зрушення і є основною причиною зміцнення цих сплавів при деформації. Найдрібніші частинки карбідів (мартенситу) грають роль шпильок чи

## Нові методи та прогресивні технології лиття

пластинок, які «замикають» та армують площини зсуву чи «зшивають» матеріал в місці виникнення тріщини [19].

За сучасною світовою тенденцією виробництва виливків з огляду співвідношення об'ємів литва з різних сплавів відзначається випереджаюче зростання випуску алюмінієвого литва, викликане збільшенням частки транспортних засобів, що переводяться на електричні приводи. Це відповідно наштовхує науковців на створення нових ливарних процесів та удосконалення існуючих саме по тематиці лиття алюмінієвих сплавів.

Аналізуючи нові ливарні процеси, пов'язані з керуванням структурою литих деталей при їх кристалізації і охолодженні в піщаній ливарній формі, увагу привертає метод абляційного лиття (англ. *ablation casting*) – процес виготовлення виливків, при якому ливарна форма піддається розмиванню струменями води. Цей метод практично не описаний в вітчизняній фаховій інформації. За даним методом [21, 22] розплав заливають в форму, яка виготовлена з піщаної суміші з водорозчинним зв'язувальним компонентом, і, коли метал досягає температури тверднення, ливарну форму піддають абляції (рис. 1) (з англ. *ablation* – вимивання, руйнування дією води). Оскільки форма поступово руйнується, вода (чи інший рідкий холодоагент) отримує можливість безпосередньо контактувати з поверхнею виливка, створюючи умови для інтенсивного відведення тепла від нього. Високий температурний градієнт, поступово «просуваючись» крізь виливок, призводить до тверднення сплаву з високою швидкістю. В результаті у виливку утворюється дрібнозерниста мікроструктура, а механічні властивості сплаву значно підвищуються [23–25]. Окрім того знижується пористість алюмінієвих виливків, одержаних методом абляційного лиття [21, 26].

Для абляційного лиття найбільш підходящими матеріалами є алюмінієві та магнієві



а



б

Рис. 1. Процес абляційного лиття [22]: початок розмивання форми (а), затверділий виливок після завершення видалення форми (б)

сплави завдяки їхній високій питомій міцності. Окрім ливарних алюмінієвих сплавів при даному методі одержання виливків можуть застосовуватися деформаційні алюмінієві сплави. Можливість використання вуглецевих та легованих сталей в даний час ще досліджується.

Окрім високих механічних властивостей, низької пористості виливків додатковими перевагами даної технології є висока продуктивність виробництва та конкурентоздатна вартість литва, можливість лиття складних деталей, що мають як тонкі, так і товсті стінки, разом зі складними внутрішніми поверхнями. Недоліком абляційного лиття є необхідність використання водорозчинних зв'язувальних компонентів, спеціального обладнання для руйнування форм, очищення води, віджимання та сушіння формувальної суміші при її регенерації.

Приклади реальних виробів з алюмінієвих сплавів, що виготовляються абляційним

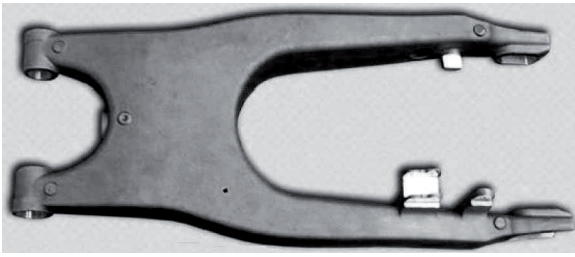


Рис. 2. Маятник задньої підвіски мотоцикла

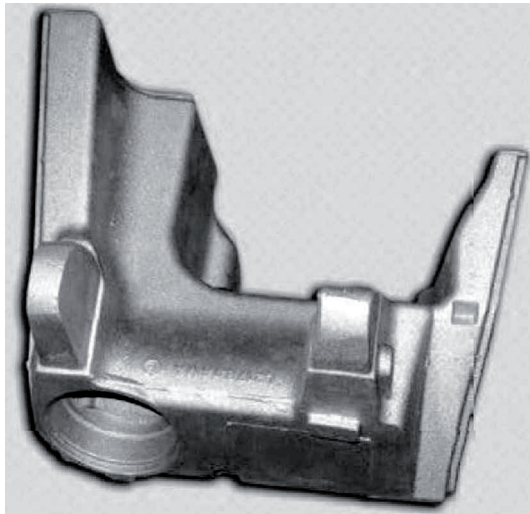


Рис. 3. Частина рами мотоцикла

литтям, показано на рис. 2 і 3 [21, 22]. Виливок маятника задньої підвіски (рис. 2) масою 3,2 кг і розмірами 660x260x152 мм з двоміліметровими стінками та великою внутрішньою порожниною виготовляється з алюмінієвого сплаву B206 (Al-Cu4.5). Хоча даний сплав і схильний до утворення гарячих тріщин і пористості, абляційним литтям було досягнуто 1 класу рентгенівського рівня за пористістю та включеннями.

Частина рами мотоцикла (рис. 3) масою 1,8 кг розмірами 254x203x152 мм виготовляється з алюмінієвого сплаву A356 (Al-Si7). В тонких перетинах даної деталі було досягнуто підвищених механічних властивостей саме завдяки абляційному литтю.

З початку перших згадувань в публікаціях технологія абляційного лиття досліджується та зазнає вдосконалення, так в вихідному випадку (див. рис. 1) ливарна форма переміщується в горизонтальному напрямі на зустріч вертикальним струменям води. В модифікованому процесі [24] ливарна форма рухається в вертикальному напрямі і може обер-

татися, а її розмивання відбувається завдяки розташованим симетрично по колу горизонтальним струменям води.

Застосування нового методу спонукало до розробки формувальних сумішей, які б володіли достатньою міцністю, необхідною для відтворення конфігурації виливка, та прогнозовано руйнувалися під дією струменів води. Дослідження формувальних сумішей з гідратованим силікатом натрію та різними добавками [27] і технологій зміцнення форм [28] показали можливість використання даних сумішей для абляційного лиття алюмінієвих сплавів як з точки зору якості литва, так і регенерації піску.

Розглянуті в статті технології відповідають загальносвітовій тенденції розвитку виробництва легкових тонкостінних виливків з високоміцних сплавів і поліпшеними експлуатаційними властивостями. Методи регульованого структуроутворення взаємно доповнюються оптимальним моделюванням, у т. ч. з застосуванням для виготовлення ливарних разових моделей на автоматичних 3D-верстатах з ЧПУ, що дозволить знизити товщини стінок литих конструкцій, а цифровізація і автоматизація підвищать швидкість технологічної підготовки та продуктивність виробництва, у тому числі великогабаритних, оболонкових та комірчастих виливків, що, в цілому, завдяки поглибленню досліджень за цією темою, сприятиме вирішенню актуальної проблеми зменшення металоємності та збільшення ресурсу експлуатації литих заготовок для машинобудування. Розкриття потенціалу різнопланового застосування плинного формувального піску та водорозчинних формувальних сумішей застосовується для швидкого чи ступінчастого охолодження виливків, в свою чергу розкриваючи потенціал підвищення їх механічних властивостей.

## Список літератури

1. Марчук Л. С. Дослідження та аналіз світових і вітчизняних факторів розвитку інтелектуального потенціалу підприємств машинобудівної галузі. *Держава та регіони*. 2020. № 1 (112). С. 59–66.
2. Дорошенко В. С. Моделирование отливок как оболочковых конструкций с целью металло-сбережения. *Литейное производство*. 2018. № 6. С. 26–30.
3. Дорошенко В. С. Способы получения каркасных и ячеистых литых материалов и деталей по газифицируемым моделям. *Литейное производство*. 2008. № 9. С. 28–32.
4. Дорошенко В. С. Математическое проектирование каркасно-ячеистых отливок. *Литейное производство*. 2013. № 2. С. 9–12.
5. Дорошенко В. С. Проектирование легковесных литых каркасно-ячеистых металлоконструкций с помощью моделирования структур природы. LAP Lambert Academic Publishing, Saarbrücken, 2015. 54 с.
6. Дорошенко В. С. Трехмерная формовка из сыпучих материалов. *Литейное производство*. 2013. № 4. С. 8–11.
7. Дорошенко В. С., Шинский И. О. 3D-технологии при литье по газифицируемым моделям. *Металл и литье Украины*. 2009. № 4–5. С. 30–33.
8. Дорошенко В. С. 3D технологии изготовления отливок как примеры аддитивного производства. *Металл и литье Украины*. 2014. № 12. С. 4–9.
9. Дорошенко В. С. 3D-технологии для формовки и литья. Литье и металлургия. 2015. № 3. С. 30–39.
10. Дорошенко В. С. Примеры 3D-технологии в литейном производстве. Снижение металлоемкости отливок. *Литье и металлургия*. 2016. № 1. С. 34–39.
11. Дорошенко В. С. Примеры гармонизации с природой технических и декоративных отливок. *Литейное производство*. 2016. № 9. С. 30–37.
12. Дорошенко В. С. Литье по газифицируемым моделям с кристаллизацией металла под давлением. *Литейное производство*. 2016. № 1. С. 25–28.
13. Шинский О. И., Дорошенко В. С. Варианты использования на роторно-конвейерных линиях способов литья с кристаллизацией металла под давлением. *Процессы литья*. 2019. № 6. С. 24–37.
14. Дорошенко В. С. Примеры металлосбережения при литье высокопрочного чугуна в песчаные формы. *Литейное производство*. 2016. № 11. С. 19–24.
15. Дорошенко В. С., Кравченко Е. В. Новые способы отбора проб при идентификации свойств металла методом термоанализа, с возможностью оптимизации конструкций отливок. *Литейное производство*. 2017. № 2. С. 28–33.
16. Дорошенко В. С. Предпосылки встраивания термообработки в процесс литья высокопрочного чугуна по газифицируемым моделям. *Металл и литье Украины*. 2017. № 6–7. С. 10–16.
17. Шинский О. И., Марукович, Е. И. Дорошенко В. С., Калюжный П. Б. Регулирование свойств литых конструкций интенсификацией теплообмена в литейной форме с газифицируемой моделью. *Литье и металлургия*. 2017. № 4. С. 60–67.
18. Дорошенко В. С. Способи охолодження виливків при проектуванні ЛТО-процесу, що взаємодоповнює технології лиття та термообробки. *Процеси лиття*. 2020. № 1. С. 3–13.
19. Дорошенко В. С. О литье защитных и износостойких конструкций из изотермически закаленного высокопрочного чугуна. *Литейное производство*. 2020. № 5. С. 28–31.
20. Дорошенко В. С. Концепция литейного роторно-конвейерного комплекса с возможностью регулируемого охлаждения отливок, включая их термообработку. *Литейное производство*. 2019. № 8. С. 15–22.
21. Grassi J., Campbell J., Hartlieb M., Major F. The Ablation Casting Process. *Materials Science Forum*. 2009. Vols. 618–619. P. 591–594.
22. Weiss D., Grassi J., Schultz B., Rohatgi P. Testing the Limits of Ablation. *Modern Casting*. 2011. Vol. 101. No. 12. P. 26–29.
23. Bohlooli V., Shabani Mahalli M., Boutorabi S.M.A. Effect of ablation casting on microstructure and casting properties of A356 aluminium casting alloy. *Acta Metallurgica Sinica*. 2013. Vol. 26. No. 1. P. 85–91.
24. Dudek P., Fajkiel A., Reguła T. The Research on the Ablation Casting Technology for Aluminium Alloys. *Solid State Phenomena*. 2014. Vol. 223. P. 70–77.
25. Tiryakioğlu M., Grassi J. On the Properties and Performance of Ablation Cast Components. In: *Shape Casting: 6th International Symposium* / Tiryakioğlu M., Jolly M., Byczynski G. (eds). Springer, Cham. 2016. P. 93–98.
26. Taghipourian M., Mohammadaliha M., Boutorabi S. M., Mirdamadi S. H. The effect of waterjet

beginning time on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy during the ablation casting process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 238. P. 89–95.

