

Національна академія наук України
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів



ЗБІРНИК ТЕЗ ДОПОВІДЕЙ

X науково-практичної конференції молодих
вчених України

**МЕТАЛЕВІ МАТЕРІАЛИ, ПРОЦЕСИ
ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ЇХ
ЗАСТОСУВАННЯ В ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ**



9 вересня 2025 року
Київ, Україна

МЕТАЛЕВІ МАТЕРІАЛИ, ПРОЦЕСИ ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ПЕРСПЕКТИВИ ЇХ ЗАСТОСУВАННЯ В ПРОМИСЛОВOSTІ УКРАЇНИ:

Матеріали X науково практичної конференції молодих вчених України (9 вересня 2025 року). Київ, ФТІМС НАН України – 72 стор.

У збірнику представлено матеріали, які висвітлюють актуальні знання, практичний досвід і стратегічні бачення створення та виробництва інноваційної продукції на основі металевих матеріалів в контексті розвитку сучасної української промисловості: новітні конструкційні та функціональні металеві матеріали, нові ефективні технології одержання металевих матеріалів та виробів з них, аналітичні огляди іноземного досвіду створення інноваційних виробництв, існуючий досвід і нові пропозиції впровадження інноваційних технологічних рішень для ефективного розвитку української промисловості.

Відповідальність за достовірність інформації, що викладена в матеріалах конференції, несуть їх автори.

https://doi.org/10.15407/conf_mmpp2025

METALLIC MATERIALS, PRODUCTION PROCESSES AND PROSPECTS OF THEIR APPLICATION IN THE INDUSTRY OF UKRAINE:

Proceeding of X scientific and practical conference of young scientists of Ukraine (September 9, 2025). Kyiv, PTIMA of the NAS of Ukraine - 72.

The collection presents materials that highlight current knowledge, practical experience and strategic visions of the creation and production of innovative products based on metal materials in the context of the development of modern Ukrainian industry: the latest structural and functional metal materials, new effective technologies for obtaining metal materials and products from them, analytical reviews of foreign experience in creating innovative industries, existing experience and new proposals for the implementation of innovative technological solutions for the effective development of Ukrainian industry.

The authors are responsible for the accuracy of the information presented in the conference proceeding.

ОРГАНІЗАЦІЙНИЙ КОМІТЕТ

Вейс В. І. – голова оргкомітету, PhD, Голова Ради наукової молоді ФТІМС НАН України;

Калюжний П. Б. – член оргкомітету, к.т.н., заступник директора ФТІМС НАН України;

Квасницька К. Г. – член оргкомітету, ФТІМС НАН України;

Ліхацький Р. Ф. – член оргкомітету, PhD, ФТІМС НАН України;

Нурадінов І. А. – член оргкомітету, PhD, ФТІМС НАН України;

Пархомчук Ж. В. – член оргкомітету, к.т.н., ФТІМС НАН України;

Семенко А. Ю. – член оргкомітету, к.т.н., ФТІМС НАН України;

Фон Прусс М. А. – член оргкомітету, ФТІМС НАН України.

ЗМІСТ

Вейс В. І., Пархомчук Ж. В., Квасницька К. Г., Афганділянц Є. Г., Степанова Т. В., Шевченко Г. І. СУЧАСНІ ПРОГРАМНІ ІНСТРУМЕНТИ ДЛЯ ПРОВЕДЕННЯ КІЛЬКІСНОГО МЕТАЛОГРАФІЧНОГО АНАЛІЗУ	7
Veis V. I., Likhatskyi R. F., Likhatskyi I. F., Semenko A. Yu. MANUFACTURING PROCESS AND PROSPECTIVE RESEARCH DIRECTIONS FOR THE IMPLEMENTATION OF LIGHTWEIGHT Fe-Mn-Al-C STEELS.....	8
Дьяченко М. М., Шалевська І. А., Корнієць І. В., Гнилокурєнко С.В. ДОСЛІДЖЕННЯ ТА МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ВИЛИВКІВ.....	13
Железняк О. В., Верховлюк А. М. ОСОБЛИВОСТІ МІЖФАЗНОЇ ВЗАЄМОДІЇ МОДИФІКАТОРІВ ЗІ СПЛАВАМИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ.....	16
Квасницька Ю. Г., Божко В. В. ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ ТЕПЛОМЕХАНІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ ТЕПЛОВИХ І АТОМНИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ.....	18
Кузнєцов В. А., Мішук К. М. ВИКОРИСТАННЯ СПЛАВІВ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ В БУДІВЕЛЬНИХ АНКЕРНИХ ТА СЕЙСМОЗАХИСНИХ СИСТЕМАХ.....	21

Ліхацький І. Ф.

ПРОЕКТУВАННЯ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ З ВИСОКОЮ ТА СЕРЕДНЬОЮ ЕНТРОПІЄЮ.....	26
--	----

Ліхацький Р. Ф.

ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ.....	30
---	----

Мірошніченко Є. В.

АДИТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ ТА МОЛІБДЕНУ.....	34
---	----

Нога В. О., Квасницька К. Г., Вейс В. І.

ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ СПРЯМОВАНОГО ТВЕРДІННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ.....	36
---	----

Нурадінов І. А., Чистяков О. В.

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМІВ ЗАРОДЖЕННЯ КРИСТАЛІВ У РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД ЇХ ОБСЯГУ ТА ФОРМИ.....	39
--	----

Сергійко Р. С., Сергієнко Р. А., Щерецький В. О.,

Каніболоцький Д. С., Железняк О. В.

ПРИГОТУВАННЯ ТА СТРУКТУРА ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuAl.....	44
--	----

Соловей М. О.

ОСОБЛИВОСТІ ЛЕГУВАННЯ ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Fe-Mn-Ni.....	51
--	----

Тимошенко А. М., Шматко О. В.

ОДЕРЖАННЯ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ ЛИВАРНИМ МЕТОДОМ З
ВИКОРИСТАННЯМ ІНДУКЦІЙНОГО ДЖЕРЕЛА НАГРІВАННЯ..... 55

Устименко А. І., Кивгило Б. В., Лук'яненко І. В., Ямшинський М. М.

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ГРАДІЄНТНОЇ СТРУКТУРИ
В ЧАВУННИХ ЗАГОТОВКАХ ІЗ ГРАФІТИЗОВАНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ
СКЛОФОРМУВАЛЬНОГО КОМПЛЕКТУ ФОРМ СКЛОТАРНОЇ
ПРОМИСЛОВOSTІ..... 61

Фон Прусс М. А.

РОЗВИТОК ПРОМИСЛОВOSTІ УКРАЇНИ
НА ОСНОВІ ІННОВАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛОЗНАВЧИХ ТА
ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПІДХОДІВ..... 64

Чистяков О. В., Нурадінов І. А.

ГРАНУЛЮВАННЯ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ ЇХ
БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ..... 69

СУЧАСНІ ПРОГРАМНІ ІНСТРУМЕНТИ ДЛЯ ПРОВЕДЕННЯ КІЛЬКІСНОГО МЕТАЛОГРАФІЧНОГО АНАЛІЗУ

Вейс В. І., PhD, н. с., e-mail: valentyneis@gmail.com

Пархомчук Ж. В., к. т. н., с. н. с., zhanna_parkhomchuk@ukr.net

Квасницька К. Г., PhD, katonish@gmail.com

Афтанділянц Є. Г., д.т.н., пров. н. с., aftyev@yahoo.com

Степанова Т. В., stept@ukr.net

Шевченко Г. І., головний технолог,

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Кількісний металографічний аналіз є важливим інструментом при дослідженні структури металів та сплавів, оскільки дозволяє отримати числові характеристики мікроструктури, зокрема величину зерна та об'ємну частку фаз. Традиційно ці параметри визначаються за методиками, які закріплені у державних та міжнародних стандартах. Такі методи передбачають:

- візуальне порівняння мікроструктури з еталонними шкалами;
- підрахунок кількості зерен на одиницю площі з наступним обчисленням середнього діаметра;
- використання методу січних ліній для підрахунку кількості перетинів границь зерен.

Проте вказані методики ефективні лише для структур з переважно рівноосними зернами. У випадку полідисперсних структур або зерен складної форми точність і об'єктивність таких методів знижується, а трудомісткість зростає у кілька разів. Це значно обмежує їх використання в сучасних умовах, коли потрібно отримати велику кількість даних у стислі терміни.

Одним із дієвих рішень є використання спеціалізованого програмного забезпечення для аналізу зображень. Однією з найпоширеніших програм такого типу є ImageJ – безкоштовний та відкритий інструмент для обробки цифрових фотографій.

Після калібрування масштабу (визначення відповідності пікселя до мікрометра, що може бути виконано на основі мікрометричного об'єкта або

еталонного маркеру), ImageJ дозволяє швидко визначати площу та лінійні розміри окремих зерен. Зокрема, контурне обведення границь зерна дає змогу отримати його фактичну площу, довжину і ширину, що дозволяє розрахувати коефіцієнт форми.

Для визначення фазового складу (наприклад, співвідношення фериту та перліту) ефективним є інструмент програми ImageJ з назвою Color Threshold, що дозволяє фільтрувати пікселі за кольором, насиченістю та яскравістю. У разі високого контрасту між фазами програма автоматично виділяє ділянки кожної з фаз і дозволяє визначити їхню площу у відсотковому відношенні. При цьому профіль налаштувань можна використовувати повторно для аналізу серії зображень, що суттєво пришвидшує аналіз.

Крім того, можливе автоматичне виключення випадкових артефактів або шумових пікселів, що покращує точність та достовірність результатів.

Використання сучасних програмних засобів, зокрема ImageJ, у кількісному металографічному аналізі дає змогу значно зменшити трудомісткість досліджень, підвищити їхню точність та забезпечити повторюваність результатів. Цифрова обробка зображень відкриває нові можливості для автоматизації рутинних операцій та стандартизації методик досліджень мікроструктури.

MANUFACTURING PROCESS AND PROSPECTIVE RESEARCH DIRECTIONS FOR THE IMPLEMENTATION OF LIGHTWEIGHT Fe-Mn-Al-C STEELS

Veis V. I., PhD (Engin.), Researcher, valentynveis@gmail.com

Likhatskyi R. F., PhD (Engin.), Researcher

Likhatskyi I. F., PhD Student

Semenko A. Yu., PhD (Engin.), Senior Research Scientists, Senior Researcher

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kyiv

The production of Fe-Mn-Al-C steel does not require exotic procedures or special equipment, even though it is a highly alloyed steel [1-3]. Austenitic Fe-Mn-Al-C steels

are produced in both open induction furnaces and vacuum furnaces. For open-air induction furnaces, MgO-based refractory linings are widely used. Alumina and silica refractories should not be used because they exchange oxygen with the liquid steel due to the high Al content in the melt, which degrades the furnace lining and increases the inclusion content in the steel. Laboratory ingots for rolling are made in vacuum induction furnaces. This production method does not require a cover gas or synthetic slag to protect the melt from atmospheric oxidation. Casting materials use olivine sand molds or preheated casting molds to minimize reactivity. Steel melted in open-air furnaces requires a strong argon gas flow to minimize atmospheric reactivity. The high Al content is beneficial for the melt, as it eliminates the need for a deoxidizer before slag removal and tapping. In both open-air and vacuum furnaces, the oxygen content is usually less than 6 ppm. The application of vibration affected the morphology and distribution of the primary phases, contributing to a more uniform microstructure and potentially improving downstream mechanical properties [4]. This approach could be integrated into conventional casting practices to further optimize the performance of as-cast Fe-Mn-Al-C steels.

Alloyed Fe-Mn-Al-C steel is sensitive to phosphorus content, so the melt and steel production technology must ensure protection from any contamination by phosphorus [5]. This justifies the need for high-purity electrolytic iron and electrolytic manganese in the production of Fe-Mn-Al-C steel. Phosphorus removal can be achieved through intensive calcium treatment and argon stirring. The addition of small amounts of mischmetal (<1 wt.%) also neutralizes the effect of phosphorus. Any refractory glaze, refractory binder, or mold binder containing phosphorus deteriorates the mechanical properties of Fe-Mn-Al-C steel.

A high aluminum content reduces the liquidus and solidus temperatures, making the melt temperature comparable to that of cast iron. However, adding silicon also leads to a decrease in the liquidus and solidus temperatures for the nominal alloy Fe-30Mn-9Al-XSi-0.9C-0.5Mo [6]. Adding silicon is a common casting practice to enhance the fluidity of the steel alloy and also has the additional benefit of minimizing the ferrite content.

Given the varying elemental compositions of different low-density Fe-Mn-Al-C steels, thermomechanical processing technologies such as plastic deformation and heat

treatment also differ. Typically, a forged ingot is homogenized at 1100-1250 °C for 1-3 hours, followed by hot rolling to achieve a thickness of 2-5 mm at temperatures between 1100 and 850 °C [7].

In some cases, an ingot needs to be reheated between different rolling passes to avoid cracking during hot rolling. A significant reduction degree during rolling can provide sufficient driving force for recrystallization, thereby preventing segregation of Fe₃Al or FeAl. Austenitic Fe-Mn-C-Al steels can be rapidly cooled to room temperature after hot rolling, followed by isothermal annealing and aging. However, δ -ferrite in hot-rolled steel treated in this way tends to have a coarse and banded morphology. Therefore, cold rolling and recrystallization annealing are used to adapt the size and texture of δ -ferrite and κ -carbide. Furthermore, the cooling rate after hot rolling significantly affects the formation of intergranular κ -carbides [8]. It is worth noting that aging at 500-700 °C for 0.5-2 hours is beneficial for the nucleation of nanodispersed precipitates.

It should be noted that the forged plate of Fe-30Mn-9Al-1C steel, alloyed with 0.5-0.54 mass % Mo and 0.6-0.96 mass % Si, was successfully produced from a cast ingot using standard, commercially viable large-scale practices [9]. Preliminary results also indicate the potential for weldability and machinability of this material. Further optimization of heat treatment, welding, and machining processes is needed, as well as additional characterization of the industrially produced sheet.

In addition to mechanical strength and corrosion resistance, formability is a critical attribute of Fe-Mn-Al-C steels, especially in the context of large-scale production of lightweight components with complex geometries. Recent studies have shown that these steels demonstrate exceptional elongation under both quasi-static and dynamic loading conditions. For instance, Cao et al. [10] reported that Fe-28Mn-10Al-C steels retain elongations exceeding 60% and a yield strength of over 800 MPa at strain rates up to 10³ s⁻¹, highlighting their potential for high-speed forming operations.

Furthermore, laser powder bed fusion (LPBF) and other additive manufacturing methods have been successfully applied to Fe-Mn-Al-C alloys, yielding fine-grained, ductile austenitic microstructures compatible with post-processing forming operations [11]. These results confirm the alloy's suitability not only for traditional rolling and forging, but also for emerging manufacturing technologies requiring good formability without compromising strength. Specifically, Fe-Mn-Al-C austenitic steel produced by

LPBF exhibited tensile strength exceeding 900 MPa along with elongation over 20%. These findings confirm high formability and suitability for sheet forming and complex shaping processes, making LPBF-processed alloys promising candidates for lightweight structural components.

Research on Fe-Mn-Al-C steels is highly active. Various compositions, thermodynamic analysis of the database, the behavior of κ -carbides, phase transformations, and mechanisms of deformation and strengthening have been thoroughly investigated. However, the issue of implementing Fe-Mn-Al-C steel as a structural material in industrial applications remains open. This is due to certain technical difficulties and unresolved scientific problems.

The high content of Mn and Al in Fe-Mn-Al-C steel complicates its production due to the presence of intense chemical reactions between the melt and refractory materials, which can lead to chemical deviations in the alloy and impurities [12]. For example, the formation of alumina in the melt can cause clogging of nozzles during continuous casting. Heavy and dense aluminum oxides can form on the ingot surface during strip casting due to chemical reactions between the cast strip and the atmosphere. As a consequence of these phenomena, surface defects, brittle phases, and cracks, as well as decarburization, may occur. To overcome these difficulties, it is necessary to develop new casting schemes.

Optimizing processing parameters in industrial settings is crucial for the effective processing of Fe-Mn-Al-C steel. Currently, this issue has not been thoroughly studied. Additionally, for the application of lightweight Fe-Mn-Al-C steels as structural materials, a detailed analysis of failure behavior (particularly at cryogenic temperatures), mechanical anisotropy (especially in duplex steel), and fatigue properties is necessary.

The addition of Al tends to mitigate hydrogen embrittlement in austenitic Fe-Mn-C steels. Hydrogen embrittlement is one of the main technological problems that need to be addressed for high-strength steels.

Additional study is needed on the control of deformation-strengthening mechanisms. To develop reliable production schemes for lightweight Fe-Mn-Al-C steel, it is essential to examine the dependence of deformation strengthening mechanisms on alloying. This is a complex task due to the presence of various types of microstructural

transformations, particularly heterophase transformations, which can lead to the emergence of local chemical gradients.

References:

1. Raabe, D., Tasan, C. C., & Olivetti, E. A. (2019c). Strategies for improving the sustainability of structural metals. *Nature*, 575(7781), 64–74. <https://doi.org/10.1038/s41586-019-1702-5>
2. Ding, H., Liu, D., Cai, M., & Zhang, Y. (2022). Austenite-Based Fe-Mn-Al-C Lightweight Steels: Research and Prospective. *Metals*, 12(10), 1572. <https://doi.org/10.3390/met12101572>
3. Chang, K. M., Chao, C. G., & Liu, T. F. (2010). Excellent combination of strength and ductility in an Fe–9Al–28Mn–1.8C alloy. *Scripta Materialia*, 63(2), 162–165. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.03.038>
4. Smirnov, O., Voron, M., Tymoshenko, A., Skorobagatko, Y., Schwab, S., & Semenko, A. (2025). Some Effects of Low-Frequency Vibration During Solidification of Fe–28Mn–12Al–0.9Si–1.4C Steel As-Cast Ingots. *International Journal of Metalcasting*. <https://doi.org/10.1007/s40962-025-01555-1>
5. Howell, R. A., & Van Aken, D. C. (2015). Microstructural and Fracture Behavior of Phosphorus-Containing Fe-30Mn-9Al-1Si-0.9C-0.5Mo Alloy Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(8), 3309–3316. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2971-8>
6. Howell, R. A., Lekakh, S. L., Van Aken, D. C., Richards, V. L. (2008). The Affect of Silicon Contenton the Fluidity and Microstructure of Fe-Mn-Al-C Alloys. *Trans. Am. Foundry Soc.*, 116, 64–91.
7. Bai, S.-b., Chen, Y.-a., Liu, X., Lu, H.-h., Bai, P.-k., Li, D.-z., Huang, Z.-q., & Li, J.-y. (2023). Research Status and Development Prospect of Fe-Mn-C-Al System Low-Density Steels. *Journal of Materials Research and Technology*. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.037>
8. Howell, R. A., & Van Aken, D. C. (2009). A literature review of age hardening Fe-Mn-Al-C alloys. *Iron and Steel Technology*, 6(8), 193–212.

9. Sebeck, K., Toppler, I., Rogers, M., Limmer, K.R., Cheeseman, B.A., Howell, L.R., & Herman, W.A. (2018). HIGH MN, HIGH AL STEELS FOR THICK PLATE ARMOR APPLICATIONS.
10. Cao, S., Zhang, H., Tang, Z., & Yu, S. (2023). Study on Mechanical Properties and Deformation Mechanism of Fe–28Mn–10Al–C High–Strength Steel during Dynamic Deformation Process. *Metals*, 14(1), 47. <https://doi.org/10.3390/met14010047>
11. Xie, T., Liu, J., Xiao, L., Xie, Y., Qian, S., Dai, Y., & Wu, J. (2024). Additive Manufacturing of Fe-Mn-Al-C Lightweight Steel by Laser Powder Bed Fusion: The Role of Laser Scanning Speed on Forming Quality, Microstructure and Properties. *Journal of Materials Research and Technology*. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.254>
12. Wang, C., Cao, C., Zhang, J., Wang, H., & Cao, W. (2022). Effect of Al Additions and Cooling Rate on the Microstructure and Mechanical Properties of Austenite FeMnAlC Steels. *Materials*, 15(10), 3574. <https://doi.org/10.3390/ma15103574>

УДК 621.74.046

ДОСЛІДЖЕННЯ ТА МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ВИЛИВКІВ

Дьяченко М. М., maximail@ukr.net

Шалевська І. А., innashalevska@gmail.com

Корнієць І. В., ivk@ptima.kiev.ua

Гнилокурєнко С. В., slava.vgn@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

У сучасному машинобудуванні поряд із суцільними металевими матеріалами або сплавами використовуються композиційні матеріали, які можуть забезпечувати спеціальні властивості, такі як корозійностійкість, жароміцність та

жаростійкість. Ефективним прийомом одержання таких матеріалів є армування розплавів, яке забезпечує цілеспрямоване поліпшення механічних та експлуатаційних характеристик: міцності, зносостійкості, корозійної стійкості, термостійкості, жорсткості та інших. При цьому застосовують такі технологічні процеси: лиття з перемішуванням (вихровий метод) [1—2], лиття за технологію просочення (інфільтрації) [3—5], лиття під тиском [6] та інші.

Мета дослідження – вибір параметрів армування для покращення технології лиття **композиційних** матеріалів на основі сталей. Задачами досліджень були вивчення теплових процесів, які мають місце при введенні армувальних стрижнів у матричний розплав сталі і подальшому охолодженні та кристалізації у піщано-глинистій формі; вплив діаметру та кількості армуючих стрижнів на процеси формування композиційних виливків.

В якості об'єкту дослідження в роботі було обрано циліндричний сталевий виливок (Сталь 35) діаметром 100 мм і висотою 200 мм, армований металевими елементами-стрижнями зі Сталі 20 діаметром від 2 мм до 10 мм, висотою 200 мм. Виливок формувався в піщано-глинистій формі. Об'ємне співвідношення армуючих елементів до матричного сплаву змінювали від 10 % до 50 %. Температура сталі при заливанні становила 1600 °С, а армуючих елементів — 20 °С.

Методом обчислювального експерименту проведено оцінку теплового стану досліджуваного виливка при зміні об'ємного співвідношення основного металу та армуючих елементів для їх різних діаметрів [7].

Були враховані умови на внутрішніх і зовнішніх границях, геометрія розрахункової області і теплофізичні характеристики матеріалів. У модель було закладено зміни теплового стану у неоднорідному середовищі з урахуванням фазових перетворень при не ідеальному тепловому контакті двох середовищ.

Граничні умови в загальному випадку брались з урахуванням теплообміну за рахунок одночасного випромінювання і конвекції. Така модель забезпечує надійне прогнозування температурних полів та часу формування композиту при литті з точністю до 10 %, що підтверджено експериментально [7].

У результаті дослідження було встановлено що відбувається зі стрижнями різних діаметрів при їх уведенні в матричний розплав сталі а саме:

- 1. тонкі стрижні (2-5 мм) майже завжди повністю розплавляються, що призводить до однорідної (гомогенної) структури та до втрати ефекту армування;
- 2. товсті стрижні (6-10 мм) поведуться по-різному:
 - при малій кількості до 30 % вони встигають прогрітися, а тонка кірка твердого металу, що утворюється на їх поверхні, швидко розплавляється. Це забезпечує надійне зчеплення між стрижнем та матрицею без появи дефектів.
 - при великій кількості більше 32 % стрижні забирають занадто багато тепла, на поверхні утворюється стійка тверда кірка, яка погіршує зчеплення і спричинює дефекти у виливках.

Для кожного діаметра товстих стрижнів (6-10 мм) було визначено критичні значення їхньої об'ємної частки, за яких досягається оптимальний результат. Так, для стрижня діаметром 7 мм ця частка не повинна перевищувати 21%, а для стрижня діаметром 9 мм - не більше 16%.

Розроблено математичні моделі, які дозволяють заздалегідь розрахувати, за яких поєднань діаметра та кількості стрижнів буде досягнуто гарантована якість виливка.

Список літератури:

1. Gowrishankar M.C., Hiremath P., Shettar M., Sharma S., Satish Rao U. Experimental validity on the casting characteristics of stir cast aluminium composites. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. Iss. 3. P. 3340—3347. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.028>
2. Karthikeyan G., Jinu G.R. Dry sliding wear behavior optimization of stir cast LM6 /ZrO₂ composites by response surface methodology analysis. *Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering*. 2016. Vol. 40. Iss. 3. P. 351—369. <https://doi.org/10.1139/tcsme-2016-0026>
3. Sree Manu K.M., Ajay Raag L., Rajan T.P.D., Gupta M., Pai B.C. Liquid Metal Infiltration Processing of Metallic Composites: A Critical Review. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2016. Vol. 47. Iss. 5. P. 2799—2819. <https://doi.org/10.1007/s11663-016-0751-5>

4. Wannasin J., Flemings M.C. Fabrication of metal matrix composites by a high-pressure centrifugal infiltration process. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005. Vol. 169. Iss. 2. P. 143—149. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.03.004>
5. Ясюков В.В., Лысенко Т.В., Волянская К.В. Композиционные отливки с регулируемым поверхностным слоем. *Металл и литье Украины*. 2016. Вип. 275. № 4. С. 18—23.
6. Kachold F., Singer R. Mechanical Properties of Carbon Fiber-Reinforced Aluminum Manufactured by High-Pressure Die Casting. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016. Vol. 25. Iss. 8. P. 3128—3133. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-1974-y>
7. Тарасевич Н.И., Корниец И.В., Затуловский А.С. Моделирование процесса формирования литых композиционных материалов. *Процессы литья*. 1995. № 4. С. 40—49.