27. Moulding Sand with Inorganic Cordis Binder for Ablation Casting / M. Hosadyna-Kondracka, K. Major-Gabryś, and etc. *Archives of Foundry Engineering*. 2018. Vol. 18. Iss. 4. P. 110–115.
28. Major-Gabryś K., Hosadyna-Kondracka M., Grabarczyk A., Kamińska J. Selection of hardening technology of moulding sand with hydrated sodium silicate binder devoted to aluminum alloys ablation casting. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2019. Vol. 64. Iss. 1. P. 359–364.

Надійшла 28.05.2020

### References

1. Marchuk, L. S. (2020). Research and analysis of world and domestic factors of development of intellectual potential of enterprises of machine-building branch. *State and regions*. 1(112), pp. 59–66. [in Ukrainian]
2. Doroshenko, V. S. (2018). Modeling of castings as shell structures for metal saving purposes. *Foundry production*. 6, pp. 26–30. [in Russian]
3. Doroshenko, V. S. (2008). Methods for obtaining frame and cellular cast materials and parts based on gasified models. *Foundry production*. 9, pp. 28–32. [in Russian]
4. Doroshenko, V. S. (2013). Mathematical design of frame-cellular castings. *Foundry production*. 2, pp. 9–12. [in Russian]
5. Doroshenko, V. S. (2015). Designing lightweight cast frame-cellular metal structures by modeling the structures of nature. LAP Lambert Academic Publishing, Saarbruücken, 54. [in Russian]
6. Doroshenko, V. S. (2013). 3D molding from bulk materials. *Foundry production*. 4, pp. 8–11. [in Russian]
7. Doroshenko, V. S., Shinskij, I.O. (2009). 3D technologies for gasified casting. *Metal and casting of Ukraine*. 4–5, pp. 30–33. [in Russian]
8. Doroshenko, V. S. (2014). 3D technologies for making castings as examples of additive manufacturing. *Metal and casting of Ukraine*. 12, pp. 4–9. [in Russian]
9. Doroshenko, V. S. (2015). 3D-technologies in forming and foundry. *Litiyo i metallurgiya (Foundry production and metallurgy)*. 3, pp. 30–39. [in Russian]
10. Doroshenko, V. S. (2016). Examples of 3D-technologies in foundry processes. Decrease in metal consumption in castings. *Litiyo i metallurgiya (Foundry production and metallurgy)*. 1, pp. 34–39. [in Russian]
11. Doroshenko, V. S. (2016). Examples of harmonization with the nature of technical and decorative castings. *Foundry production*. 9, pp. 30–37. [in Russian]
12. Doroshenko, V. S. (2016). Casting on gasified models with metal crystallization under pressure. *Foundry production*. 1, pp. 25–28. [in Russian]
13. Shinskij, O. I., Doroshenko, V. S. (2019). Variants of use on rotary conveyor lines of casting methods with metal crystallization under pressure. *Casting processes*. 6, pp. 24–37. [in Russian]
14. Doroshenko, V. S. (2016). Examples of metal saving when casting ductile iron into sand molds. *Foundry production*. 11, pp. 19–24. [in Russian]
15. Doroshenko, V. S., Kravchenko, E. V. (2017). New methods of sampling for identification of metal properties by thermal analysis, with the possibility of optimizing cast designs. *Foundry production*. 2, pp. 28–33. [in Russian]
16. Doroshenko, V. S. (2017). Prerequisites for the integration of heat treatment into the casting process of ductile iron using gasified models. *Metal and casting of Ukraine*. 6–7, pp. 10–16. [in Russian]
17. Shinskij, O. I., Marukovich, E. I., Doroshenko, V. S., Kaliuzhnyi P. B. (2017). Regulating of cast constructions properties by intensifying heat exchange in mold with gasified pattern. *Litiyo i metallurgiya (Foundry production and metallurgy)*. 4, pp. 60–67. DOI: <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2017-4-60-67> [in Russian]
18. Doroshenko, V. S. (2020). Methods of cooling castings in the design of the LTO process, which complements the technology of casting and heat treatment. *Casting processes*. 1, pp. 3–13. [in Ukrainian]
19. Doroshenko, V. S. (2020). Casting of protective and wear-resistant structures from isothermally hardened ductile iron. *Foundry production*. 5, pp. 28–31. [in Russian]
20. Doroshenko, V. S. (2019). The concept of a casting rotor-conveyor complex with the possibility of controlled cooling of castings, including their heat treatment. *Foundry production*. 8, pp. 15–22. [in Russian]



21. Grassi, J., Campbell, J., Hartlieb, M., & Major, F. (2009). The Ablation Casting Process. *Materials Science Forum*. 618–619, pp. 591–594. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.618-619.591> [in English]
22. Weiss, D., Grassi, J., Schultz, B., Rohatgi, P. (2011). Testing the Limits of Ablation. *Modern Casting*. 101/12, pp. 26–29. [in English]
23. Bohlooli, V., Shabani Mahalli, M. & Boutorabi, S.M.A. (2013). Effect of ablation casting on microstructure and casting properties of A356 aluminium casting alloy. *Acta Metallurgica Sinica*. 26/1, pp. 85–91. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40195-012-0092-6> [in English]
24. Dudek, P., Fajkiel, A., Reguła, T. (2014). The Research on the Ablation Casting Technology for Aluminium Alloys. *Solid State Phenomena*. 223, pp. 70–77. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.223.70> [in English]
25. Tiryakioğlu, M., Grassi, J. (2016). On the Properties and Performance of Ablation Cast Components. In: Tiryakioğlu M., Jolly M., Byczynski G. (eds) *Shape Casting: 6th International Symposium*. Springer, Cham. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-3-319-48166-1\\_12](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48166-1_12) [in English]
26. Taghipourian, M., Mohammadaliha, M., Boutorabi, S. M., Mirdamadi, S. H. (2016). The effect of waterjet beginning time on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy during the ablation casting process. *Journal of Materials Processing Technology*. 238, pp. 89–95. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.05.004> [in English]
27. Hosadyna-Kondracka, M. Major-Gabryś, K. Kamińska, J. Grabarczyk, A. Angrecki, M. (2018). Moulding Sand with Inorganic Cordis Binder for Ablation Casting. *Archives of Foundry Engineering*. 18 (4), pp. 110–115. DOI: 10.24425/afe.2018.125178 [in English]
28. Major-Gabryś, K., Hosadyna-Kondracka, M., Grabarczyk, A., Kamińska, J. (2019). Selection of hardening technology of moulding sand with hydrated sodium silicate binder devoted to aluminum alloys ablation casting. *Archives of Metallurgy and Materials*. 64 (1), pp. 359–364. DOI: 10.24425/amm.2019.126260 [in English]

Received 28.05.2020

**V. S. DOROSHENKO**, *Dr. Sci. (Engin.)*, Senior Research Scientist,  
e-mail: [doro55v@gmail.com](mailto:doro55v@gmail.com)

**P. B. KALIUZHNYI**, *PhD (Engin.)*, Senior Research Scientist,  
e-mail: [kpb.ptima@gmail.com](mailto:kpb.ptima@gmail.com)

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine (Kyiv, Ukraine)

### THIN-WALL CASTING FROM HIGH-STRENGTH ALLOY AS ONE OF THE MAIN TASKS OF FOUNDRY

*The current trend to reduce the metal content of products can be satisfied through the use of spatial castings of thin-wall shell and/or cellular structure. Such castings can be obtained by lost-foam casting, in which the foundry pattern interacts with two fluid media - metal, which is poured and replaces the pattern from the inside, and a mobile sandy medium that surrounds the pattern during molding from the outside. In addition, to obtain a thin wall in the castings of light weight allows the use of high-strength alloys that can be obtained using methods of structure control, including step cooling. Due to the latter in cast iron and steel products it is possible to obtain a multiphase structure with metastable residual austenite, which under load on the casting undergoes deformation martensitic transformation, thus strengthening the alloy. The use of dry unbound sand in the lost-foam casting allows for rapid knocking out of the hot casting mold, and use this sand as a medium for isothermal holding of the casting under step cooling by isothermal hardening. In contrast to steel and cast iron castings, where the increase of mechanical properties is achieved by processes similar to heat treatment, in aluminum parts the increase of mechanical characteristics is possible with rapid cooling of the casting by ablation casting. The essence of this method is to erode of the mold by water jets during hardening of the casting, while water, in contact with the surface of the casting, creates conditions for intensive cooling of the alloy and, as a consequence, the formation of fine-grained structure. In this way, thin-wall castings of complex configuration are obtained, using both cast and deformable aluminum alloys as the material. The technologies considered in the article contribute to the development of lightweight thin-wall castings from high-strength alloys with improved performance properties.*

**Keywords:** thin-wall castings, high-strength alloys, step cooling, mechanical properties, lost-foam casting

УДК 669.71:669.04/338.4

**В. А. Гнатуш**, канд. техн. наук, незалежний аналітик,  
e-mail: vgnatush@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0003-0772-686X>

## СВІТОВІ ТЕНДЕНЦІЇ РИНКУ ВТОРИННОЇ ПЕРЕРОБКИ ВІДХОДІВ ТА БРУХТУ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

*Представлено аналіз світового ринку вторинної переробки відходів та брухту алюмінієвих сплавів. Аналіз даних дає можливість створити прогноз, який вказує на те, що до 2040 р. частка вторинних алюмінієвих сплавів сягне майже 80 % загального виробництва алюмінію в світі. Показано, що за період з 2001 по 2019 роки світовий експорт алюмінієвого брухту збільшився в 2,7 рази в кількісному вимірі та в 3,6 рази в вартісному вимірі. Лідерами світового експортного ринку алюмінієвого брухту у 2019 році являються США (частка 18,5 %) і Німеччина (10,4 %). За період з 2015 по 2019 роки найбільш динамічними експортерами брухту алюмінію є Японія (ріст в 1,9 рази), Мексика (в 1,7 рази), Бельгія (в 1,3 рази) та США (в 1,2 рази). Найбільшими імпортерами алюмінієвого брухту в світі в 2019 році були Китай (частка 13,7 %) та Індія (13,4 %). Описано аналіз структури відходів і брухту алюмінію в Україні за 2018 рік. Виходячи з товарної структури утворення алюмінієвих відходів та брухту в світі, сформувались відповідні технології переробки вторинної сировини та створено обладнання для її здійснення. Розглянуто розроблені та використовувані технології переробки неметалевих алюмінієвих відходів (шлаків, дросів), як в сольовому, так і безсольовому варіантах. Надано також інформацію стосовно технологій та конструкцій печей для переробки алюмінієвого брухту. Показані позитивні та негативні показники їх експлуатації. Відзначається перспективність використання нахилених роторних печей для масштабної переробки/переплавки алюмінієвого брухту. Звертається увага на необхідність підготовки в Україні спеціалістів з переробки/рециклінгу металевого брухту та відходів, які містять алюміній.*

**Ключові слова:** ринок, алюмінієві вторинні сплави, відходи, брухт, шлаки, технології, тенденції, виробництво, плавильні печі.