ОСОБЛИВОСТІ МІЖФАЗНОЇ ВЗАЄМОДІЇ МОДИФІКАТОРІВ ЗІ СПЛАВАМИ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

Железняк О. В., мол. наук. співр.,

Верховлюк А. М., д. т. н., професор

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Відомо, що ливарні сплави мають значно нижчі фізико-механічні характеристики ніж ті, що деформуються. Хімічна неоднорідність, пористість, груба дендритна структура, метастабільні евтектики по границях зерен – типові дефекти, які несуть негативний вплив на механічні властивості литих сплавів. Для поліпшення їх властивостей застосовують модифікування або дисперсне зміцнення.

Для досягнення максимального зміцнення сплавів, модифікатори мають відповідати таким критеріям: максимальна кількість активного компонента у їх хімічному складі, відсутність шкідливих та погано розчинних сполук, можливість

одержання активного компонента у високодисперсному стані та кристалографічна близькість модифікатора до сплаву який модифікується.

Щодо підвищення фізико-механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей алюмінієвих сплавів все частіше використовують модифікування та мікролегуювання перехідними та рідкоземельними металами. Для цих цілей використовують Ti, Zr, Sc, Sr, Y, B та інші елементи. Особливий інтерес представляє собою цирконій, який в залежності від умов кристалізації може утворювати з алюмінієм метастабільний інтерметалід (Al_3Zr), структура якого подібна до структури алюмінієвих сплавів.

Плавка сплавів, які містять у собі хімічно активні метали та одержання їх у метастабільному стані потребує використання інертних вогнетривких матеріалів, щоб отриманий модифікатор відповідав вище вказаним критеріям.

Для вибору матеріалу тигля були обрані такі вогнетриви - графіти різних марок (дрібнозернистий щільний, щільний, дрібнозернистий та електродний) та керамічні матеріали: алунд, оксид алюмінію, кварцове скло. Рідку фазу представляли розплави такого складу: $\text{Al}_{69}\text{Cu}_{25}\text{Zr}_6$, $\text{Al}_{69}\text{Cu}_{25}\text{Zr}_4\text{Ni}_2$. Дослідження проводили методом лежачої краплі.

Експерименти проводили на автоматизованій установці у вакуумі та інертній атмосфері в інтервалі температур від 750 °C до 1450 °C. Зразок нагрівали зі швидкістю 100–150 град./хв. Досягнувши заданої температури, рідку краплю витримували протягом 10 хвилин та безперервно знімали зображення за допомогою цифрової відеокамери.

Після обробки експериментальних даних з міжфазної взаємодії розплавів $\text{Al}_{69}\text{Cu}_{25}\text{Zr}_6$ та $\text{Al}_{69}\text{Cu}_{25}\text{Zr}_4\text{Ni}_2$ з вогнетривкими матеріалами, результати показали, що для їхньої плавки можна використовувати графітові та алундові тиглі (до температури 1180 °C).

ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ ТЕПЛОМЕХАНІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ ТЕПЛОВИХ І АТОМНИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ

Квасницька Ю. Г., д. т. н., член-кореспондент НАН України

Божко В. В., аспірант

Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України, Київ

Енергетична галузь України в умовах воєнного стану зіштовхується з низкою проблем пов'язаних із забезпеченням стабільного та надійного теплоенергопостачання. В світовій практиці існує рішення, що дозволяє не тільки зменшити ризики порушень в режимі роботи енергетичної мережі внаслідок пошкоджень обладнання, але й підвищити ефективність роботи мережі за рахунок менших втрат тепла при транспортуванні до кінцевого споживача. Таке рішення полягає в децентралізації та роздробленні великих та потужних ТЕЦ на більш дрібні і малопотужні, що в свою чергу відкриває перспективу розширення та заміни певної номенклатури деталей відповідального призначення, виготовлених з дороговартісного прокату литими деталями у зв'язку із зменшенням їх габаритів і маси. Вирішення поставленої в роботі проблеми є стратегічно важливим завданням України як в період воєнного стану, так і в часи післявоєнного відновлення енергетичної галузі України [1].

Одним з головних напрямків розвитку паливно-енергетичного комплексу на тривалу перспективу є підвищення надійності, економічності, довговічності та інших техніко-економічних показників насосів, як одного з основних елементів тепломеханічного обладнання теплових і атомних електростанцій. Актуальність роботи полягає й у тому, що інтенсивний абразивний, ударно-абразивний і гідроабразивний знос литих деталей та агресивні середовища, наносять величезну шкоду господарству, а витрати на заміну таких деталей новими обчислюються мільйонами гривень за рік [1-4].

В даний час експлуатуються тисячі насосних агрегатів, ремонти яких пов'язані з величезними матеріальними та трудовими затратами. Надійність і

економічність роботи цих агрегатів визначається працездатністю вузлів ущільнень, що експлуатуються в складних умовах тертя ковзання і корозійно-ерозійного руйнування. У зв'язку з цим необхідно застосовувати матеріали не схильні до схоплювання, що забезпечує більш високу економічність та довговічність насосів за рахунок забезпечення гарантованого зазору між деталями статора та ротора.

Стосовно до насосного обладнання теплоелектростанцій (ТЕС), можна відзначити, що вони діляться на підживлювальні, конденсатні та сітьові насоси, які забезпечують циркуляцію теплоносія і робочого тіла. Виходячи з виняткової важливості в системі ТЕС, до їх довговічності ставляться підвищені вимоги.

Ресурс конденсатних насосів з подачею до 20 м³/год і живильних насосів з подачею до 150 м³/год не менш 16000 годин до капітального ремонту, для останніх енергетичних насосів – не менш 20000 годин.

Сучасні блоки ТЕС комплектуються турбінами одиничної потужності по 300, 500, 800 МВт з котлами паропродуктивністю 640, 950 и 2500 т/год. В схемі теплофікаційної установки 100 МВт включається 4 конденсатні насоси КсВ-200-220, 2 додаткові насоси СКс-7ХЗ, 2 живильні насоси ПЕ 500-180 (подача води 500 м³/ч, напір 1975 м, тиск на вході до 1 МПа, температура води до 165 °С), 3 мережеві насоси СЕ-500-140, а також 1 насос 20 НДС.

Таким чином насичення ТЕС насосним обладнанням та їх високе енергоспоживання до 8000 кВт/год на 1 насос обумовлює постійну потребу в їх модернізації з метою збільшення довговічності, покращання службових характеристик і зменшення енергоспоживання на власні потреби.

Маса деталей для проточної частини насоса із пропонуванних сталей становить близько 30% від загальної маси насоса.

Так зменшення споживання електроенергії тільки живильними насосами на ТЕС України на 5% приведе до економії зверх 70 млн. кВт.год в рік.

Вирішення цієї проблеми можна здійснити двома шляхами:

1. Застосуванням турбінного приводу, що збільшує частоту обертання, покращує КПД, зменшує розміри і вартість агрегату.
2. Застосуванням нових сталей, які володіють істотною перевагою перед застосовуваними /20Х13, 30Х13, 40Х13/. При цьому дані сталі можливо буде застосувати як для насосів з електроприводом, так і з турбоприводом.

Основною перевагою нових сплавів має бути висока корозійна та ерозійна стійкість, а також висока зносостійкість в умовах тертя ковзання, що має місце в період пуску і зупинки ротора насосного агрегату. Розроблювані сталі повинні бути менш схильні до зчеплення, ніж деформовані сталі за рахунок знаходження в структурі до 15% карбідної фази, рівномірно розподіленої в матриці [5-8].

Список літератури:

1. Розвиток теплоенергетики та гідроенергетики. Енергетика: історія, сучасність і майбутнє, 2012-2013 , Базеєв Є.Т. та інші
2. Novytskyi V., Gavryliuk V., Lakhnenko V. Tribological Properties of Multiphase Alloys before and after Laser Treatment // Proceedings of World Tribology Congress 2013, September 8-13, 2013, Torino, Italy. 557 pdf.
3. Шипицын С. Я., Бабаскин Ю. З., Кирчу И. Ф., Смолякова Л. Г., Золотарь Н.Я. Микролегированная сталь для железнодорожных колес // Сталь. – 2008.- №9. - с. 76-79
4. Novytskyi V., Gavryliuk V., Lakhnenko V. Effect of Copper on Tribological Characteristics and Subsurface Structure of Cast Fe-Cr-C Alloys in Sliding Friction // Journal of Materials Science Research. 2013. Vol. 2. No. 3, 33-42.
5. Федоров, Г.Е., Ямшинский М.М., Платонов Е.А., Кузьменко А.Ю., Максимлюк Т.М. Ливарні властивості жаростійких сталей // Вісник ДД Кондратюк С.Є., Стоянова О.М., Пархомчук Ж.В. Спадкове модифікування сталей компонентами шихти з підготовленою структурою // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». – 2016. – № 1. – С. 13 – 22.
6. Novytskyi V. G., Loktionov-Remizovskyi V. A., Lakhnenko V. L., Panasenko D. D. // Wear Resistance of Cast Fe–Cr–C Steels with Various Combinations of Structural Constituents at High Velocities of Sliding. Journal of Friction and Wear, 2016, Vol. 37, No. 4, 363–370.
7. Tykhonovych V.V., Grypachevskyi O.M., Novytskyi V.G. Effect of copper on formation of wear-resistant ultradispersed and nanostructured surface layers of friction of chromium steels // Metallophysics and Advanced Technologies. 2021, vol. 43, No. 7, pp. 853-886.
8. Локтіонов-Ремізовський В.А., Шипіцин С.Я., Новіцький В.Г. та інші,

Ефективність впливу легування міддю на зношування заєвтектоїдних сталей
//Металознавство та обробка металів (МОМ). 2022, №4, с. 30-39.

ВИКОРИСТАННЯ СПЛАВІВ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ В БУДІВЕЛЬНИХ АНКЕРНИХ ТА СЕЙСМОЗАХИСНИХ СИСТЕМАХ

Кузнєцов В. А., здобувач вищої освіти IV курсу, kouznetsov595@gmail.com

Мішук К. М., кандидат технічних наук, доцент кафедри промислового та цивільного будівництва, mishukivk@gmail.com

Інженерний навчально-науковий інститут ім. Ю. М. Потебні Запорізький національний університет, місто Запоріжжя

Станом на сьогодні такі традиційні будівельні матеріали, як сталь, бетон, цегла, залізобетон, дерево та інші, а також конструкції з їх застосуванням забезпечують базові потреби будівельної галузі: довговічність, жорсткість, надійність зведених будівель та споруд, витримування певного роду навантажень, стійкість до впливу різних «подразнювальних» факторів: дії навколишнього середовища, кислот, лугів, підвищеної вологості, температур, корозії тощо. Однак, як будь-яка інша сфера діяльності людини, будівництво на сьогоднішній день стикається з низкою різних викликів, які простежуються як в Україні, так і в усьому світі. Зокрема, варто зазначити про зведення будівель та споруд у сейсмонезбезпечних регіонах або на територіях, що знаходяться у зоні бойових дій із забезпеченням їх жорсткості, надійності та довговічності, а також створення та використання конструкцій, які здатні витримувати величезні тимчасові навантаження, наприклад, під час прокладання та зведення різних інженерних споруд (транспортної галузі, сфери цивільного захисту, промислового, гідротехнічного та комунікаційного призначень).

Для вирішення цих проблем, у будівництві варто застосовувати металеві сплави з ефектом пам'яті форми (shape-memory alloy (далі SMA)) – інноваційні матеріали, які володіють властивістю відновлювати вихідну форму при нагріванні

після незначного непружного деформування [1, с. 82-83]. За нижчих температур SMA знаходиться у мартенситній фазі, коли може легко деформуватися. При нагріванні сплаву, відбувається фазовий перехід, з мартенситу на аустеніт. В аустенітній фазі, сплав «запам'ятовує» форму, яку він мав до деформації та поступово повертається до початкової (вихідної) форми (Рисунок 1) [2].

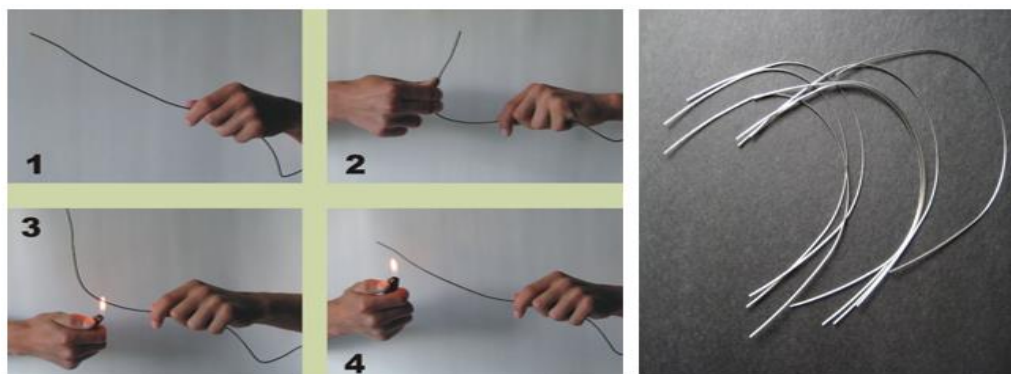


Рисунок 1. Приклад сплаву з ефектом пам'яті форми (нітинол Ni-Ti): 1. Початкова (вихідна) форма сплаву; 2. Деформування сплаву; 3. Підвищення температури сплаву (нагрів); 4. Повернення до початкової (вихідної) форми

На сьогоднішній день існує значна кількість сплавів, що володіють ефектом пам'яті форми, зокрема, у Таблиці 1, наведено приклади деяких з них [2; 3, с. 19]

Таблиця 1 – Приклади сплавів з ефектом пам'яті форми

Сплави	Атомний відсоток	Трансформація (діапазон температур за Цельсієм)
Mn-Cu	5,0/35,0 ат.% Cu	від -250 до +180
Ni-Ti	49,0/51,0 ат.% Ni	від -50 до +110
Ni-Al	36,0/38,0 ат.% Al	від -180 до +100
Cu-Zn	38,5/41,5 ат.% Zn	від -180 до -10
Cu-Al-Ni	28,0/29,0 ат.% Al; 3,0/4,5 ат.% Ni	від -140 до +100
Cu-Zn-(Si, Sn, Al, Ga)	кілька ат.% (Si, Sn, Al, Ga)	від -180 до +200

Зважаючи на досить широкий спектр застосування сплавів з ефектом пам'яті форми: біоінженерія, літако- та автомобілебудування, космічна галузь,

робототехніка, – їх застосування не оминуло й будівництво, оскільки такі матеріали грають не останню роль при зведенні будівельних об'єктів у зонах з підвищеної сейсмічною активністю, або при необхідності підвищення жорсткості та стійкості конструктивних елементів, або при гасінні дії вибухових хвиль тощо.

При дослідженні SMA, особливу увагу було надано їх використанню в будівельних анкерних та сейсмозахисних системах.

Застосування сплавів з ефектом пам'яті форми в будівельних сейсмозахисних системах, змусило інженерів та провідних вчених створити спеціальні конструкції та/або їх елементи, які здатні були б зменшувати вплив вібрацій та залишкових деформацій в каркасах будівель. Одним з прикладів таких інновацій є дротяні демпфери зі сплаву нітинолу (Ni-Ti). У дослідженнях ці демпфери були використані для контролю сейсмічної реакції триповерхової нелінійної сталевий каркасної будівлі. Результати досліджень показали, що вони, як пасивний захід контролю конструкції, можуть ефективно зменшувати сейсмічні реакції триповерхової нелінійної конструкції будівлі та можуть витримувати кілька розрахункових землетрусів без необхідності ремонту [4, с. 240]. Ще одним досить важливим прикладом, є кріплення тенсегріті для армування антисейсмічних конструкцій. Для їх дослідження виконувався аналіз кріплень, які складаються з систем D-подібних стрижнів, оснащених тросами зі сплаву з ефектом пам'яті форми (SMA) та надпружною реакцією. Результати показали, що блоки D-подібних стрижнів можна використовувати як будівельні блоки для інноваційних систем кріплення, що володіють значно поліпшеними властивостями розсіювання енергії, що значно перевершує властивості звичайних антисейсмічних кріплень [5, с. 10-12]. Щодо більш інноваційних рішень, то проводилися дослідження системи демпфера з надпружного сплаву Ni-Ti-Hf-Pd для покращення реакції сталевих каркасних будівель під час сейсмічної загрози кількох рівнів. У досліді проводилися одноосові експерименти з надпружним сплавом Ni-Ti-Hf-Pd при температурах від -35 до 25°C та частотах навантаження від 0,05 до 1 Гц з чотирма різними амплітудами деформації для 6- та 9-поверхових сталевих будівель зі спеціальним моментним каркасом, що визначалося за допомогою емпіричних моделей. Результати показали, що застосування системи демпфера з надпружного

сплаву Ni-Ti-Hf-Pd значно зменшує динамічну поведінку будівель за різних рівнів сейсмічної загрози та покращує їх функціональність після землетрусу [6].

Використання SMA в будівельних анкерних системах, забезпечує стійкість, жорсткість та підсилення конструктивних елементів будівель та споруд. Зокрема, для створення анкерних систем, що значно підсилюють залізобетонні та сталеві конструкції (Рисунок 2), або кріпильних елементів, що широко використовуються у трубних з'єднаннях, рейкових муфтах, підкладкових пластинах тощо, застосовуються сплави з ефектом пам'яті форми, що мають у складі залізо (Fe) (зокрема, сплав Fe-Mn-Si), оскільки володіють властивостями, завдяки яким здатні забезпечувати потрібну герметичність або попередню напругу [7, с. 11-16].



Рисунок 2. Схематичне зображення системи механічного анкерного кріплення на основі тертя для смуг Fe-SMA у сталевих конструкціях: А) Деталі конфігурації; Б) Посилення металевих балок; В) Посилення металевих з'єднань

З огляду більш інноваційних рішень, сплави з ефектом пам'яті форми є предметом для створення гібридних різьбово-обтиснених анкерних систем для подолання обмежень сучасних механічних з'єднань. Дослідження виконувалися за різних умов навантаження з акцентом на сейсмічні реакції та впливу ексцентриситету. Результати показали, що характеристики анкерного кріплення є задовільними, щоб впроваджувати перспективні рішення для анкерного кріплення стержнів з полімерного матеріалу в сейсмостійкому проєктуванні [8].

Таким чином, варто зазначити, що застосування сплавів з ефектом пам'яті форми є досить актуальним явищем у будівельній галузі, оскільки отримані матеріали володіють властивостями, що дозволяють будувати в складних, особливих або небезпечних умовах, при цьому надаючи будівельним об'єктам необхідних параметрів стійкості, жорсткості та довговічності.

Список літератури:

1. Koval Y. M. Shape Memory Alloys – Powerful Class of Functional Materials [Electronic resource] / Yu M. Koval // Nauka ta innovacii. – 2005. – Vol. 1, no. 2. – P. 80–95. – Mode of access: <https://doi.org/10.15407/scin1.02.080>
2. How Shape Memory Alloys work [Electronic resource] // UW Departments Web Server. – Mode of access: https://depts.washington.edu/matseed/mse_resources/Webpage/Memory%20metals/how_shape_memory_alloys_work.htm
3. Биків Н. З. Дослідження сплавів пам'яті форми з ефектом надпружності в якості елементів підсилення будівельних конструкцій [Електронний ресурс] : master's thesis / Биків Назарій Зіновійович, Bykiv Nazarii. – [Б. м.], 2020. – Режим доступу: <http://elartu.tntu.edu.ua/handle/lib/31754>
4. Zhang Y. Seismic Response Control of Building Structures with Superelastic Shape Memory Alloy Wire Dampers [Electronic resource] / Yunfeng Zhang, Songye Zhu // Journal of Engineering Mechanics. – 2008. – Vol. 134, no. 3. – P. 240–251. – Mode of access: [https://doi.org/10.1061/\(asce\)0733-9399\(2008\)134:3\(240\)](https://doi.org/10.1061/(asce)0733-9399(2008)134:3(240))
5. Fraternali F. Mechanical modeling of superelastic tensegrity braces for earthquake-proof structures [Electronic resource] / F. Fraternali, F. Santos // Extreme Mechanics Letters. – 2019. – Vol. 33. – P. 1-15. – Mode of access: https://www.researchgate.net/publication/336602698_Mechanical_modeling_of_superelastic_tensegrity_braces_for_earthquake-proof_structures
6. A Novel Smart Memory Alloy Re-centering Damper for Passive Protection of Structures Subjected to Seismic Excitations Using High-Performance NiTiHfPd Material [Electronic resource] // arXiv.org. – Mode of access: <https://arxiv.org/abs/2105.04081>
7. Iron-Based Shape Memory Alloys in Construction: Research, Applications and Opportunities [Electronic resource] / Zhe-Xi Zhang [et al.] // Materials. – 2022. – Vol. 15, no. 5. – P. 1-26. – Mode of access: https://www.researchgate.net/publication/358912880_Iron-Based_Shape_Memory_Alloys_in_Construction_Research_Applications_and_Opportunities

8. Development of a Novel Anchorage System for Shape Memory Alloy Bars in Self-Centering Structures [Electronic resource] // ascelibrary.org. – Mode of access: <https://ascelibrary.org/doi/abs/10.1061/JSENDH.STENG-12480>

УДК 669.541

ПРОЕКТУВАННЯ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ З ВИСОКОЮ ТА СЕРЕДНЬОЮ ЕНТРОПІЄЮ

Ліхацький І. Ф., аспірант, *e-mail*: likhatskyi8@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Високоентропійні сплави (ВЕС) створюються шляхом змішування елементів в еквіатомних або близьких до еквіатомних пропорціях. Характер зв'язку та міжелементної взаємодії складових елементів призводить до утворення мікроструктур, що зумовлює вищі механічні властивості, ніж у звичайних сплавів. Ця новаторська методика проектування сплавів має переваги завдяки високій конфігураційній ентропії та ентальпії змішування, повільній дифузії, коктейльному ефекту та сильним викривленням кристалічної решітки. Ці основні ефекти зумовлюють помітні механізми зміцнення, такі як наноосадження, ієрархічні мікроструктури і нанодвійники, які сприяють відмінному поєднанню механічних властивостей, таких як межа текучості, в'язкість, втомлюваність і опір повзучості [1].

Один зі стійких напрямків виробництва комерційних сплавів з високою та середньою ентропією є створення композицій на основі алюмінію. Алюміній має здатність утворювати багато евтектичних діаграм стану з багатьма елементами періодичної системи та розчинювати тугоплавкі компоненти в рідкому стані до температур 800-900 °С. Це свідчить про можливість виготовлення таких сплавів та виробів з них в масштабі виробництва. Основна ідея створення високоентропійних алюмінієвих сплавів полягає у введенні додаткових елементів, які сприяють формуванню упорядкованих, або частково упорядкованих інтерметалідів всередині матриці з алюмінію. [1, 2]

Поєднання механізмів формування структури та властивостей ВЕС з модифікуванням інтерметалідних фаз для одержання кубічних і тетрагональних структур, знайшло реалізацію у розробці алюмінієвих сплавів на основі евтектичних систем з перехідними металами. Так, наприклад, сплави системи Al-Fe-Ni з вмістом нікелю та заліза на рівні кількох масових відсотків, використовуються в багатьох технічних напрямках, зокрема – в якості жароміцних матеріалів. Нікель та залізо утворюють з алюмінієм дрібнодисперсні термічно стабільні сполуки з дуже низькою дифузійною активністю, що обумовлює їх високу жароміцність [2].

Евтектичний вміст заліза та нікелю в подвійних сплавах дорівнює 1,8 та 6,1 % мас. відповідно. Для сплаву з потрібною евтектикою їх вміст менший та становить 1,75 % мас. для заліза та 1,25 % мас. для нікелю. При цьому нікелева та залізна подвійні евтектики включають в себе нанорозмірні волокнисті інтерметаліди, розміри та розподіл яких менш сприятливі для формування високого рівня механічних властивостей, ніж у випадку з потрібною евтектикою, коли до складу евтектики входить інтерметалід τ -Al₉FeNi. При цьому міцність сплаву, що відповідає за хімічним складом потрібній евтектиці може складати 125-183 МПа за кімнатної температури та 71 ± 10 МПа за температури 350 °С, залежно від дисперсності структури та наявності первинних фаз [3].