**А**налітика ринку вторинної переробки відходів та брухту алюмінієвих сплавів є невід'ємним елементом наукових досліджень в секторі металургійної промисловості. Визначення факторів та тенденцій, що впливають на цей ринок, дозволяє корегувати напрямки наукових досліджень, інноваційних розробок, а також конструювання і випуск нового обладнання, проектування відповідних дільниць та цехів. Викладачі університетів і керівники виробництв, знайомлячись з цією тематикою, звернуть увагу на перспективні напрями, формуючи розуміння щодо конкурентоздатних технологій, характеристик металопродукції та спрямування зусиль для підвищення кваліфікації персоналу та інженерних кадрів.

*Проблематика ринку вторинної переробки відходів та брухту алюмінієвих сплавів як світу, так і окремих країн знайшла своє відображення в роботах Stefano Caruzz, F. Passarini (Італія); Michel G. Drouet (Канада); Necir Unlu (Туркччина); Н. М. Барбин, В. Г. Радченко, И. Ф. Селянин (РФ); Ф. М. Верховлюк, Т. М. Нестеренко (Україна) та інших.*

*Метою статті є проведення аналізу статистичних даних, технічних, наукових і економічних статей та оглядів стосовно тенденцій ринку вторинної переробки відходів та брухту алюмінієвих сплавів.*

*Світова промисловість переробки (рециклінгу) відходів та брухту алюмінію займає важливе місце на світовому ринку металів. Це обумовлено тим, що алюміній та його сплави знаходять все більше застосування в автомобілебудуванні, будівництві будинків, виготовленні упаковок тощо. За період з 2001 по 2019 р. виробництво первинного алюмінію в світі збільшилось в 2,6 рази і сягнуло 63,7 млн т [1].*

*До факторів, що обумовлюють підвищення попиту на вироби з алюмінію, слід віднести їх міцність, легкість, довговічність, економічну утилізацію (рециклінг). Очікується, що до 2040 р. світовий попит на алюміній досягне 90 млн т. При цьому за рахунок переробки брухту алюмінію буде виготовлятися 70 млн т вторинних алюмінієвих сплавів [2].*

*Рециклінг відходів та брухту алюмінію дозволяє економити 95 % енергії у порівнянні з виробництвом первинного алюмінію, а одна тонна вторинного алюмінію економить до 8 т бокситу та 14000 кВт·год. електроенергії. В країнах ЄС вироби з алюмінію знаходять застосування на транспорті (42 %), в будівництві (23 %), як пакувальний матеріал (17 %), в технологічному обладнанні (12 %) та в споживчих товарах тривалого використання (6 %). Разом в 2017 р. в ЄС було перероблено 4,9 млн т алюмінію. Відзначається, що коефіцієнт утилізації алюмінієвого брухту по закінченню експлуатації виробів (end-of-life, EoL) з алюмінію (Old Scrap) становить 69 % [3].*

*При цьому в ЄС-28 збір та сортування брухту алюмінію (Old scrap) в 2013 р., а саме будівельних конструкцій становив 95 %, засобів транспорту – 92 %, промислового обладнання – 80 %, енергетичного обладнання – 70 %, пакувальних матеріалів – 59 %, товарів тривалого використання – 50 %, та решта виробів – 30 % [4].*

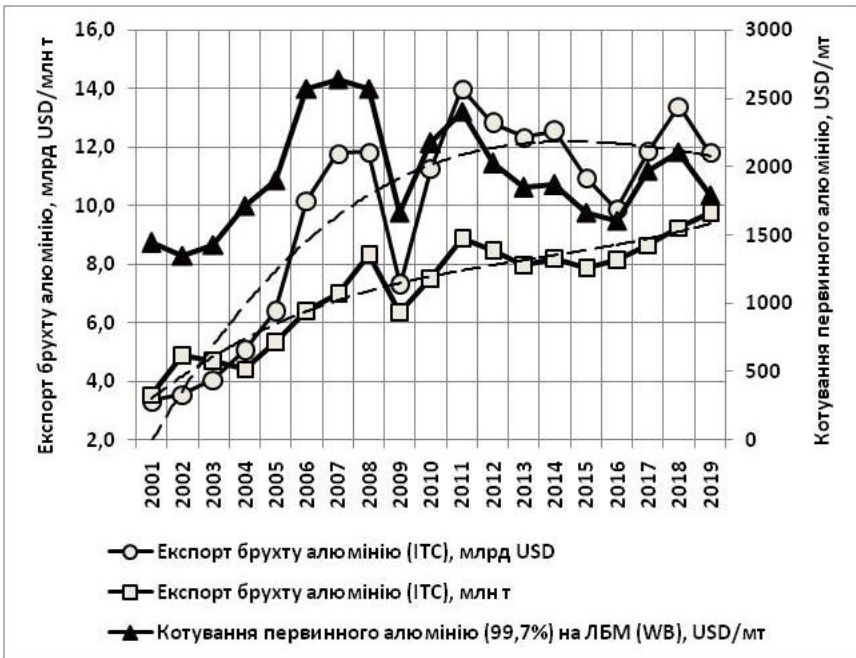
*В США за період з 2001 по 2018 р. виплавка вторинних алюмінієвих сплавів з брухту та відходів збільшилось з 2970 тис. т до 3700 тис. т або в 1,2 рази. При цьому частка сплавів з використання старого скрапу (брухт готових виробів або Old scrap) коливалась від 40,7 % (2001 р.) до 43,2 % (2018 р.). Слід відзначити, що в 2018 р. виплавка вторинних алюмінієвих сплавів з брухту (Old scrap) склала 1600 тис. т, а з відходів виробництва (New scrap) – 2100 тис. т. В результаті виробництво первинного алюмінію в країні за період з 2001 по 2018 р. зменшилось з 2637 тис. т до 890 тис. т або майже в три рази [5].*

*В Індії на вторинні алюмінієві сплави припадає 30 % (1,1 млн т) загального споживання алюмінію в країні, що становить 3,3 млн т (2015–16 фінансові роки, далі ф. р.). За попередні шість років попит на вторинні алюмінієві сплави збільшився в 1,8 рази. Очікується, що в 2020–21 ф. р. він сягне 1,6 млн т або 33 % загального споживання алюмінію в Індії. Попит на вторинний алюміній на 90 % вдовольняється за рахунок імпорту брухту алюмінію. У 2016 році в Індії було перероблено близько 120 тис. т алюмінієвого брухту, причому автомобільний та енергетичний сегменти складають 75 % від загальної кількості. Коефіцієнт переробки старого брухту (Old scrap) в Індії коливається від 20 % (упаковка, фольга) до 80 % (автомобілі, літаки). Економічний блок уряду Індії реалізує регуляторні ініціативи щодо активізації переробки брухту, включаючи рециклінг автомобілів [6].*

*Актуальність рециклінгу товарів, що вироблені з алюмінієвих сплавів і завершили свій життєвий цикл, чітко спостерігається на прикладі авіаційної техніки. Відзначається [7], що в світі за період з 1990 по 1999 р. щорічно в середньому списувалось 170 комерційних літаків. В наступне десятиліття їх кількість збільшилась до 400, а за прогнозами до 2023 р. кількість описуваних літаків сягне 750 одиниць щорічно. За прогнозом компанії Airbus впродовж 2009–2028 рр. буде списано в світі до 8453 літаків. По завершенню терміну експлуатації літак розбирають. Частина деталей передається на повторну експлуатацію, а корпус і решта деталей переплавляють і отримують кольорові метали (більше 70 %) і чорні метали (25 %). При утилізації літака середнього класу 60...70 % його ваги становлять деталі з алюмінієвих спла-*

вів, 10...15 % – з сталей і 10 % – з композиційних матеріалів, титану та благородних металів. Слід відзначити, що в західних країнах утилізація літаків поставлена на міцний техніко-бізнесовий фундамент. В 2006 р. створено Асоціацію з переробки повітряного флоту (Aircraft Fleet Recycling Association, AFRA), до якої входять провідні європейські та американські авіабудівні компанії. Розташована в Франції Асоціація працює над тим, аби рециклінг літальних апаратів був екологічно безпечним і економічно вигідним [7].

**Торгівля.** Світовий експорт алюмінієвого брухту (код ГС 7602) незважаючи на локальні кризи світової економіки розвивається достатньо динамічно. Так, за період з 2001 по 2019 рр. обсяг світового експорту даного товару в кількісному вимірі збільшився з 3,6 до 9,8 млн т або в 2,7 рази (рисунок). При цьому у вартісному вимірі світовий експорт алюмінієвого брухту в 2019 р. становив 11,8 млрд USD проти 3,3 млрд USD у 2001 р. (ріст в 3,6 рази).



Динаміка світового експорту брухту алюмінію та котувань первинного алюмінію на Лондонській біржі металів [8, 9]

Хоча слід відзначити, що експортні ціни на брухт алюмінієвий знаходяться під тиском котувань первинного алюмінію (99,7 % Al) на Лондонській біржі металів (London Metal Exchange, LME), що в свою чергу визначаються кон'юнктурою світового ринку первинного алюмінію. Оцінка річних коливань вартості експорту алюмінієвого брухту і котувань алюмінію на ЛМБ свідчить про достатньо тісний зв'язок між ними: коефіцієнт кореляції становить 0,66.

Світовий ринок брухту алюмінію формують майже 180 країн та територій. Проте лідируюча десятка країн-експортерів доволі стабільна і їх частка в кількісному вимірі склала 65,5 % в 2015 р. і 61,0 % в 2019 р. (табл. 1). Найбільшими експортерами фактично є дві країни – США і Німеччина, сукупна частка яких становила 32,6 (2015 р.) та 28,9 % (2019 р.).

За період з 2015 по 2019 рр. найбільш динамічними експортерами брухту алюмінію є Японія (ріст в 1,9 рази), Мексика (в 1,7 рази), Бельгія (в 1,3 рази) та США (в 1,2 рази). В цілому за звітний період експорт брухту алюмінію в світі збільшився з 7,9 до 9,8 млн т або в 1,2 рази (табл. 1). Українські компанії доволі пасивні в експорті брухту алюмінію і тому країна в світовому рейтингу займає місце в другій сотні (табл. 1). Якщо в 2015 р.

Таблиця 1

## Рейтинги світових експортерів брутту алюмінію в 2015 і 2019 рр.

Топ у 2015	2015				2019				2019 до 2015, %
	Країна - експортер	Кількість, тис. т	Частка, %	Топ у 2019	Країна - експортер	Кількість, тис. т	Частка, %		
1	США	1497,4	19,07	1	США	1808,7	18,52	120,8	
2	Німеччина	1064,3	13,55	2	Німеччина	1014,0	10,38	95,3	
3	Канада	500,9	6,38	3	Канада	555,4	5,69	110,9	
4	Франція	450,9	5,74	4	Франція	521,8	5,34	115,7	
5	Сполучене Королівство	406,1	5,17	5	Сполучене Королівство	477,5	4,89	117,6	
6	Нідерланди	340,0	4,33	6	Бельгія	366,1	3,75	129,0	
7	Бельгія	283,7	3,61	7	Нідерланди	362,6	3,71	106,7	
8	Австралія	261,3	3,33	8	Австралія	300,6	3,08	115,0	
9	Польща	179,9	2,29	9	Японія	278,7	2,85	185,7	
10	Саудівська Аравія	156,8	2,00	10	Мексика	274,1	2,81	175,6	
	Разом	5141,2	65,48		Разом	5959,4	61,02	115,9	
	Решта 157 країн	2710,9	34,52		Решта 177 країн	3806,2	38,98	140,4	
	Всього	7852,1	100,00		Всього	9765,6	100,00	124,4	
113	Україна	0,554		168	Україна	0,099		17,9	

Примітка : вихідні дані від International Trade Centre [8]; розрахунок автора

Україна експортувала 0,6 тис. т брутту алюмінію, то в 2019 р. – тільки 0,1 тис. т. В той час, як сусідка України Польща в 2015 р. експортувала 179,9 тис. т брутту алюмінію (9 місце рейтингу), а в 2019 р. – 258,3 тис. т (11 місце), тобто збільшила поставки в 1,4 рази.