В роботі [4] відзначається, що, залежно від способу одержання евтектичних сплавів Al-Fe-Ni та їх структури, може відбуватися деградація механічних властивостей за температур вище 250 °С через зміну механізму деформації. Нижче цієї температури руйнування відбувається через об'єднання дефектів біля меж зерен, а вище 250 °С зростання тріщини більш різко і може мати транскристалітний характер. Для забезпечення вищих показників високотемпературної міцності таких сплавів намагаються збільшити дисперсність їх структури та стабілізувати її додатковим легуванням, наближуючи такі сплави до високоентропійних та середньоентропійних.

В роботі [5] представлені дослідження евтектичних та біля евтектичних сплавів (Al-4-6Ni-0,4-0,7Cr) схожої системи Al-Ni-Cr. Для них характерною є більш складна ієрархічна структура, яка забезпечує міцність сплавів на рівні 350 МПа за кімнатної температури та ~ 190 -230 МПа при 250 °С. Показано, що хром здатен

змінювати морфологію евтектики, а також подрібнювати структуру при невеликих концентраціях (до 0,6 % ат.) та навпаки робити структуру більш грубою при перевищенні такого вмісту. Також показано, що незначна розчинність хрому у волокнах інтерметаліди Al_3Ni призводить до підвищення еластичності останнього, що позитивно впливає на міцність і тріщиностійкість сплавів.

Іншою системою, яка заслуговує уваги є система Al-Fe-Mn . Подібно до розглянутих аналогів, вона має в своєму складі компоненти, що утворюють алюмініди з орторомбічною (Al_6Mn) та моноклинною (Al_3Fe) ґратками. В потрібному сплаві до складу евтектики входить сполука $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ сприятливих розмірів та морфології, яка має орторомбічну ґратку [6]. На прикладі сплаву Al-1,4Fe-0,7Mn показано схожість у будові евтектики зі сплавами Al-Ni-Cr , яка полягає у зміні морфології інтерметалідів з волокнистої або голчастої на більш пластівцеву. Також відмічається, що додавання магнію до таких сплавів впливає на їх структуру, укрупнюючи інтерметалідну складову евтектики, що може негативно впливати на показники міцності.

Описані особливості формування структури та властивостей багатокомпонентних сплавів Al-Cr-Fe-Ni з іншими елементами все частіше спонукають вчених та розробників експериментувати зі створенням сплавів на межі ідей ВЕС та класичних евтектичних композицій. Так, наприклад, в ряді робіт [6-8] повідомляється про необхідність розвитку концептуальних підходів до створення сплавів, які будуть максимально реалізовувати принципи ВЕС, проте належатимуть до так званих «середньоентропійних» або класичних сплавів за принципами розробки та легування.

Список літератури

1. Miracle, D. B., Senkov, O. N. A critical review of high entropy alloys and related concepts / D. B. Miracle, O. N. Senkov // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 122. – P. 448–511. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
2. Santodonato, L. J., Liaw, P. K., Unocic, R. R., et al. Predictive multiphase evolution in Al-containing high-entropy alloys / L. J. Santodonato, P. K. Liaw, R. R. Unocic, et al. // *Nature Communications*. – 2018. – Vol. 9. – P. 4520. – DOI: <https://doi.org/10.1038/s41467-018-06757-2>

3. Bian, Z., et al. Regulating microstructures and mechanical properties of Al–Fe–Ni alloys / Z. Bian, et al. // Progress in Natural Science: Materials International. – 2020. – Vol. 30. – P. 54–62. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2019.12.006>
4. Zhang, L., et al. Phase equilibria of the Al–Fe–Ni system at 850 °C and 627 °C / L. Zhang, et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2008. – Vol. 454, № 1–2. – P. 129–135. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.12.042>
5. Pandey, P., Kashyap, S., Tiwary, C. S., Chattopadhyay, K. Development of high-strength high-temperature cast Al–Ni–Cr alloys through evolution of a novel composite eutectic structure / P. Pandey, S. Kashyap, C. S. Tiwary, K. Chattopadhyay // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017. – Vol. 48. – P. 5940–5950. – DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4369-2>
6. Mehta, A., Sohn, Y. Interdiffusion, solubility limit, and role of entropy in FCC Al–Co–Cr–Fe–Ni alloys / A. Mehta, Y. Sohn // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2020. – Vol. 51. – P. 3142–3153. – DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05742-z>
7. Röhrens, D., et al. Microstructure and mechanical properties of BCC–FCC eutectics in ternary, quaternary and quinary alloys from the Al–Co–Cr–Fe–Ni system / D. Röhrens, et al. // Frontiers in Materials. – 2020. – Vol. 7. – 567793. – DOI: <https://doi.org/10.3389/fmats.2020.567793>
8. Shaik, A., et al. On the effect of Fe in L12 strengthened Al–Co–Cr–Fe–Ni–Ti complex concentrated alloy / A. Shaik, et al. // Materialia. – 2020. – Vol. 14. – 100909. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2020.100909>

ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ АЛЮМОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ

Ліхачський Р. Ф., д-р філос., наук. співр., richard.kpi@outlook.com

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

Алюоматричні композити (АМК) представлені матрицею на основі алюмінію та його сплавів, що підсилені частинками чи волокнами армуючих включень. Вони поєднують низьку густину алюмінію з високими механічними, жароміцними та іншими характеристиками армуючих добавок. Типові напрями їх використання включають авіа- та ракетобудування (несучі елементи, теплоструктурні вузли) [1], автомобілебудування (гальмівні диски, поршні, шатунні) [2, 3], електроніку (корпуси, підкладки, радіатори) [4] тощо.

В якості армуючих добавок АМК найчастіше виступають карбіди (SiC), оксиди (Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2), нітриди (BN , Si_3N_4), графіт та матеріали з волокнистою структурою. В промисловості АМК виготовляють трьома загальними шляхами: рідко-металеві (ливарні) методи, порошкові / твердотільні методи та змішані / адитивні методи. Кожен спосіб має свої переваги (швидкість, вартість, масштабованість, властивості кінцевого продукту) і обмеження (розподіл включень, пористість, корозійна стабільність та ін.) [5, 6].

При виробництві алюоматричних композитів якість одержаних виробів залежить, в першу чергу, від таких факторів:

1. Забезпечення міцного зв'язку матриці з армуючими добавками, що характеризується змочуваністю частинки рідким алюмінієм. Ця проблема є найпоширенішою та вирішується додаванням флюсів, активних легуючих елементів, змінюючи покриття та розміри армуючих добавок, механічним ущільненням та тиском під час заливки, тощо [7].

2. Контроль рівномірного розподілу часток. Вирішують за допомогою механічного легування, ультразвуку та інших методів перемішування [5].

3. Реакції, що відбуваються при взаємодії Al з армуючими частинками іноді можуть нести негативний вплив на параметри виробів з таких АМК [8].

В таблиці 1 показані основні методи одержання алюоматричних композитів та узагальнено їх особливості.

Таблиця 1 – Основні способи одержання алюмоматричних композитів [5-10]

Спосіб одержання АМК	Переваги	Недоліки
Ливарні методи: 1. Лиття з перемішуванням (частинки вводять у розплавлений Al і механічно перемішують, потім заливають у форму). <i>Дуже поширений.</i> 2. Лиття під тиском / інфільтрація під тиском (пориста матриця розміщується в формі, через неї під тиском при литті проходить розплавлений Al). <i>Комерційно поширений для серйозних технічних застосувань.</i> 3. Методи розпилення (плазмовим / термо- / холодним розпиленням наносять шари Al/компонентів на підкладку або формують заготовку з можливістю формування градієнтних структур). <i>Малопоширений.</i>	простота, широкі перспективи щодо великосерійного виробництва, ціна додавання великої к-сті армуючих добавок; низька пористість; висока адгезія частинок можливість формування градієнтних шарів, контроль товщини	розподіл частинок; пористість висока вартість; необхідність точного контролю температур/тиску висока вартість; не можливо створювати великі деталі
Порошкові / твердотільні методи: 1. Механічне легування / спікання (змішування порошків Al з армуючими добавками, спікання). <i>Дуже поширений.</i> 2. SPS / FAST (швидке консолідування порошку з одночасним пропуском імпульсного струму). <i>Малопоширений.</i>	контроль розподілу, складу та структури; продуктивність висока щільність та якість виробів	висока вартість; обмеження по розміру й геометрії висока вартість обладнання; обмежені розміри деталей
Адитивні технології (лазерне спікання порошкового шару Al + армуюча добавка). <i>Поширений, швидко розвивається.</i>	висока точність складних деталей	низькі експлуатаційні характеристики

Виходячи з табл. 1, виробникам серійної продукції (автомобілі, побутова техніка) потрібно інвестувати в оптимізацію технології лиття з перемішуванням з подальшою обробкою одержаних виробів [5]. Для більш відповідальних застосувань (авіа- та ракетобудування, енергетика) доцільно використовувати та розвивати методи порошкової металургії та лиття під тиском [6].

Станом на 2024 рік на виробництво АМК припадає понад 45 % загального ринку металоматричних композитів [11]. Згідно з дослідженнями [12, 13] ринок АМК (враховуючи напівфабрикати з них та суміжні застосування) вже оцінюють в понад 1,2 млрд. \$ США з перспективою росту 7-9 % щороку.

Найбільшим чинником росту виробництва алюмоматричних композитів є необхідність покращення енергоефективності за рахунок зниження ваги деталей в автомобілебудуванні, що передбачає заміну сталевих та залізних деталей на деталі

з АМК. Адитивні та гібридні технології постійно здешевлюють та розширюють перелік виробів, що отримують з композитів [14]. Висока теплопровідність та контрольований коефіцієнт теплового розширення деяких АМК дозволяють використовувати їх в авіа- та ракетобудуванні як заміну легованих алюмінієвих сплавів [4].

Більш стрімкому зростанню виробництва композитів перешкоджають висока вартість обладнання для більшості способів їх одержання (табл. 1). Також варто зазначити, що механічна обробка таких виробів та їх з'єднання (зварювання) вимагає використання спеціальних технологій. Однією з ключових проблем досі залишається обмежені можливості серійного виробництва [2].

Покращення існуючих технологій отримання АМК ливарними методами в перспективі може дозволити одержувати високоякісні деталі низької вартості в великих кількостях. Зростаючі вимоги щодо енергоефективності деталей та механізмів призведуть до поступового переходу на АМК з відповідними характеристиками.

Список літератури:

1. Yolcular Karaoglu S. Aerospace industry and aluminum metal matrix composites / Sevim Yolcular Karaoglu, Serdar Karaoglu, Imgesu Unal // International journal of aviation science and technology. – 2021. – Vol. 2, no. 2. – P. 73-81. <https://doi.org/10.23890/IJAST.vm02is02.0204>
2. Wu X. A review on aluminum matrix composites characteristics and applications for automotive sector / Xiaodong Wu, Wenkang Zhang // Heliyon. – 2024. – e38576. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e38576>
3. Long R. S. Current and future uses of aluminum in the automotive industry / R. S. Long, E. Boettcher, D. Crawford // JOM. – 2017. – Vol. 69, no. 12. – P. 2635-2639. <https://doi.org/10.1007/s11837-017-2554-9>
4. CPS Technologies – URL: <https://cpstechnologiesolutions.com/>
5. Progress in aluminum-based composites prepared by stir casting: mechanical and tribological properties for automotive, aerospace, and military applications / Sachin Kumar Sharma [et al.] // Lubricants. – 2024. – Vol. 12, no. 12. – 421. <https://doi.org/10.3390/lubricants12120421>