Наразі серед імпортерів брутту алюмінієвого в 2015 і 2019 рр. чільні позиції займають Китай і Індія, сукупна частка яких в світовому імпорті становить 33,7 % (2015 р.) та 27 % (2019 р.) (табл. 2).

Слід відзначити, що впродовж 2015–2019 рр. частка чільної десятки країн, імпортерів брутту алюмінію, зменшилась в кількісному вимірі з 74,2 до 69,2 % при збільшенні обсягу імпорту на 7,6 %. В той же час решта країн – імпортерів наростила закупки на 37,6 %. Україна звітного періоду збільшила імпорт брутту алюмінію в 36,9 раз, хоча у порівнянні з Польщею українські масштаби імпорту не виглядають вельми

**Таблиця 2**  
**Рейтинги світових імпортерів брухту алюмінію в 2015 і 2019 рр.**

Топ у 2015	2015				2019				2019 до 2015, %
	Країна - імпортер	Кількість, тис. т	Частка, %	Топ у 2019	Країна - імпортер	Кількість, тис. т	Частка, %		
1	Китай	2087,0	23,65	1	Китай	1395,5	13,71	66,9	
2	Індія	882,9	10,00	2	Індія	1350,7	13,27	153,0	
3	Німеччина	790,1	8,95	3	Німеччина	968,0	9,51	122,5	
4	Республіка Корея	746,0	8,45	4	Республіка Корея	885,9	8,70	118,8	
5	Італія	520,4	5,90	5	Італія	664,2	6,53	127,6	
6	США	509,8	5,78	6	США	568,3	5,58	111,5	
7	Австрія	284,1	3,22	7	Малайзія	384,0	3,77	409,6	
8	Бельгія	247,3	2,80	8	Австрія	303,8	2,98	106,9	
9	Франція	243,5	2,76	9	Бельгія	271,3	2,67	109,7	
10	Польща	239,0	2,71	10	Франція	254,4	2,50	104,5	
	Разом	6550,0	74,21		Разом	7046,1	69,23	107,6	
	Решта 116 країн	2275,8	25,79		Решта 104 країн	3132,0	30,77	137,6	
	Всього	8825,8	100,00		Всього	10178,1	100,00	115,3	

Примітка: вихідні дані від International Trade Centre, [8]; розрахунок автора

вважаються. У 2019 р. Польща імпортувала 222, 5 тис. т брухту алюмінію (13 місце світового рейтингу), а Україна – майже 3 тис. т (50 місце світового рейтингу) (табл. 2).

В технічному плані застосування технологій переробки відходів і брухту алюмінію визначається їх структурою збору в межах країни і структурою імпорту з інших країн.

**Структура відходів і брухту алюмінію в Україні.** Відповідно до Класифікатора відходів ДК 005-96 відходи та брухт алюмінію утворюють два класифікаційних угруповання: код 2732.2 «Відходи виробничо-технологічні алюмінію, сплавів алюмінієвих та прокату алюмінієвого» і код 2732.3 «Відходи кінцевої продукції виробництва алюмінію, сплавів алюмінієвих та прокату алюмінієвого». В свою чергу перше класифікаційне угруповання містить 21 товарну позицію, а друге – п'ять товарних позицій.

**Таблиця 3**  
**Структура утворення та утилізації відходів алюмінієвого виробництва в Україні 2018 р.**

Найменування	код ДК 005-96	Утворено відходів		Утилізовано відходів	
		тонн	%	тонн	%
Шлак первинного плавлення алюмінію (білий дрос), що утворюється при першому плавленні	2732.2.9.01	830,894	0,04	–	–
Пудра алюмінієва, що утворюється у процесах металургії алюмінію (перше плавлення)	2732.2.9.02	0,2	0,00	–	–
Шлак знятий, що утворюється у процесах металургії алюмінію (перше плавлення)	2732.2.9.05	254,967	0,01	0,165	0,07
Шлак соляний вторинного плавлення, що утворюється у процесах металургії алюмінію	2732.2.9.06	299,703	0,02	–	–
Відходи очищення газу тверді, що утворюються у процесах металургії алюмінію	2732.2.9.09	0,6	0,00	–	–
Зола та залишки інші, що утворюються у процесах металургії алюмінію	2732.2.9.11	418,257	0,02	218,393	52,22
Шлами червоні, які утворюються при глиноземному виробництві алюмінію	2732.2.9.14	1929,401	99,91	–	–
Разом суміш метал-неметал, тонн		1931205,621	100,00	218,558	0,01
Брухт та відходи алюмінію та його сплавів кускові, що утворюються при виробництві прокату алюмінієвого	2732.2.9.19	35,911	31,52	4,928	13,72
Напівфабрикати, прокат власного виробництва з алюмінію та його сплавів, які не придатні для використання за призначенням	2732.2.9.21	12,452	10,93	–	–
Прокат алюмінієвий некондиційний	2732.3.1.01	8,59	7,54	–	–
Брухт прокату алюмінієвого	2732.3.1.02	0,653	0,57	–	–
Алюміній, сплави алюмінієві та прокат алюмінієвий, забруднені радіонуклідами та (або) шкідливими (небезпечними) речовинами	2732.3.2.01	56,329	49,44	–	–
Разом металеві відходи, тонн	–	113,935	100,00	4,928	13,72

Примітка: вихідні дані від Держстату України. URL: <http://www.ukrstat.gov.ua/> [10]; розрахунки автора.

В той же час, якщо виходити з аналізу структури утворення відходів алюмінієвого виробництва від Держстату України за 2018 р., то в координатах неметал – метал реально утворення відходів можна поділити на дві групи: відходи у вигляді суміші метал–неметал та металеві відходи (табл. 3).

Таким чином наведена вище номенклатура відходів алюмінієвого виробництва в Україні (табл. 3) формує відповідні вимоги до технології, що застосовуються або розробляються з метою підвищення ефективності переробки (рециклінгу) відходів та брухту алюмінію.

*Технологічні аспекти переробки відходів алюмінієвих в системі метал-неметал.* Як відзначається в дослідженні [11], джерелами утворення алюмінієвих шлаків є наступні:

- при виробництві первинного алюмінію утворюються «збори», які у вигляді пінки що містять менше 45 % Al, або як дроси – більше 45 % Al;
- при виробництві вторинних алюмінієвих сплавів з застосуванням рафінуючих соляних флюсів;
- при безфлюсовій плавці алюмінієвих сплавів в ливарних цехах утворюються шлаки/збори, які містять від 20 до 80 % Al.

В той же час відмічається, що алюмінієві шлаки можуть бути порошкоподібні (містять від 10 до 20 % Al) та грудковаті (містять від 45 до 80 % Al) [12].

Для переробки алюмінієвих шлаків в світі використовується гамма металургійних технологій (табл. 4).

Традиційно в ХХ ст. переробку алюмінієвого шлаку (дросу) проводили в обертовій соляній печі (rotary salt furnace, RSF або RSF – process) з газовим або нафтовим пальником. При цьому в піч присаджували до 50 % від маси дросу соляний флюс. Проте недоліком цієї технології є продукування соляного кеку, що містить оксиди

**Таблиця 4**

**Технології переробки алюмінієвих шлаків**

Технологічний процес	Найменування технології	Основні характеристики, переваги, недоліки	Джерело
Переробка гарячих шлаків	центрифугування (процес ECOCENT)	передбачає економічне та екологічне видалення алюмінію шляхом центрифугування гарячого шлаку; робочий цикл продовжується 40 хв., а частка видаленого алюмінію становить більше 90 %; розроблено компанією FOCON, Австрія.	[14]
	пресування (процес TARDIS)	видалення алюмінію з гарячого дросу пресуванням; розроблено компанією ALTEK, Велика Британія	[15]
Переробка холодних шлаків	содова технологія	п'ятиетапний процес, що включає: 1 – сплавляння оксиду алюмінію з карбонатом натрію, 2 – теплова обробка в автоклаві, 3 – прожарювання гідрооксиду алюмінію, 4 – електроліз глинозему, 5 – рафінування алюмінію хлором; перевагу вбачають в зв'язуванні алюмінію в алюмінат натрію; недоліком технології є виділення оксиду вуглецю.	[16]

Первинна переробка алюмінієвих шлаків включає такі технологічні процеси, як: ручне сортування, охолодження, перемішування, вібраційний грохот, роторне охолодження, охолодження інертним газом (Inert Gas Dross Cooling, IGDC) [13].



та нітриди алюмінію, алюміній та солі в кількості більше 1 т на 1 т переробленого дросу. В результаті створюються певні екологічні проблеми для середовища. З метою вирішення цієї проблеми в світі почали розробляти технології безсольової переробки алюмінієвого дросу. В Канаді в 1987 р. Hydro-Quebec Research Center (Hydro-Québec's research institute) виконав роботу по заміні в обертовій соляній печі традиційне джерело нагріву на плазмовий пальник, що працював на азоті або повітрі (патент США 4960460 від 1990 р.). Робоча температура печі становила 700...800 °С. Впродовж дев'яти років роторна піч з плазмовим пальником експлуатувалась в Alcan Treatment Center, м. Жонкьєр, Канада [17, 18].

Hydro-Quebec Research Center, Канада, розробив і запатентував технологію DROSCAR для переробки алюмінієвого шлаку без використання сольових флюсів. Вона базується на роторній похилій печі, але в якості джерела нагріву використовується електрична дуга постійного струму між двома графітовими електродами (роторна дугова піч). Для запобігання окислення алюмінію плавка проводиться в середовищі аргону [17, 18].

*ALUREC process* розроблено німецькими компаніями. В основі технології – роторна похила піч, нагрівання шихти в якій забезпечується киснево-паливним пальником. Одночасно для мінімізації окислення відновлюваного металу (алюмінію) контролюється пічна атмосфера. Відзначається висока енергоефективність конструкції печі [17, 18].

Безсольовий DROSRITE process від PyroGenesis Canada Inc. передбачає завантаження гарячого дросу в футеровану роторну піч з аргонною атмосферою, яка обертається протягом 15...30 хв. Потім алюміній зливається в ківш, а в піч вприскується доза кисню. В результаті спалюється частина дросу, а коли температура в печі досягне 800...900 °С, подача кисню припиняється. Перед зливанням залишків дросу піч знову промивається аргонном [17].

Печі DROSRITE™ PyroGenesis здатні підвищити ефективність відновлення металів з відходів. При цьому не виробляються небезпечні побічні продукти, при одночасному зменшенні експлуатаційних витрат. Система Mini-DROSRITE™ може економічно переробляти впродовж року 500 т дросу порівняно з 3000–7500 т, що забезпечують інші більш потужні системи компанії [19].

*Плазмова обробка* алюмінієвого дросу вважається перспективною технологією серед інших запропонованих процесів безсольової обробки. За станом на 2015 р. функціонує два плазмових заводи з переробки алюмінієвого дросу: завод Alcan у Канаді та завод Plasma Processing Corp. у США. Вони характеризуються такими показниками: потужність плавлення коливається від 0,5 до 0,7 т/год.; процес каталізується солями; температура плавлення становить 700...750 °С; викиди парникових газів сягають норми в діапазоні до 1000 °С; печі енергетично затратні; вихід сольового шлаку сягає 500 кг [20].