6. Kar A. A critical review on recent advancements in aluminium-based metal matrix composites / Amlan Kar, Aditya Sharma, Sachin Kumar // Crystals. – 2024. – Vol. 14, no. 5. – 412. <https://doi.org/10.3390/cryst14050412>
7. Yu H. Latest research progress of SiCp/Al composite for electronic packaging / Hong Yu, Liu Jiaqin, Wu Yucheng // Reviews on advanced materials science. – 2023. – Vol. 62, no. 1. <https://doi.org/10.1515/rams-2023-0158>
8. Recent progress in aluminum metal matrix composites: a review on processing, mechanical and wear properties / Priyaranjan Samal [et al.] // Journal of manufacturing processes. – 2020. – Vol. 59. – P. 131-152. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.09.010>
9. Cold spray deposition of graded Al-SiC composites / Chunjie Huang [et al.] // Additive manufacturing. – 2022. – 103116. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.103116>
10. Parsons E. M. Additive manufacturing of aluminum metal matrix composites: mechanical alloying of composite powders and single track consolidation with laser powder bed fusion / Ethan M. Parsons, Saba Z. Shaik // Additive manufacturing. – 2022. – Vol. 50. – 102450. – <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102450>
11. Market.us. Global metal matrix composites market by matrix type (aluminum mmc, copper mmc, magnesium mmc, super alloys mmc, others), by reinforcement type (continuous, discontinuous, particles), by reinforcement material (alumina, silicon carbide, carbon fiber, others), by end-use (automotive and transportation, aerospace and defense, electrical and electronics, others), by region and companies – industry segment outlook, market assessment, competition scenario, trends, and forecast 2025-2034. – Base year: 2025. URL: <https://market.us/report/metal-matrix-composites-market/>
12. Business research insights. Aluminum matrix composites market size, share, growth and industry analysis, by type (particle enhanced type, fiber enhanced type), by application (automotive, aviation, machinery, electronics, others), regional insights and forecast from 2025 to 2033: market research report. – Base year: 2024. URL: <https://www.businessresearchinsights.com/market-reports/aluminum-matrix-composites-market-110601>
13. OpenPR. Aluminum matrix composites market size, share and growth report, 2034. – Base year: 2025. URL: <https://www.openpr.com/news/4043825/aluminum-matrix-composites-market-size-share-and-growth>

14. Khalid M. Y. Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloys and metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications / Muhammad Yasir Khalid, Rehan Umer, Kamran Ahmed Khan // Results in engineering. – 2023. – 101372. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2023.101372>

АДИТИВНА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ МОНОКРИСТАЛІВ ВОЛЬФРАМУ ТА МОЛІБДЕНУ

Мірошніченко Є.В., e-mail: evmir1980@gmail.com, тел.: +38(097)522-85-42

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України,
м. Київ

У промисловості монокристали вольфраму і молібдену отримують з використанням методу електронно-променевої зонної плавки. Для збільшення розмірів монокристалів були виконані спроби використання плазмової дуги у якості джерела нагрівання, але з ряду причин вони не знайшли промислового застосування. Основними недоліками цих двох способів є: складність утримання великої рідкої ванни на торці кристалу та збільшення термомеханічних напружень при збільшенні діаметру кристалу. Термомеханічні напруження погіршують якість структури кристалу та можуть привести до руйнування кристалу в процесі вирощування та охолодження. На даний час максимальний діаметр промислових монокристалів становить: для молібдену – 30 мм, для вольфраму – 25 мм.

Для вирішення проблеми збільшення розмірів монокристалів і поліпшення їх структури Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона вперше запропонована і реалізована адитивна плазмово-індукційна технологія вирощування монокристалів тугоплавких металів. Формування монокристалу відбувається шляхом переміщення локальної рідкої ванни по поверхні та нарощення монокристалу шар за шаром. Електромагнітне поле індуктора утримує рідку ванну від проливання та підігріває кристал до температур, характерних для гарячої деформації конкретного металу. Технологія дозволяє вирощувати великогабаритні монокристали як у формі циліндрів і пластин. З використанням цієї технології

вдалося отримати монокристал вольфраму у формі пластини розміром $20 \times 160 \times 170$ мм, а також циліндричні злитки та тиглі діаметром 85 мм (рис. 1).

Для підвищення техніко-економічних показників процес вирощування було інтенсифіковано для монокристалів вольфраму по відношенню до базової технології. Це вдалося виконати на основі масштабних досліджень теплового стану та його впливу на формування структури монокристалів. У результаті досягнуто:

- скорочення часу вирощування у 4 рази;
- зменшення витрат електроенергії з 7200 до 1800 кВт·год;
- зниження витрат аргону та гелію у 4–5 разів.



У формі пластин



У формі зливка



У формі тигля

Рисунок 1. Монокристали вольфраму отримані з використанням адитивної плазово-індукційної технології

Вивчення потреб різних галузей у монокристалах тугоплавких металів дозволило визначити наступні області їх застосування:

- рентгенотехніка (екрани, антикатооди),
- електроніка (мішені для розпилювання, тиглі),
- електротехнічна промисловість (контакти і дріт),
- лазерна техніка (силова лазерна оптика),
- ядерна енергетика (термоємисійні перетворювачі космічних електростанцій, конструкційні елементи активної частини),
- аерокосмічна техніка (сопла).

Із монокристалів виготовлено низку конструктивних елементів, зокрема:

- основу антикатода потужної рентгенівської трубки 100 кВт (рис. 2),
- моногранні трубки для термоемісійних перетворювачів (рис. 3).

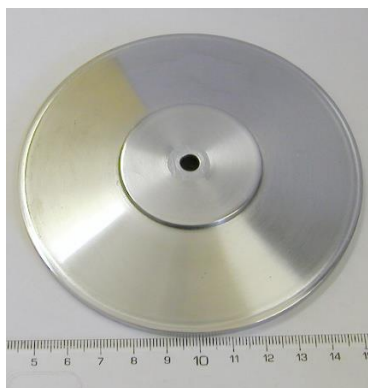


Рисунок 2. Основа антикатода потужної рентгенівської трубки – 100кВт (виготовлену із монокристалу молібдену)



Рисунок 3. Моногранні трубки для термоемісійних перетворювачів (виготовлено із монокристалу вольфраму)

Наразі проводяться дослідження щодо застосування монокристалів вольфраму та молібдену у силовій лазерній оптиці.

ОПТИМІЗАЦІЯ ПРОЦЕСУ СПРЯМОВАНОГО ТВЕРДІННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Нога В. О., аспірант, volodymyrnoha99@gmail.com

Квасницька К. Г., PhD, katonish@gmail.com

Вейс В. І., PhD, науковий співробітник, valentynveis@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

Підвищення ефективності та надійності газотурбінних двигунів (ГТД) авіаційного та енергетичного призначення потребує вдосконалення технологій виготовлення відповідальних деталей з жароміцних сплавів. Найбільш навантаженими елементами ГТД є робочі та соплові лопатки турбіни, які функціонують в умовах високих температур, вібрацій, агресивних середовищ і абразивного зносу. У таких умовах до конструкційних матеріалів висуваються

підвищені вимоги щодо механічної міцності, термостійкості та корозійної стійкості.

Значний потенціал для підвищення ресурсу та надійності лопаток ГТД забезпечується впровадженням спеціальних нікелевих суперсплавів, легованих тугоплавкими елементами (ренієм, танталом, рутенієм), а також удосконаленням технологій спрямованої кристалізації [1-5]. Оптимізація процесу лиття, зокрема автоматизований контроль температурних і швидкісних параметрів кристалізації, дозволяє забезпечити формування однорідної мікроструктури з мінімальним рівнем дефектів і стабільними експлуатаційними характеристиками готових виробів.

Метою роботи є вдосконалення технології отримання лопаток ГТД методом спрямованої кристалізації з використанням автоматизованої системи керування процесом, що дозволяє знизити виробничі втрати, підвищити якість виливків та забезпечити відповідність технічним вимогам.

Для встановлення впливу технологічних параметрів спрямованої кристалізації на структурні характеристики жароміцного сплаву CM88 було проведено серію експериментів в установці УВНК-8П, у якій реалізовано процес кристалізації за методом Бріджмена—Стокбаргера. Плавлення та заливання металу здійснювали у вакуумній печі зі зміною швидкості кристалізації: 5 та 10 мм/хв. Температура заливання становила 1550–1570 °С. Для контролю температурного поля у виливку застосовували вольфрам-ренієві термопари, встановлені в п'яти точках уздовж осі виливка.

З метою ефективного управління технологічним процесом була розроблена автоматизована система керування спрямованою кристалізацією. Програмне забезпечення дозволяє в реальному часі контролювати температуру в камері розплаву, температуру рідкого охолоджувача (алюмінію), температурний градієнт у тілі виливка та швидкість руху фронту кристалізації. Усі необхідні технологічні параметри задаються до початку плавлення, а протягом усього процесу оператор має змогу відстежувати перебіг кристалізації на етапах росту кристалу.

Застосування автоматизованої системи керування дозволило стабілізувати процес спрямованої кристалізації, знизити витрати матеріалів та енергоресурсів, а

також покращити якість виливків завдяки підвищенню точності й відтворюваності температурного режиму.

Результати досліджень показали, що збільшення швидкості кристалізації виливків сплаву CM88 з 5 до 10 мм/хв сприяє формуванню більш дрібної дендритної структури та зростанню об'ємного вмісту зміцнюючої γ' -фази. При цьому спостерігається зменшення розмірів частинок γ' -фази і середнього поперечного перерізу острівців γ/γ' -евтектики. Крім того, у міждендритних просторах збільшується кількість дисперсних карбідів типу MC. Встановлено, що для формування регулярної спрямованої структури швидкість фронту кристалізації повинна знаходитися в межах 10–12 мм/хв.

Механічні випробування зразків-свідків після термічної обробки підтвердили, що отримані механічні характеристики відповідають вимогам технічної документації за показниками короткочасної та тривалої міцності. Запропоноване автоматизоване рішення, реалізоване на базі установки УВНК-8П, забезпечує стабільність температурного поля та контрольованість процесу формування структури, що сприяє зниженню виробничих втрат і підвищенню ресурсу експлуатації відповідальних деталей з жароміцних сплавів.

Список літератури:

1. Harris K., Erickson G. L., Sikkenga S. L., Brentnall W. D., Aurrecoechea J. M., Kubarysh K. G. Development of the rhenium containing superalloy CMSX-4 & CM186LC for single crystal blade and directionally solidified vane applications in advanced turbine engines // *Superalloys*. – 1992. – TMS. – P. 297.
2. Kuznetsov P., Lesnikov V. P., Konakova I. P., Popov N. A., Kvasnitskaya Y. G. Structural and phase transformations in single-crystal Re- and Ru-alloyed Ni alloy under long-term strength testing // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. – 2015. – Vol. 57. – P. 503–506. <https://doi.org/10.1007/s11041-015-9912-4>.
3. Wu X., Makineni S. K., Liebscher C. H., Dehm G., Mianroodi J. R. Unveiling the Re effect in Ni-based single crystal superalloys // *Nature Communications*. – 2020. – Vol. 11. – Article No. 389. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-14062-9>.
4. Ivaskevich L., Balitskii A., Kvasnytska I., Kvasnytska K., Myalnitsa H. Thermal stability, cyclic durability and hydrogen resistance of cast Ni-Co alloys for gas

turbine blades // Advances in Mechanical and Power Engineering: Proc. of CAMPE 2021. – 2021. – P. 147–155. https://doi.org/10.1007/978-3-031-18487-1_15.

5. Paton B., Khalatov A., Kostenko D., Bileka B., Pysmennyi O., Botsula A., Parafiinyk V., Koniakhin V. The concept of the national R&D program for development of industrial gas turbine engines for gas and power industries // Visnyk Natsionalnoi akademii nauk Ukrainy. – 2008. – No. 4. – P. 3–9. (in Ukrainian).

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕХАНІЗМІВ ЗАРОДЖЕННЯ КРИСТАЛІВ У РОЗПЛАВАХ МЕТАЛІВ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД ЇХ ОБСЯГУ ТА ФОРМИ

Нурадінов І. А., доктор філософії, науковий співробітник, inuradinov@gmail.com

Чистяков О. В., аспірант, chistyakov1971@gmail.com

*Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, бульвар
академіка Вернадського, 34/1, 03142 Київ, Україна*

Сучасне машинобудування висуває підвищені вимоги до якості металопродукції, що значною мірою залежить від властивостей литих заготовок. Найкращі механічні характеристики мають заготовки з дрібнозернистою структурою, мінімальною ліквациєю та рівномірним розподілом включень. Формування такої структури потребує високої швидкості зародкоутворення, що визначається об'ємом розплаву та рівнями його перегріву і переохолодження. Цим факторам присвячено низку досліджень [1–6], які підкреслюють їхній вплив на процеси кристалізації.

У цій роботі за допомогою оригінальних методів фізичного моделювання проведено дослідження залежності швидкості утворення зародків у розплавах модельних середовищ залежно від їх об'єму, форми, температур перегріву та кристалізації.