Розроблена [11] експериментальна електротермічна установка для переробки алюмінієвих шлаків складається з плавильної накопичувальної печі та електродугової вакуумної камери однофазного змінного струму. Остання оснащена системою дозованої подачі подрібненого алюмінієвого шлаку. Відмічається, що дана технологія характеризується високою ефективністю відновлення алюмінію з шлаку, а також великою продуктивністю процесу. Хоча відсутня інформація стосовно технічних характеристик даної установки та її промислового випробування.

Компанія METALLURG ENGINEERING OÜ (Таллінн, Естонія) розробляє та просуває технологію електрошлакового переплаву алюмінієвих шлаків/дросу або Alucos–процес. Метод дозволяє вилучити з шлаку більше 95 % алюмінію. При цьому зменшується екологічне навантаження на навколишнє середовище. Для переробки використовували алюмінієвий шлак з вмістом 15...85 %  $Al_2O_3$  з присадкою кріоліту ( $Na_3AlF_6$ ). Для оцінки ефективності технології використано піч потужністю 600 кВт, ємністю тигля 0,5 куб. м, що забезпечує переробку 8000 т шлаку/рік і виробництво 4000 т алюмінію на рік. Розраховано, що виходячи з умов виробництва алюмінієвого шлаку в Китаї та

Західній Європі застосування Alусус–процесу є економічно доцільним, термін окупності складає до чотирьох років, виходячи з біржових цін на алюміній в 2014 р. [20].

Розроблену співробітниками Алтайського ДТУ технологію переплаву алюмінієвих шлаків в однофазній електродуговій печі змінного струму А–550МУ конструкції ІЕЗ ім. Є. О. Патона впроваджено на ЗАТ «Завод алюмінієвого литья» (м. Барнаул, РФ) в 2001 р. Вказана технологія забезпечує, при переплаві бідних алюмінієм «чорних» шлаків, вихід придатного 30...35 %, а у випадку багатих алюмінієм «білих» шлаків – 45...50 %. Залишковий вміст алюмінію в шлаках після переплаву становив 1,5...2 %, а енерговитрати – 1,5...2,0 кВт·ч/кг. В умовах даного підприємства технологія дозволяє отримувати до 100...150 т вторинних алюмінієвих сплавів на рік [21].

Алюмінієвий дрос можливо використовувати як добавку до бетону. Оцінка механічних властивостей показала, що застосування таких відходів, як наповнювача в бетон, призводить до підвищення міцності на згин на 40 % та міцності на стиск на 15 % у порівнянні з характеристиками бетону з цементом [22].

*Технологічні аспекти переробки алюмінієвого брухту.* В світі розроблено та використовують доволі широко лінійку плавильних печей для виробництва вторинних алюмінієвих сплавів з брухту. Однак при виборі типу плавильної печі слід керуватись такими показниками, як вмістом металу (алюмінію) в брухті, типом і вмістом домішок, геометрією брухту, варіаціями хімічного складу брухту, вартістю енергії, обсягом виробництва і бажаними характеристиками кінцевого продукту [23].

Виходячи з енергоефективності слід відзначити, що в США 95 % алюмінієвого брухту плавлять в газових відбивних (ревербераційних) печах, хоча вони більше енергозатратні, проте менш капіталоемки і простіші в експлуатації, ніж ротаційні печі. Наразі в Європі, де вартість енергії досить висока, перевагу надають ротаційним печам, як більш енергоефективним (табл. 5), [23].

**Таблиця 5**

**Узагальнені характеристики печей переробки алюмінієвого брухту [23]**

Найменування обладнання	Джерело енергії		Сфера застосування
	електрика	газ	
Тигельні печі (Crucible Furnace)	+	+	внутрішній брухт
Відбивні печі (Reverberatory Furnace)	–	+	масовий брухт
Ротаційні печі (Rotary Furnace)	–	+	масовий брухт
Втрати металу, %	0,5...3	5...8	–
Енергоефективність, %	90 (індукційні печі), 83 % (печі опору)	15...28 (тиглі газові)	–

Сучасна промисловість вторинної переробки (переплавки) металевого брухту використовує таке пічне обладнання: відбивні (ревербераційні) печі як ливарні та плавильні для чистого брухту з невеликою питомою поверхнею; ротаційні барабанні соляні печі для обробки забрудненого брухту з великою питомою поверхнею; двокамерні стаціонарні печі для брухту, забрудненого лише органікою. Стаціонарна ротаційна барабанна піч поступово замінюється нахиленою обертовою барабанною пічкою через кращі робочі параметри останньої. В деяких випадках використовують топкові та індукційні печі [24].

Відзначається [25], що в сучасних відбивних печах створюються умови для більш ефективного спалювання палива і зменшення втрат металу. Останнє досягається за рахунок завантаження твердої шихти в ванну з розплавом, а також примусовою циркуляцією розплаву (газодинамічні імпульсні насоси, низькочастотні електромагнітні перемешувачі, електромагнітні насоси).

Крім того, використання гарячих відхідних газів для попереднього нагрівання завантаженої шихти, покращує енергоефективність відбивної печі від 40 до 50 % [23].

Прикладом такої плавильної печі є багатокамерна відбивна піч Hertwich Ecomelt від компанії Hertwich Engineering GmbH з Австрії [26]. Вона призначена для переробки алюмінієвого брухту з домішками фарби та пластиків. Конструктивно передбачено автоматичне завантаження брухту в приймальний бокс печі, де він нагрівається до температури 400...500 °С. При цьому органічні домішки газифікуються і заміщують до 80 % паливного газу. В подальшому нагрітий брухт занурюється в розплав алюмінію, а електромагнітний насос забезпечує циркуляцію розплаву та інтенсифікацію процесу плавлення. Плавильна піч Ecomelt PS має потужність 12 т/год (250 т/добу). Завдяки поєднанню закритого завантажувального боксу печі та високоефективного обладнання для спалювання, забезпечується дотримання екологічних норми [26].

В той же час відбивні плавильні печі замінюються похилими ротаційними/обертливими плавильними печами. Це обумовлено тим, що останні мають на 50 % більшу продуктивність при зростанні металургійного виходу на 3...5 % та зменшенні витрат палива до 25 % [27].

*Роторні плавильні печі* у порівнянні з відбивними печами відзначаються дуже турбулентними хіміко-динамічними процесами, які досить важко моделювати. Це обумовлено випадковим законом переміщення брухту, розплаву та гарячого газу, неоднорідністю брухту, переносом енергії та взаємодії розплаву з твердим брухтом. В той же час числове моделювання дозволяє вдосконалити процес і оптимізувати конструкцію печі. Кардинальним системним технічним рішенням є перехід від печей з стаціонарної горизонтальної вісі обертання до нахиленої під кутом вісі обертання печі. Це дозволяє мінімізувати час таких технологічних операцій, як: завантаження шихти, видалення розплаву та шлаку. Крім того, в таких печах можливо плавити брухт без використання флюсів [23].

Роторні печі похилі для плавлення як різних видів алюмінієвого брухту, так і дросу, розробляє компанія Melting Solutions, США, Велика Британія [28]. Покупцям пропонується лінійка печей місткістю від 1 до 23 тон алюмінію.

В Україні роторні печі похилі реалізує ТОВ «Вогнемаш – Україна», м. Кривий Ріг [29] і ПП «Компанія ЛІК», м. Черкаси [30].

Технологія плавки та соляні електричні печі застосовується для перероблення складного алюмінієвого брухту [31]. Конструктивно соляна піч в однофазному виконанні оснащена верхнім та нижнім вуглеграфітовими електродами. В якості соляної ванни використовували суміш NaCl–KCl з добавками NaF і BaCl<sub>2</sub>. Комбінована електросольова обробка розплаву забезпечує рафінування та модифікування структури алюмінієвих сплавів. Сферами застосування цих печей є переробка алюмінієвих стружки та відходів машинобудівних заводів.

*Електрошлаковий метод* переплаву на установці А-550 використали для переплавки некомпактних відходів (стружка) алюмінієвих сплавів АЛ25, Д16 і АМг2. Технологія передбачала використання соляного шлаку, що містив NaCl, KCl, KCl\*MgCl<sub>2</sub> та Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>. При цьому продуктивність печі становила 100...120 кг/год при витратах електроенергії 450...500 кВт/год. Соляний шлак вводився в кількості 10...15 % від маси металеві шихти, а втрати металу становили 2...4 %. Визначено, що механічні властивості сплаву АЛ25 в чушках, отриманого електрошлаковим переплавом, відповідають вимогам стандарту [32, 33].

Для забезпечення чистоти вторинних алюмінієвих сплавів від газів (водню) та неметалевих (окисних) включень слід в технологічній схемі передбачити відповідні технологічні процеси. Серед них: рафінування інертними газами, вакуумування, фільтрація, використання таблетованих солей та роторну дегазацію [23]. В той же час слід відзначити, що в проаналізованих роботах відсутні дані стосовно вимірювання вмісту газів і окисних включень в готових розплавах алюмінієвих сплавів.

*Освітні аспекти.* Подальший розвиток в Україні вторинної переробки відходів та брухту металів в значній мірі залежить від підготовки в технічних університетах відповідних спеціалістів. В першу чергу це вимагає запровадження учбово-практичних курсів з рециклінгу металевого брухту, включаючи інформацію стосовно виробників відповідного обладнання та стану сучасного світового ринку металевого брухту та відходів. Звертаю увагу викладачів та науковців на книги з проблематики переробки вторинних алюмінієвих сплавів, а саме: Christopher J. Schmitz. Handbook of Aluminium Recycling. Vulkan-Verlag GmbH (June 1, 2007). 510 p. та Mark E. Schlesinger. Aluminium Recycling. Second Edition. CRC Press. 2013. 282 p.

### **Висновок**

Світовий ринок алюмінієвого брухту та відходів активно розвивається. За період з 2001 по 2019 р. експорт алюмінієвого брухту в кількісному вимірі збільшився в 2,7 рази, а в вартісному – в 3,6 рази. Це обумовлено енергоефективністю вторинної переробки, яка дозволяє зменшити витрати на 95 % порівнянно з виробництвом первинного алюмінію. Крім того слід враховувати зростання попиту на алюмінієві сплави в сегменті електромобілебудування. З іншого боку ЄС проводить політику щодо 95 % утилізації старих автомобілів. Для переплавки алюмінієвого брухту та відходів використовують досить широку гамму плавильних агрегатів, як у сольовому, так і безсольовому виконанні. Проте з точки зору енергоефективності, теплообміну та охорони навколишнього середовища потрібно розробляти більш досконалі конструкції плавильних печей. Вочевидь в Україні настав час для створення промисловості переробки металевого брухту та відходів.

### **Список літератури**

1. International Aluminium Institute. URL: <http://www.world-aluminium.org>.
2. Bayliss C. The Aluminium Story (2019). 2019 Light Metals Keynote Session: Aluminum Industry: Vision for the Next Decade. San Antonio, Texas. March 10-14, 2019. 41 p.
3. Metal Recycling Factsheet. EuRIC AISBL – Recycling: Bridging Circular Economy & Climate Policy. URL: <https://www.euric-aisbl.eu/>
4. Passarini, F., Ciacci L., Nuss P. and Manfredi S., Material Flow Analysis of Aluminium, Copper, and Iron in the EU-28, EUR 29220 EN, Publications Office of the European Union, Luxembourg, 2018. 104 p.
5. 2019 Recycling Industry Yearbook. Institute of Scrap Recycling Industries. USA. 2019. 80 p.
6. Strategy on Resource Efficiency in aluminium sector. Ministry of Mines Government of India. Januar 2019. 110 p.
7. Бойченко С. В., Іванченко О. В., Яковлева А. В. Рециклінг і утилізація авіаційної техніки: світові тенденції та особливості впровадження. Наукоємні технології, 2017. № 2 (34). С. 140–149.
8. International Trade Centre. URL: <http://intracen.org/>
9. Бази даних Світового банку. URL: <https://www.worldbank.org/>
10. Держстат України. URL: <http://www.ukrstat.gov.ua/>
11. Верховлюк Ф. М., Довбенко В. В., Червоний І. Ф. Аналіз технологій переробки алюмінієвого скрапу. Scientific Journal «ScienceRise», Технічні науки. 2019. № 12 (65). С. 47–54.
12. Селянин І. Ф., Деев В. Б., Кухаренко А. В. Ресурсо- и экологосберегающие технологии производства вторичных алюминиевых сплавов. Известия вузов. Цветная металлургия. 2015, № 2. С. 20–25.
13. Strategy on Resource Efficiency in aluminium sector. Ministry of Mines Government of India. Januar 2019. 110 p.
14. Bernd K. Improvement Of The Metal Recovery From Dross By Centrifuging Of Hot Dross. 1995. URL: <https://www.onemine.org/document/abstract.cfm?docid=208061&title=Improvement-Of-The-Metal-Recovery-From-Dross-By-Centrifuging-Of-Hot-Dross/>
15. The TARDIS Gen II Dross Presses. URL: <https://www.altek-al.com/dross-press.html/>
16. Верховлюк Ф. М., Довбенко В. В., Червоний І. Ф. Особливості переробки алюмінієвого шлаку. Прикладні науково-технічні дослідження: матеріали IV міжнар. наук.-прак. конф., 1–3 квіт. 2020р., м. Івано-Франківськ/ Академія технічних наук України. Івано-Франківськ : ДВНЗ «Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника»,

2020. Т. 1. С. 162–163. URL: [http://ukrtsa.org.ua/media/theses/4-prykladni-naukovo-tekh-nichni-doslidzhennia/ATSU2020\\_T1\\_P162.pdf](http://ukrtsa.org.ua/media/theses/4-prykladni-naukovo-tekh-nichni-doslidzhennia/ATSU2020_T1_P162.pdf).
17. Unlu N., Drouet M. G. Comparison of salt-free aluminum dross treatment processes. Elsevier Science B. V. Resources, Conservation and Recycling. 2002. 36. pp. 61–72.
  18. WO2014/207072A1 Aluminium Dross Processing. C22B7/04(2006.01). Priority Data: 26 June 2013.
  19. PyroGenesis Unveils New Mini-DROSRITE™ System. GlobeNewswire–June 25, 2018. URL: [https://www.pyrogenesis.com/wp-content/uploads/2018/11/PyroGenesis-Unveils-New-Mini-Drosrite-System\\_Final.pdf](https://www.pyrogenesis.com/wp-content/uploads/2018/11/PyroGenesis-Unveils-New-Mini-Drosrite-System_Final.pdf).
  20. Baklanov J. New approach in Aluminium Production from Aluminium Slag–Economic, Technical and Environmental Analysis. Tallinn university of technology. Master of Science in Engineering. Tallinn 2015. 92 P.
  21. Радченко В. Г., Шабалин В. Н., Трашков К. М., Душаткин В. И., Широков И. С. Переплавление алюминиевых шлаков в электродуговой печи. Ползуновский альманах. 2003, № 4. С. 78–79.
  22. Dai C. Development of Aluminium Dross-based Material for engineering application. Master of Science. Worcester polytechnic institute. January 2012. 43 P.
  23. Cappuzzi S., Timelli G. Preparation and Melting of Scrap in Aluminum Recycling: A Review. Metals 2018, 8, 249; 24 p.
  24. Roadmap From Europe and North America. Workshop on Aluminium Recycling. 13th-15th June, 2010 Trondheim, Norway. 28 P.
  25. Нестеренко Т. М. Перспективні напрями вдосконалення технології та обладнання для металургійної переробки вторинної алюмінієвої сировини. Scientific researches and their practical application. Modern state and ways of development. 2015. 7 С.
  26. Multi Chamber Melting Furnace (Ecomelt). URL: <http://www.hertwich.com/index.php/products/melting/multi-chamber-furnace>.
  27. Нестеренко Т. М. Сучасний стан переробки вторинної алюмінієвої сировини. 2017. 1 с.
  28. The Tilt Rotary Furnace. Altek Melting Solutions Ltd., UK. 2012. 8 P.
  29. Роторные наклонные печи. URL: [https://vognemash.ucoz.com/board/rotornye\\_naklonnyye\\_pechi/13](https://vognemash.ucoz.com/board/rotornye_naklonnyye_pechi/13).
  30. Роторная наклонная печь для алюминия. URL: <http://lik.ck.ua/production/8/rotornaya-naklonnaya-pech-dlya-alyuminiya/>.
  31. Барбин Н. М. Переработка вторичного сырья и техногенных отходов цветных металлов в ионных расплавах хлоридов, карбонатов, гидроксидов: автореферат дис. доктора технических наук: 05.16.07 / Ин-т металлургии УрО РАН. Екатеринбург, 2004. 42 с.
  32. Смалюх М. Р. Електрошлаковий перепад некомпактних відходів сплавів на основі алюмінію. Магістерська дисертація. НТУУ «КПІ». 2015. 80 С.
  33. Гнатушенко О. В. Нові технології електрошлакової плавки некомпактних відходів алюмінієвих і мідних сплавів та їх рафінування. Автореферат дис. на здобуття наукового ступеня канд. тех. наук, ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Київ. 2011. 26 С.

Надійшла 04.08.2020

## References

1. International Aluminium Institute. URL: <http://www.world-aluminium.org>. [in English]
2. Bayliss C. The Aluminium Story (2019). 2019 Light Metals Keynote Session: Aluminum Industry: Vision for the Next Decade. San Antonio, Texas. March 10-14, 2019. 41 p. [in English]
3. Metal Recycling Factsheet. EuRIC AISBL – Recycling: Bridging Circular Economy & Climate Policy. URL: <https://www.euric-aisbl.eu/> [in English]
4. Passarini, F., Ciacci L., Nuss P. and Manfredi S. (2018) Material Flow Analysis of Aluminium, Copper, and Iron in the EU-28, EUR 29220 EN, Publications Office of the European Union, Luxembourg, 104 p. [in English]
5. 2019 Recycling Industry Yearbook. Institute of Scrap Recycling Industries. USA. 2019. 80 p. [in English]
6. Strategy on Resource Efficiency in aluminium sector. Ministry of Mines Government of India. Januar 2019. 110 p.
7. Boychenko S. V, Ivanchenko O. V, Yakovleva A. V. (2017) Recycling and disposal of aircraft: global trends and features of implementation. Science-intensive technologies, no. 2 (34), pp. 140–149. [in Ukrainian]

8. International Trade Centre. URL: <http://intracen.org/> [in English]
9. World Bank databases. URL: <https://www.worldbank.org/>
10. State Statistics Service of Ukraine. URL: <http://www.ukrstat.gov.ua/> [in Ukrainian]
11. Verkhovlyuk F. M., Dovbenko V. V., Red I. F. (2019) Analysis of technologies for processing aluminum scrap. Scientific Journal «ScienceRise», no. 12 (65), pp. 47–54.
12. Selyanin I. F., Deev V. B., Kukharenko A. V. (2015) Resource- and eco-saving technologies for the production of secondary aluminum alloys. Proceedings of universities. Non-ferrous metallurgy, no. 2, pp. 20–25. [in Russian]
13. Strategy on Resource Efficiency in aluminium sector. Ministry of Mines Government of India. Januar 2019. 110 p.
14. Bernd K. (1995) Improvement Of The Metal Recovery From Dross By Centrifuging Of Hot Dross. [in English]  
URL: <https://www.onemine.org/document/abstract.cfm?docid=208061&title=Improvement-Of-The-Metal-Recovery-From-Dross-By-Centrifuging-Of-Hot-Dross/>
15. The TARDIS Gen II Dross Presses. URL: <https://www.altek-al.com/dross-press.html/> [in English]
16. Verkhovlyuk A. M., Dovbenko V. V., Chervoniy I. F. (2020) Peculiarities of recycling aluminum slag. Applied scientific and technical advances: materials of the 4th international. nauk.-practical. conf., 1-3 april, 2020., M. Ivano-Frankivsk / Academy of Technical Sciences of Ukraine. Ivano-Frankivsk: DVNZ "Precarpathian National University of the Name of Vasyl Stefanyk", vol. 1, pp. 162–163. URL: [http://ukrtsa.org.ua/media/theses/4-prykladni-naukovo-tekhnichni-doslidzhennia/ATSU2020\\_T1\\_P162.pdf](http://ukrtsa.org.ua/media/theses/4-prykladni-naukovo-tekhnichni-doslidzhennia/ATSU2020_T1_P162.pdf). [in Ukrainian]
17. Unlu N., Drouet M. G. (2002) Comparison of salt-free aluminum dross treatment processes. Elsevier Science B. V. Resources, Conservation and Recycling, 36. pp. 61–72.
18. WO2014/207072A1 Aluminium Dross Processing. C22B7/04(2006.01). Priority Data: 26 June 2013.
19. PyroGenesis Unveils New Mini-DROSRITE™ System. GlobeNewswire–June 25, 2018. URL: [https://www.pyrogenesis.com/wp-content/uploads/2018/11/PyroGenesis-Unveils-New-Mini-Drossrite-System\\_Final.pdf](https://www.pyrogenesis.com/wp-content/uploads/2018/11/PyroGenesis-Unveils-New-Mini-Drossrite-System_Final.pdf).
20. Baklanov J. (2015) New approach in Aluminium Production from Aluminium Slag–Economic, Technical and Environmental Analysis. Tallinn university of technology. Master of Science in Engineering. Tallinn. 92 P.
21. Radchenko V. G., Shabalin V. N., Trashkov K. M., Dushatkin V. I., Shirokov I. S. (2003) Remelting of aluminum slag in an electric arc furnace. *Polzunovsky almanac*, no. 4, pp. 78–79. [in Russian]
22. Dai C. Development of Aluminium Dross-based Material for engineering application. Master of Science. Worcester polytechnic institute. January 2012. 43 P. [in English]
23. Cappuzzi S., Timelli G. (2018) Preparation and Melting of Scrap in Aluminum Recycling: A Review. *Metals*, 8, 249; 24 p. [in English]
24. Roadmap From Europe and North America. Workshop on Aluminium Recycling. 13th-15th June, 2010 Trondheim, Norway. 28 p. [in English]
25. Nesterenko T. M. (2015) Perspective directions of improvement of technology and equipment for metallurgical processing of secondary aluminum raw materials. Scientific researches and their practical application. Modern state and ways of development, 7 p.
26. Multi Chamber Melting Furnace (Ecomelt). URL: <http://www.hertwich.com/index.php/products/melting/multi-chamber-furnace>.
27. Nesterenko T. M The current state of processing of secondary aluminum raw materials, 2017, 1 p. [in Ukrainian]
28. The Tilt Rotary Furnace. Altek Melting Solutions Ltd., UK. 2012. 8 P.
29. Rotary inclined furnaces. URL: [https://vognemash.ucoz.com/board/rotornye\\_naklonnye\\_pechi/13](https://vognemash.ucoz.com/board/rotornye_naklonnye_pechi/13).
30. Rotary tilting furnace for aluminum. URL: <http://lik.ck.ua/production/8/rotornaya-naklonnaya-pech-dlya-alyuminiya/>.
31. Barbin N. M. (2004) Processing of secondary raw materials and technogenic waste of non-ferrous metals in ionic melts of chlorides, carbonates, hydroxides: abstract of dis. Doctor of echnical Sciences: 05.16.07 / Institute of Metallurgy, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences. Yekaterinburg, 42 p. [in Russian]
32. Smalyukh M. R. (2015) Electroslag remelting of non-compact wastes of aluminum-based alloys. Master's thesis. NTUU "KPI", 80 p. [in Ukrainian]
33. Gnatushenko O. V. (2011) New technologies of electroslag smelting of non - compact wastes of aluminum and copper alloys and their refining. Abstract dis. for the degree of Candidate of