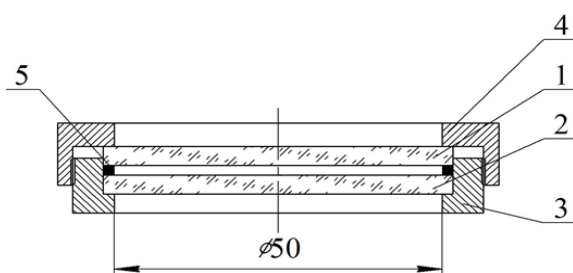
У дослідженнях використано модельні матеріали з температурою плавлення не вище 70 °С, зокрема: металевий сплав Вуда без інтервалу кристалізації (12,5% олова, 12,5% кадмію, 25% свинцю, 50% вісмуту) та прозорі органічні середовища камфен (C₁₀H₁₆), який має інтервал кристалізації 3 °С, та дифеніламін (C₁₂H₁₁N) –

без інтервалу кристалізації (табл. 1). Усі модельні матеріали мали клас чистоти «Ч» (~99%). Експерименти проводилися на двох типах дослідних зразків: плоскі зразки невеликої товщини ($\delta = 0,2$ мм) для прозорих органічних середовищ і об'ємні зразки більш великих обсягів в скляних пробірках ($\varnothing 8$ мм) для всіх модельних матеріалів.

Таблиця 1 – Властивості модельних матеріалів

Середовище Властивості	Сплав Вуда	Камфен	Дифеніламін
Густина, кг/м ³	9720	845	1200
Температура ліквідус, °С	68	45	53
Температура солідус, °С	68	42	53
Інтервал кристалізації, °С	0	3	0

Для дослідження процесу зародкоутворення без впливу об'ємних факторів використовували плоскі зразки невеликої товщини. Їх отримували у спеціально сконструйованій моделі з розплавів модельних середовищ у вигляді тонких шарів між скляними пластинами, фіксованими в корпусі. Товщину шару регулювали алюмінієвою прокладкою, герметичність забезпечували термостійким силіконовим герметиком.



(а)



(б)

Рисунок 1. Схема (а) та фото (б) плоскої моделі для дослідження утворення зародків у прозорих органічних середовищах

Для досліджень впливу об'ємних факторів на процес зародкоутворення у розплавах модельних середовищ були використані зразки більш великих обсягів в скляних пробірках (Ø 8 мм) та було створено спеціальну експериментальну установку (рис. 2).

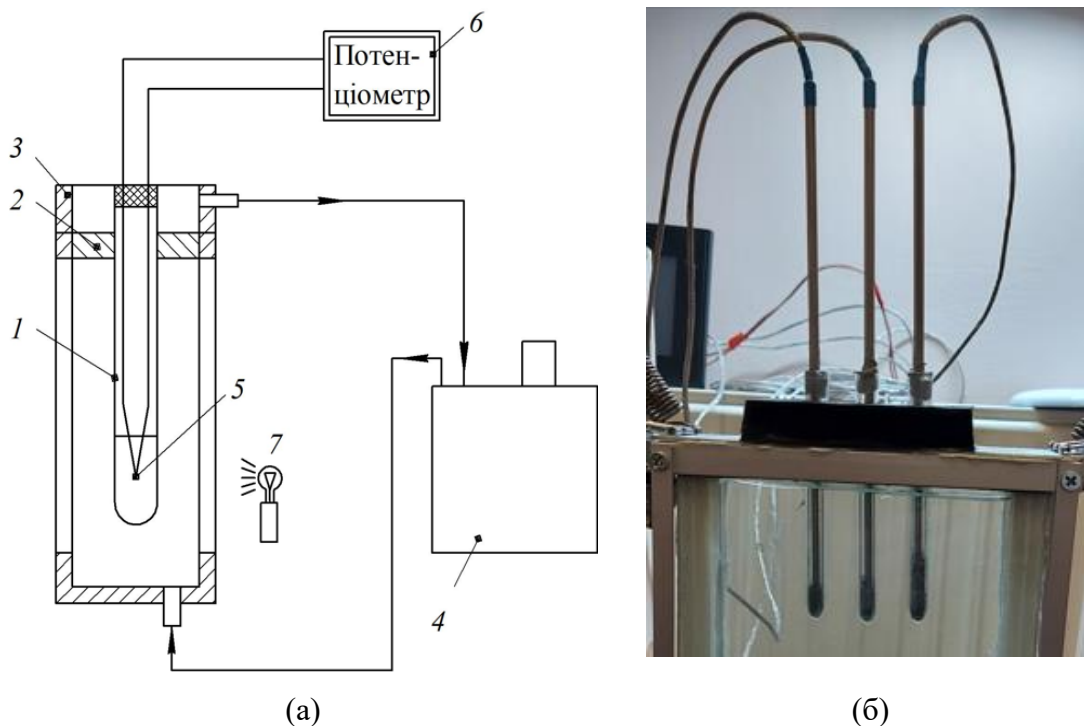


Рисунок 2. Загальна схема експериментальної установки (а) та фото кювети з дослідними зразками середовищ у пробірках (б)

У роботі досліджено особливості кристалізації в прозорих низькотемпературних модельних середовищах (кафмен, дифеніламін) у зразках різної форми та об'єму. Зразки виготовляли у вигляді плоских шарів і об'ємів у кварцових пробірках ($V \leq 18 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3$). Після перегріву до визначеної температури (Δt^+) та витримки протягом 10 хвилин проводили контрольоване охолодження зі швидкістю $2 \text{ }^\circ\text{C/хв}$, фіксуючи температурні криві за допомогою термопар.

У плоских зразках встановлено нестаціонарний характер зародкоутворення: швидкість утворення зародків (I) зростає, досягає максимуму, після чого знижується. Із підвищенням Δt^+ величина I_{max} зменшується і досягається пізніше. Встановлено прямий зв'язок між зростанням I та зменшенням розміру макрозерен. Аналогічні закономірності виявлено як для камфену, так і для дифеніламіну.

Для об'ємних зразків спостерігався значний розкид значень переохолодження (Δt), особливо у гігроскопічних середовищах. Було доведено, що волога та обмежено розчинні домішки суттєво впливають на стабільність кристалізації. Повторні дослідження показали зміну Δt у зв'язку з випаровуванням вологи (кафмен) або хімічними змінами (дифеніламін). Попередня термообробка зразків (90 °C, 60 хв) зменшувала, але не усувала розкид значень Δt .

Зі збільшенням об'єму зразків Δt зменшувалося й виходило на стабільний рівень, що не узгоджується з даними по мікрокраплях в емульсіях. Досліджено також залежність Δt від відношення площі змоченої поверхні до об'єму (S/V). Встановлено, що зі зменшенням S/V переохолодження різко знижувалося. Це підтверджує гетерогенний механізм зародкоутворення, основним чинником якого є активність стінок форми та наявність домішок.

В результаті проведеної роботи розроблено оригінальні методики фізичного моделювання для дослідження процесів кристалізації та формування структури металевих заготовок залежно від їх об'ємних факторів. Експериментами на плоских зразках з прозорих органічних середовищ наочно доведено, що дисперсність кристалічних структур литих металевих заготовок невеликої товщини буде залежати, головним чином, від значень швидкостей утворення зародків на міжфазному кордоні розплав-тверда підкладка. Роль твердих підкладок у реальних сплавах виконують різні тверді домішки та стінки ливарних форм, активність яких щодо зародкоутворення, у свою чергу, істотно визначатиметься ступенем перегріву розплавів металевих сплавів над температурою ліквідуса та рівнем їх переохолоджень нижче за температуру солідуса.

Результати вивчення процесів кристалізації в об'ємних зразках модельних середовищ свідчать про те, що, на відміну від тонких зразків невеликої товщини, на швидкість зародкоутворення в них, крім активності поверхонь стінок ливарних форм, впливає багато інших масштабних факторів. Відповідно, можна стверджувати, що на дисперсність структур литих металевих заготовок великого перерізу, поряд з активністю стінок ливарних форм, температур перегріву та охолодження розплавів металів, впливатимуть також стан обмежено розчинних домішок, конвекція, флуктуації температури та густини тощо. З цих результатів випливає, що, змінюючи такі параметри плавлення та розливання металевих

сплавів, як температура перегріву, час витримки в перегрітому стані, швидкості нагрівання та охолодження, можна керувати ступенем переохолодження розплавів металів перед їх кристалізацією (тобто швидкістю утворення кристалів), відповідно, – впливати на дисперсність структур литих заготовок, що передбачає вплив на фізико-механічні властивості литого металу.

Список літератури

1. Овсиенко Д.Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – К.: Наукова Думка. – 1994. – 256 с.
2. Jinku Y., Qi Q., Lian L., Qihua J., Dongying N. Investigation on the undercooling and crystallization of pure aluminum melt by DSC // Phase Transitions. – 2010. – Vol. 83, No. 7. – PP. 543-549.
3. Mei Q., Li J. Dependence of Liquid Supercooling on Liquid Overheating Levels of Al Small Particles // Materials. – 2016. – V. 9, No. 1, article 7. – PP. 1-8.
4. Zhao B., Li L., Lu F., Zhai Q., Yang B., Schick C., Gao Y. Phase transitions and nucleation mechanisms in metals studied by nanocalorimetry: A review // Thermochemica Acta. – 2015. – V. 603. – P. 2-23.
5. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Гончаров О.Л., Нурадінов І.А., Чистяков О.В., Зубеніна Н.Ф. Методика дослідження впливу перегріву на переохолодження металів та їх сплавів // Процесі лиття. – 2024. – № 3. – С.
6. Флемингс М. Процессы затвердевания. – М.: Мир. – 1977. – 423 с.

ПРИГОТУВАННЯ ТА СТРУКТУРА ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeNiCrCuAl

Сергійко Р. С., аспірант, romanse@me.com

Сергієнко Р. А., к. т. н., старший науковий співробітник, rsruslan17@gmail.com

Щерецький В. О., к. т. н., старший науковий співробітник

Каніболоцький Д. С., к. х. н., старший науковий співробітник

Железняк О. В., молодший науковий співробітник

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, бул. Вернадського
34/1, Київ-142, 03680, Україна

Прогрес у теоретичних дослідженнях нових матеріалів, а також розробка відповідних технологій, дозволили створити металеві сплави, що містять понад три основні елементи. За останні два десятиліття було сформовано новий клас металевих сполук – високоентропійні сплави (ВЕС) [1, 2]. У своєму складі ВЕС містять від 5 до 13 основних елементів із відносною атомною часткою від 5 % до 35 %. Їхня структура зазвичай представлена однофазними твердими розчинами заміщення, переважно з гранецентрованою кубічною (ГЦК) ґраткою або об'ємно-центрованою кубічною (ОЦК) ґраткою [3]. Стабілізація твердих розчинів і запобігання утворенню інтерметалідних фаз під час кристалізації забезпечуються високою ентропією змішування компонентів ($\Delta S_{\text{mix}} > 1,61 \cdot R$, де $R = 8,314$ Дж/(моль·К) – універсальна газова стала). ВЕС демонструють виняткові властивості завдяки дії чотирьох ключових ефектів: високої ентропії змішування, спотворення кристалічної ґратки, уповільненої дифузії та так званого «ефекту коктейлю» [4]. Завдяки своїм структурним особливостям, високоентропійні сплави характеризуються низькими коефіцієнтами дифузії, високою корозійною стійкістю та підвищеною пластичністю за низьких температур. Крім того, вони демонструють низку інших унікальних властивостей, що робить їх перспективними для застосування в передових матеріалах і технологіях [5, 6, 7]. Більшість ВЕС, розроблених на сьогодні, виготовляються з чистих металів і містять значні кількості дорогих елементів, таких як Co, W, V, Nb, Mo, Ta, Ti [8] та інші, що істотно обмежує їх економічну доцільність для практичного застосування.

Тому, метою даної роботи було створення високоентропійних сплавів на основі переважно недорогих і поширених металевих елементів, а також дослідження їхньої структури.