Received 04.08.2020

V. A. Gnatush, PhD (Engin.), independent analyst, e-mail: vgnatush@gmail.com

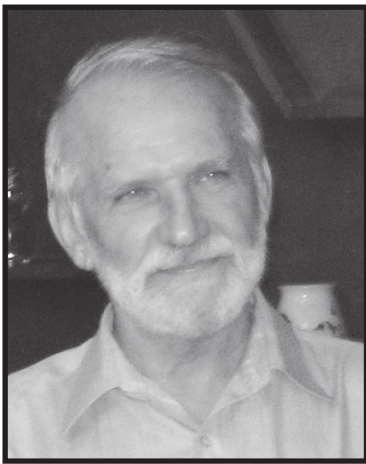
## **GLOBAL TRENDS IN THE MARKET FOR RECYCLING WASTE AND SCRAP OF ALUMINUM ALLOYS**

*The analysis of the world market for recycling waste and scrap of aluminum alloys is presented. It is predicted that by 2040. the share of secondary aluminum alloys will reach almost 80% of aluminum production in the world. It is shown that for the period from 2001 to 2019. world export of aluminum scrap increased 2.7 times in quantitative terms and 3.6 times in value terms. Leaders in the global export market for aluminum scrap in 2019 are the USA (share 18.5%) and Germany (10.4%). For the period from 2015 to 2019. the most dynamic exporters of aluminum scrap are Japan (up 1.9 times), Mexico (1.7 times), Belgium (1.3 times) and the USA (1.2 times). The largest importers of aluminum scrap in the world in 2019 were China (13.7% share) and India (13.4%). The analysis of the structure of waste and scrap of aluminum in Ukraine for 2018 is presented. Based on the commodity structure of the formation of aluminum waste and scrap, the world has developed appropriate technologies and equipment. The developed and used technologies for processing non-metallic aluminum waste (slag, dross), both in salt and salt-free versions, are considered. Information on technologies and designs of furnaces for processing aluminum scrap is also provided. The positive and negative indicators of their operation are shown. The prospects of using inclined rotary furnace for large-scale processing of aluminum scrap are noted. Attention is drawn to the need to train specialists in Ukraine in the field of processing scrap metal and waste.*

**Keywords:** market, secondary aluminum alloys, waste, scrap, slag, technologies, trends, production, melting furnaces.

## Пам'ятаємо

### Володимира Михайловича Щеглова



З глибоким сумом повідомляємо, що 9 червня 2020 р. пішов з життя відомий вчений-металург, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник ФТІМС НАН України **Щеглов Володимир Михайлович**.

Свій трудовий шлях В. М. Щеглов почав слюсарем на Донецькому заводі «Енергомаш». У 1958 р. вступив до металургійного факультету Донецького політехнічного інституту, де одержав у 1963 р. спеціальність інженера сталеплавильного виробництва і був направлений на роботу до Харкова в Український інститут металів. У період 1963–1966 рр. навчався в аспірантурі під науковим керівництвом академіка НАН України В. О. Єфімова. З цього часу вся наукова діяльність Володимира Михайловича пов'язана з Фізико-технологічним інститутом металів і сплавів НАН України.

Серед основних напрямів його досліджень: процеси плавки, розливання та кристалізації сталі в зливках та виливках; зовнішні впливи на рідкий метал під час кристалізації і структуроутворення великих ковальських зливків.

Наукова діяльність Володимира Михайловича як металурга прийшла на період підйому популярності і авторитету Інституту, як лідера інтенсифікації процесів виробництва сталі, чавуну, прокату. Існуюче обладнання, зокрема щодо процесів розливки сталі з великогрузних ковшів, було найбільш «вузьким місцем» сталеплавильного виробництва. Співробітники Інституту, у тому числі і В. М. Щеглов, брали безпосередню участь в розробленні і промислового впровадженні швидкісної розливки сталі у великі зливки на багатьох підприємствах СРСР – Маріупольському заводі ім. Ілліча, «Азовсталі», Череповецькому металургійному комбінаті, Західно-Сибірському та ін.

Слід відзначити його вагомий внесок у розробку і впровадження технології швидкісної розливки сталі під шлаком і шлакоутворюючими сумішами, що забезпечило практичну можливість розливки великих ковшів (350–480 т) у зливки 16–25 т з підвищеними в 2–3 рази масовими швидкостями (до 15 т/хв), що вирішувало поставлені перед металургами державні завдання.

До доробку В. М. Щеглова відноситься виконане під керівництвом академіка В. О. Єфімова розроблення і впровадження промислової технології і автоматизованого агрегату безнапірної розливки сталі з забезпеченням одержання якісних зливків і прокату.

В. М. Щегловим проведено роботи зі створення науково-технологічних засад,



обладнання і промислових випробувань технології ендогенно-іннокуляційного впливу на кінетику кристалізації сталевих зливків шляхом вібраційної обробки розплаву занурюваними активаторами.

Результати досліджень В. М. Щеглова мають також важливе значення при виробництві великотонажних зливків і відповідальних поковок. Складність і актуальність проблем одержання великих якісних сталевих зливків і великий науково-практичний досвід В. М. Щеглова зумовили успішне проведення робіт з науковцями Інституту Металів Академії Наук Китаю і металургійними компаніями КНР в останні роки. За цикл робіт з великими зливками колектив виконавців представлений до державних нагород КНР, а Володимира Михайловича нагороджено «Орденем Дружби».

В останнє десятиріччя Володимир Михайлович виконав ряд вагомих досліджень щодо закономірностей кристалізації сталевих зливків і виливків за умов диференційованого і інтенсивного тепловідбору, встановлення зв'язку параметрів конвективного руху у виливках з концентраційним переохолодженням і кінетичними параметрами кристалізації на фізичну і хімічну неоднорідність виливків залежно від різних схем і умов тепловідбору. Володимир Михайлович є співавтором розроблення науково-технологічних засад спадкового модифікування сталей.

В. М. Щеглов є автором 185 наукових публікацій, монографії і 59 свідоцтв і патентів на винаходи.

***Світла пам'ять про відомого металурга, науковця, чудову людину назавжди залишиться у пам'яті всіх, хто спілкувався і працював з Володимиром Михайловичем Щегловим.***

## Пам'ятаємо

### Юрія Васильовича Моїсеєва



Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України з глибоким сумом сповіщає про те, що 17 червня пішов з життя відомий вчений в галузі металургії і ливарного виробництва, доктор технічних наук, провідний науковий співробітник **Моїсеєв Юрій Васильович**.

Ю. В. Моїсеєв народився у селі 1-е Парголово Ленінградської обл. Після закінчення у 1956 р. середньої школи м. Алма-Ати пропрацював рік бетонником будівельно-монтажного управління. З 1957 по 1962 р. був студентом механіко-металургійного факультету Харківського політехнічного інституту, в якому здобув кваліфікацію інженера-механіка за спеціальністю «Машини і технології ливарного виробництва». По закінченні інституту Юрій Васильович був направлений на роботу в Інститут ливарного виробництва АН УРСР (нині Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України), в якому працював до останніх днів життя. Послідовно обіймав посади інженера, старшого інженера, провідного інженера, головного конструктора, молодшого і старшого наукового співробітника, завідувача відділу спеціальних способів лиття СКТБ ІПЛ АН УРСР. З 1984 року очолював відділ автоматизації ФТІМС НАН України. У 1969 р. Юрій Васильович захистив кандидатську, а у 1987 р. – докторську дисертації за спеціальністю «Ливарне виробництво».

До останнього часу Ю. В. Моїсеєв займав посаду провідного наукового співробітника відділу плавки і рафінування сплавів ФТІМС НАН України.

Спектр наукових досліджень Юрія Васильовича охоплює широке коло проблем ливарного виробництва. У їх числі – вивчення будови і механізму утворення кулястого графіту в чавунах, дослідження реологічних властивостей ливарних сплавів і фізичних впливів на ливарні процеси в інтервалі кристалізації сплавів. Особливе місце в його діяльності займають дослідження, спрямовані на створення автоматизованих процесів і обладнання для виготовлення виливків спеціальними способами литва.

За його участю створено типорозмірний ряд обладнання для лиття під низьким тиском, відцентрового лиття, лиття із спрямованою кристалізацією, лиття під електромагнітним тиском. Це обладнання стало складовою частиною організованих на машинобудівних підприємствах країни промислових ділянок і цехів лиття під тиском. В останні роки під керівництвом Ю. В. Моїсеєва в результаті виконання циклу робіт з неруйнуючої структуроскопії ливарних сплавів створено зразки малогабаритних приладів для оперативної оцінки структурного стану виливків з використанням акустичного, магнітного, струмовихрового і термоелектричного методів.

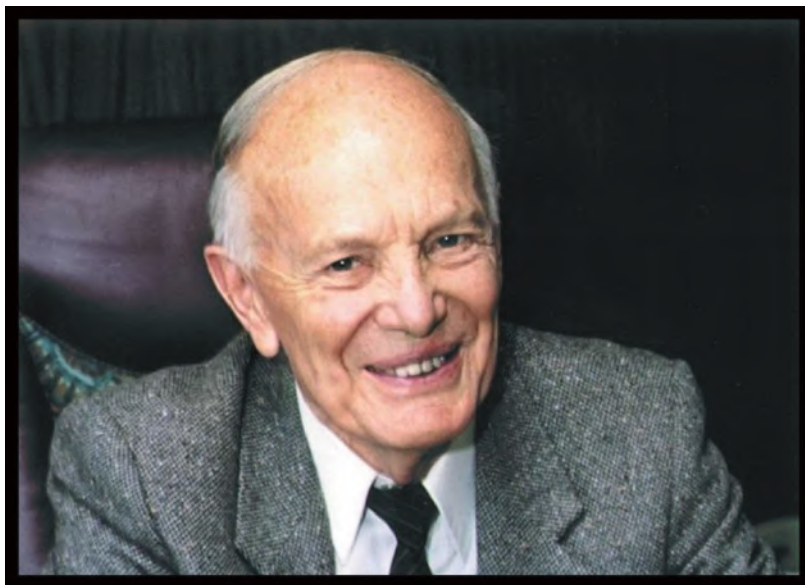
За результатами досліджень Ю. В. Моїсеєва опубліковано понад 180 наукових робіт, у тому числі дві монографії, отримано понад 80 авторських свідоцтв і патентів на винаходи.

Ю. В. Моїсеєва відрізняла також активна науково-організаційна діяльність як члена вченої ради ФТІМС НАН України, члена спеціалізованої вченої ради із захисту дисертацій ФТІМС НАН України та НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського». Юрій Васильович був також членом експертної ради ДАК України з металургії. Ю. В. Моїсеєв завоював в колективі високий авторитет і повагу завдяки своїй цілеспрямованості, аналітичному розуму, принциповості, порядності, а також доброзичливості і готовності допомогти людям.

***Юрій Васильович Моїсеєв назавжди залишиться у пам'яті тих, хто знав його, великим фахівцем своєї справи, шановним колегою, світлою і доброзичливою людиною з великим серцем.***

## Пам'ятаємо

### **БОРИСА ЄВГЕНОВИЧА ПАТОНА**



19 серпня 2020 року світову і вітчизняну науку спіткала велика втрата – на 102-му році життя зупинилося серце видатного українського вченого в галузі металургії, технології металів, електрозварювання та матеріалознавства, організатора науки, державного та громадського діяча, Президента Національної академії наук України, директора Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України, двічі Героя Соціалістичної праці, першого Героя України академіка Бориса Євгеновича Патона.

Борис Євгенович був вірним сином українського народу, взірцем дослідника, управлінця та громадянина, вирізняючись могутнім талантом, скромністю та працездатністю. Він любив повторювати, що наука – це його життя, а Академія – не просто робота, а друга, а можливо, і єдина його родина. Всі, хто мав щастя близько знати Бориса Євгеновича чи бодай раз спілкувався з ним у житті, підтвердять, що ця, без перебільшення, людина-епоха горіла своєю справою і робила все можливе й неможливе, щоб українська наука користувалася гідною увагою та підтримкою влади і громадськості. На його, як на Атлантових, плечах Національної академії наук України вдалося втриматися й зберегти автономність, самоврядність, свободу досліджень, що є невід'ємною умовою функціонування науки.

Можна було б довго перелічувати здобутки і нагороди академіка Бориса Патона, але залишимо це історикам і біографам. Науковці запам'ятають багаторічного очільника Академії передусім як Людину зі світлим розумом, небайдужим серцем, теплим гумором і високою людяністю, Людину, якої тепер дуже бракуватиме.

Б. Є. Патон творчо розвинув ідеї, продовжив справу, розпочату його батьком академіком Є. О. Патonom – засновником Інституту електрозварювання, і досяг нових вершин у науці.

Світовий авторитет Б. Є. Патону принесли різнобічна та надзвичайно плідна наукова й інженерна діяльність, прагнення спрямувати фундаментальні наукові дослідження на вирішення проблем суспільства. Близько 67 років він очолював всесвітньо відомий академічний Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона, що виріс у потужний науково-технічний комплекс, до структури якого входять науково-дослідний інститут, науково-технічні й конструкторсько-технологічні підрозділи, три дослідні заводи й експериментальне виробництво, інженерні центри та інші інноваційні організації, а також сертифікаційний і навчально-атестаційний центри.

58 років Б. Є. Патон був президентом Національної академії наук України. Під його керівництвом Академія стала одним із найбільших наукових центрів Східної Європи, широко відомим у всьому світі. Вона відіграла й відіграє важливу роль у житті суспільства і держави, у прогресі науки й освіти, у зміцненні обороноздатності і розвитку народного господарства України.

З самого початку найважливішим напрямом організаторської діяльності Патона-президента був розвиток широкого спектра фундаментальних досліджень і створення на їх основі новітніх технологій для масштабного промислового застосування, орієнтування академічних інститутів на цей шлях. Його прагнення поставити досягнення вчених на службу економіці, галузям промисловості і сільському господарству знайшло відображення у розвитку цілеспрямованих фундаментальних досліджень, активній участі академічних інститутів у науково-технічних програмах різного рівня. Особливо ефективно вдалося зміцнити зв'язки науки з виробництвом починаючи з 1960-х років. У той час було розвинуто дослідно-виробничу і конструкторську базу, інженерні центри, а також сформовано науково-технічні комплекси, у тому числі міжгалузеві. Завдяки цьому установи могли доводити свої наукові розробки до рівня високої готовності для практичного використання виробниками.

Нова сторінка в багатогранній діяльності Б. Є. Патона відкрилася в роки незалежності України. Як член Ради з питань науки і науково-технічної політики при Президентові України і Ради національної безпеки і оборони України Борис Євгенович зробив великий особистий внесок в адаптацію Національної академії наук і всієї науки України до умов ринкової економіки. Як голова Комітету з Державних премій України в галузі науки і техніки він невпинно піклувався про авторитет і престиж праці вчених. Великого значення Б. Є. Патон надавав інноваційній діяльності. Академія виступила ініціатором створення в Україні технологічних парків, метою яких є виконання проєктів з виробничого впровадження наукоємних розробок, високих технологій та забезпечення промислового випуску конкурентоспроможної на світовому ринку продукції.

Академік Б.Є. Патон постійно піклувався про наукову молодь, залучення талановитих молодих людей до наукової роботи. Він завжди пов'язував підготовку молодих науковців з покращенням умов складної, але важливої для суспільства праці вченого.

Борис Євгенович докладав багато зусиль для збереження й розвитку міжнародного наукового співробітництва Академії, зовнішньоекономічних зв'язків її інститутів з діловими партнерами із інших країн. Це співробітництво проявляється в активній участі вчених Академії у реалізації міжнародних наукових програм, проєктів, широкому обміні інформацією, укладанні численних ліцензійних угод і договорів.

Як людина, вчений і громадянин Б. Є. Патон мав неперевершений дар вести за собою в ім'я високої мети великі колективи вчених і організаторів науки, захоплювати їх невичерпним ентузіазмом, створювати сприятливі для творчості умови. Він завжди швидко і вчасно відгукувався і на проблеми, що виникали у колег, і на потреби економіки, держави.

Ми певні, що Справу Бориса Євгеновича буде продовжено, а його світле ім'я назавжди залишиться надихаючим прикладом для всіх нас. (ред.)

## ПРАВИЛА ОФОРМЛЕННЯ НАУКОВИХ СТАТЕЙ ДЛЯ ПУБЛІКАЦІЇ У НАУКОВО-ТЕХНІЧНОМУ ЖУРНАЛІ «ПРОЦЕСИ ЛИТТЯ»

До друку приймаються наукові статті українською або англійською мовами.

Обсяг рукопису не повинен перевищувати 15 сторінок формату А4 (Microsoft Word), шрифт – Times New Roman, розмір – 12, інтервал – 1,5, максимальна кількість ілюстрацій – 6, посилання в квадратних дужках в порядку згадування джерела в тексті.

**Кожна стаття має містити метадані.** Вони публікуються у виданні, на сайті видання і зберігаються в інформаційних і наукометричних базах. **Метаданими є:**

1. УДК.

2. Відомості про автора (авторів) із зазначенням імені / ініціалів і прізвища; наукового ступеня і вченого звання; посади, місця роботи (повна назва); населеного пункту (в дужках), де живе або працює автор, назви країни, e-mail. Усі відомості наводять у називному відмінку.

3. Назва публікації

4. **Анотація мовою, на якій написано роботу**, та ключові слова розміщуються перед текстом публікації після її назви. **Обсяг – не менше 1800 знаків із пробілами (приблизно 2/3 сторінки). Анотації подаються трьома мовами: українською, англійською та російською. Метадані, анотації та ключові слова мовами, відмінними від мови основного тексту, надаються в кінці статті.**

5. References (список **використаних джерел**) – має бути оформлений відповідно до міжнародного стандарту з переліку міжнародних стилів оформлення публікацій APA (American Psychological Association (APA) Style), коли рік публікації наводиться у круглих дужках після імені автора. **Наприкінці кожного бібліографічного запису в дужках необхідно вказувати англійською мовою мову оригіналу видання [in Ukrainian], [in English], [in Russian]. References має обов'язково надаватися англійською мовою (транслітерація даних авторів та переклад назви, джерела, тощо)**

Список літератури. У тексті посилання нумеруються в квадратних дужках, номер вказує на джерело в списку літератури. Посилання на неопубліковані роботи не допускаються.

Всі одиниці вимірювання даються у Міжнародній системі одиниць (СІ).

Таблиці повинні бути розміщені на окремих сторінках і пронумеровані арабськими цифрами відповідно до їх згадування в тексті. Посилання та примітки до таблиць, підписи до малюнків і фотографій розміщуються безпосередньо під ними.

Малюнки повинні бути оформлені за допомогою графічних редакторів, чорно-білими, **чіткими** (з роздільністю як мінімум 300 dpi) і **зроблені окремими файлами зі стандартними графічними розширеннями \* .jpeg, \* .tiff. Відскановані зображення графіків, діаграм, тощо – не допускаються.**

Іноземні прізвища в тексті подаються в українській транскрипції. Автори підписують екземпляр рукопису та малюнки (на звороті).

**Рецензія на статтю може подаватися авторами тільки із зазначенням контактних даних рецензента і лише після підтвердження, що стаття буде взята в роботу.**

Рукопис з рецензією та угодою про передачу авторами права на опублікування рукопису подається до редакції в електронному та роздрукованому вигляді або у вигляді відсканованого документа. Також додається контактна інформація відповідального автора (телефон, e-mail).

**Матеріали, що подаються до публікації, повинні бути оформлені відповідно до правил, прийнятих у цьому виданні, бути оригінальними та відповідати сучасному науково-технічному рівню.**

Редакція має право редагувати та скорочувати подані матеріали. Неопубліковані статті, а також електронні носії й ілюстрації авторів не повертаються.

За зміст статті, достовірність представлених результатів тощо відповідає автор.

**Статті надсилаються на електронну адресу: [plit.periodical@gmail.com](mailto:plit.periodical@gmail.com) з вказуванням в темі листа прізвища відповідального автора. В тексті листа автор може залишати коментарі та рекомендувати рецензента, надаючи його контактні дані.**

**Вся необхідна інформація також знаходиться на сайті журналу:**

**<https://plit-periodical.com.ua>**

**УГОДА  
ПРО ПЕРЕДАЧУ АВТОРАМИ  
ПРАВА НА ОПУБЛІКУВАННЯ РУКОПISУ**

Ми, що нижче підписалися, автори

\_\_\_\_\_

рукопис \_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_ (мова – українська/англійська)

передаємо без оплати засновникам і редколегії журналу «Процеси лиття» право опублікувати цей рукопис.

Ми підтверджуємо, що ця публікація: не порушує авторських прав інших осіб або організацій; не була раніше опублікована (за винятком публікації у вигляді резюме, частини опублікованої лекції, тез, огляду або дисертації); раніше не передавали в інші видавництва для публікації; схвалена для публікації всіма співавторами, а також організацією (інститутом, вузом, заводом або відповідальною установою), в якій вона виконана; не містить комерційної або державної таємниці.

Передача права на опублікування статті охоплює виключне право на відтворення і поширення статті, включаючи відтиски, переклади, електронні форми (он- і офлайн) або будь-які інші подібні форми відтворення як на території України, так і в країнах ближнього і далекого зарубіжжя.

Після прийняття рукопису до друку (за умови погодження всіх зауважень рецензента) зобов'язуємося опублікувати статтю протягом 6-ти місяців.

У разі необґрунтованої затримки публікації статті автор (автори) залишає за собою право відкликати рукопис з редакції, при цьому редакція втрачає право на публікацію даного рукопису.

*Підписи авторів*

*Зав. ред.-вид. сектору*

(ПІБ, організація, адреса,  
контактний тел., e-mail)

\_\_\_\_\_  
\_\_\_\_\_  
(підпис)

**Индекс 03142**

**ISSN 0235-5884. (Online). Процеси лиття. 2020. № 3 (141). 1 – 76**