Сплави системи FeNiCrCuAl було отримано методом індукційної плавки в тиглі з набивною нейтральною футерівкою, виготовленою з оксидів алюмінію та магнію. Через високу хімічну активність алюмінію до кисню його вводили у розплав у вигляді лігатури Cu-33Al з масовою часткою алюмінію близько 33 %. За такого складу температура плавлення лігатури становить приблизно 800 °C, а при кімнатній температурі утворюється твердий розчин η_2 , який формується внаслідок перитектоїдної реакції. Лігатуру Cu-33Al отримували методом індукційної плавки у графітовому тиглі: спочатку розплавляли мідь марки М1 (99,9 мас. %), після чого в рідкий метал вводили чушковий алюміній марки А85 (99,85 мас. %). Через відносно високу температуру плавлення хрому (1857 °C) його вводили у розплав у вигляді низьковуглецевої лігатури Cr-Fe промислової марки ФХ010А, що дозволяло уникнути перегріву при його розчиненні. Залізо та нікель додавали у вигляді високолегованого чавуну марки ЧН17Д3Х2 або високолегованої сталі марки 10Х18Н9Л, а також чистого нікелю (99,5 % мас.). Дослідні сплави не містили дорогого кобальту, який зазвичай присутній у системах ВЕС з перехідними металами. Хімічний склад сплавів наведено в таблиці 1. Вміст вуглецю у сплаві № 1, виплавленому з використанням чавуну, був у шість разів вищим, ніж у сплаві № 2, виготовленому із сталі. Хімічний склад дослідних зразків ВЕС визначали за допомогою рентгено-флуоресцентного експрес-аналізатора (РФА) «EXPERT 3L». Масову частку вуглецю встановлювали на експрес-аналізаторі АН-7529 методом автоматичного кулонометричного титрування за показником рН. На дно тигля завантажували залізовмісні сплави, після чого зверху розміщували порцію ферохрому. Після утворення рідкого розплаву додатково вводили ферохром, нікель та лігатуру Cu-33Al. Після повного розплавлення та розчинення всіх компонентів сплав FeNiCrCuAl перегрівали на 250–300 °C вище температури ліквідус. Після завершення плавки розплавлений метал заливали у форми, застосовуючи метод лиття за газифікованими моделями або традиційне лиття у піщано-глиняні форми. Фазовий аналіз сплавів проводили методом рентгенівської дифракції на дифрактометрах ДРОН-3 та Ultima-IV (Rigaku, Japan) із застосуванням

випромінювань Mo-K α ($\lambda = 0,07093187$ нм) та Cu-K α ($\lambda = 0,15418$ нм), відповідно, а також з фокусуванням рентгенівських променів за геометрією Бреґґа-Брентано. Залежно від типу випромінювання, вимірювання здійснювали в кутових діапазонах 10° – 55° та 25° – 105° з кроком $0,02^\circ$ або $0,05^\circ$ відповідно, при часі накопичення імпульсів 2 с. Для точного визначення параметрів ґратки в області дальніх дифракційних піків на великих кутах використовували крок $0,01^\circ$ та час накопичення 12 – 16 с, залежно від типу зразка. Для дослідження мікроструктури та хімічного фазового складу зразків ВЕС використовували скануючий електронний мікроскоп REM 106I з енергодисперсійним мікроаналізатором (виробництва ВАТ «SELMІ») та оптичний мікроскоп EPIQUANT (Carl Zeiss Jena).

Таблиця 1 – Хімічний склад зразків ВЕС, наведений у відносних атомних частках (%)

№	Fe	Ni	Cr	Mn	Cu	Al	C	Si	P+S
1	22,01	19,93	16,78	0,035	18,27	19,86	2,67	0,43	0,019
2	23,99	20,66	12,65	0,11	20,66	21,32	0,43	0,17	0,018

У науковій літературі (у тому числі у працях, подібних до [9–11]) виділяють такі основні критерії утворення та стабілізації твердих розчинів у високоентропійних сплавах:

- Конфігураційна ентропія змішування (ΔS_{mix}) сплаву має перевищувати певне порогове значення, що становить приблизно $1,5R$ ($12,471$ Дж/(моль·К)).
- Оптимальні значення ентальпії змішування (ΔH_{mix}) лежать у вузькому інтервалі (приблизно від -22 до $+7$ кДж/моль), оскільки надто негативні значення сприяють утворенню інтерметалідів, а позитивні – фазовому розділенню.
- Різниця атомних радіусів (δ_r) не повинна перевищувати 9 %, зазвичай має бути меншою за 6,5%. Якщо δ_r більше, зростає ймовірність утворення інтерметалідних фаз.
- Термодинамічний параметр (Ω), який характеризує ймовірність утворення твердого розчину заміщення, зазвичай має бути не меншим за 1,1.
- Концентрація валентних електронів (VEC) є важливим фізичним параметром, що впливає на стабільність кристалічної структури у високоентропійних сплавах. Згідно з [12], залежність типу ґратки від значення VEC

має такий характер: при значеннях $VEC \geq 8$ формується ГЦК фаза; при $6,87 < VEC < 8$ формується змішана структура ГЦК + ОЦК; при значеннях $VEC < 6,87$ домінує ОЦК фаза.

Згідно з даними таблиці 2 сплав №1, виготовлений із чавуну як шихтового матеріалу, характеризується більш негативними значеннями ентальпії змішування (ΔH_{mix}), вищими значеннями різниці атомних радіусів (δ_r) та електронегативностей ($\Delta\chi$), а також нижчим термодинамічним параметром (Ω) порівняно зі сплавом №2, отриманим із сталі. Така різниця пояснюється утворенням значної кількості складних залізо-хромистих карбідів у сплаві №1, що знижує ентропійний внесок і сприяє фазовому розділенню. Обидва сплави системи FeNiCrCuAl мають значення концентрації валентних електронів (VEC) менше 8 (табл. 2). Це свідчить про ймовірність стабілізації змішаної структури, яка включає як ОЦК, так і ГЦК типи ґратки. Така структурна гетерогенність узгоджується з електронною теорією формування фаз у ВЕС і підтверджується результатами рентгенофазового аналізу (рис. 1). Високоентропійні сплави №1 і №2 системи FeNiCrCuAl демонструють наявність кількох фаз із різними типами кристалічних ґраток, зокрема ОЦК (просторова група $Pm\bar{3}m$), ГЦК ($Fm\bar{3}m$) та карбідної фази ($(\text{FeCr})_7\text{C}_3$), як показано на рисунку 1. Твердий розчин на основі ОЦК-фази має впорядковану структуру типу B2, що характеризується рівномірним розподілом усіх елементів у межах фази. Це підтверджується наявністю дифракційних максимумів (100) на кутах $2\theta \approx 14^\circ$ та $2\theta \approx 31^\circ$, представлених на рисунках 1а і 1б відповідно.

Таблиця 2- Термодинамічні та структурні параметри, розраховані для системи FeNiCrCuAl

Сплав №	$\Delta S_{\text{mix}}/R^*$	ΔS_{mix} (J/mol·K)	ΔH_{mix} (kJ/mol)	Ω	δ (%)	$\Delta\chi$	VEC
1	1,711	14,222	-9,226	2,389	8,677	0,1733	7,493
2	1,628	13,538	-4,867	4,315	6,349	0,1322	7,689

* R– універсальна газова стала (8,314463 Дж/мол·К)

Типові мікроструктури зразків високоентропійних сплавів системи FeNiCrCuAl після кристалізації наведено на рисунку 2. Литі зразки

характеризуються гетерогенною структурою, що складається з кількох фаз, включаючи дендрити, міждендритну область та карбіди, які в поперечному перерізі мають шестикутну форму (рис. 2а). Гілки дендритів мають округлу форму та зернисту внутрішню структуру, тоді як у міждендритному просторі спостерігається пластинчаста евтектика разом із карбідами. Формування карбідів у сплаві №1 з масовою часткою вуглецю 0,64 % (рис. 2а) зумовлено використанням чавуну як шихтового матеріалу, в якому вміст вуглецю становив приблизно 2,5 мас. %. Таким чином, розроблено технологію приготування високоентропійних сплавів системи FeNiCrCuAl методом лиття на повітрі. Як шихтові матеріали для виробництва ВЕС використовували високолегований чавун, нержавіючу сталь та лігатури (ферохром, Cu-33Al). Мікроструктура отриманих сплавів характеризується дендритною морфологією, яка включає два типи твердих розчинів – на основі впорядкованої об'ємно-центрованої кубічної ґратки (ОЦК, типу B2) та гранецентрованої кубічної ґратки (ГЦК), а також залізо-хромисті карбіди. Така структурна гетерогенність узгоджується з термодинамічними параметрами системи та підтверджується результатами мікроструктурного аналізу.

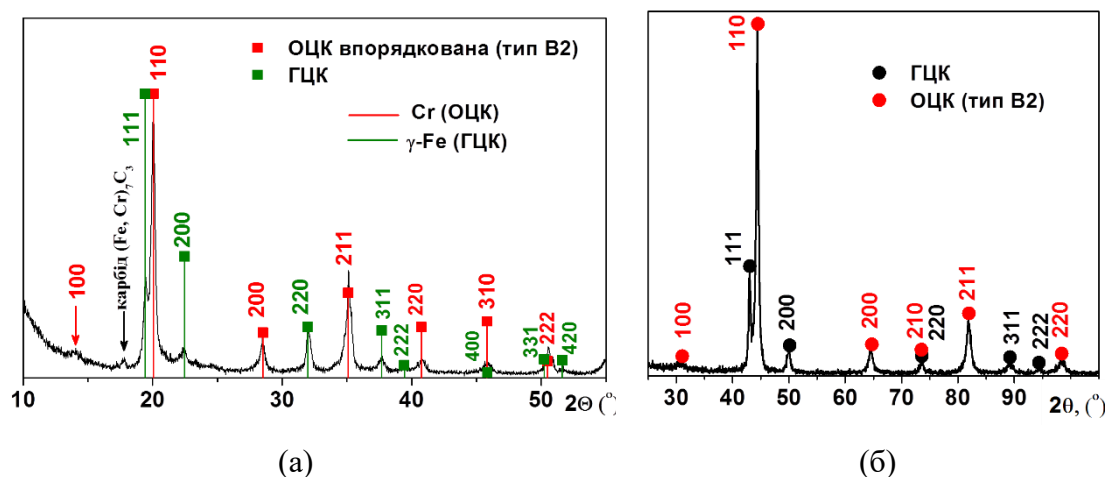


Рисунок 1. Дифрактограми високоентропійних сплавів системи FeNiCrCuAl: (а) № 1 (випромінювання MoKα), (б) № 2 (випромінювання CuKα), зі справочними спектрами Cr (PDF 06-0694) та γ-Fe (PDF 31-0619)

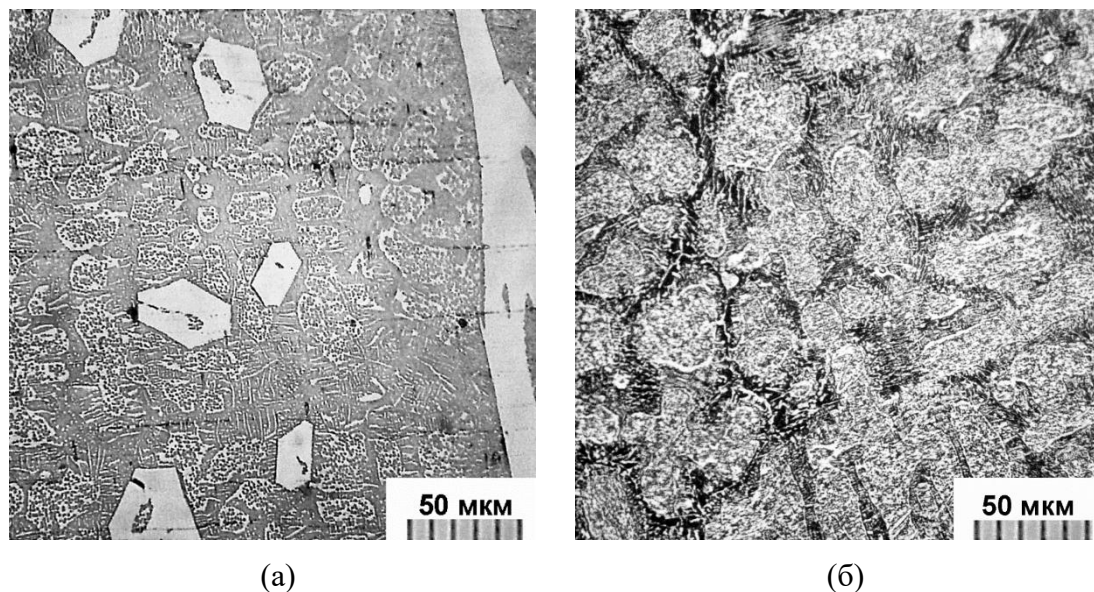


Рисунок 2. Мікроструктури литих високоентропійних сплавів системи FeNiCrCuAl: (а) сплав № 1 виготовлений з використанням чавуну, (б) сплав №2 виготовлений з використанням сталі.

Список літератури:

1. Yeh, J.-W. A New Era of Exploitation High-Entropy Alloys / Y.-L. Chen, S.-J. Lin, S.-K. Chen // Mater. Sci. Forum. – 2007. – Vol. 560. – P. 1-9.
2. Zhang, Y. Solid Solution Formation Criteria for High Entropy Alloys / Y.J. Zhou // Mater. Sci. Forum. – 2007. – Vol. 561–565 – P. 1337-1339.
3. Yeh, J.-W. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes / S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsai, S.-Y. Chang // Adv. Eng. Mater. – 2004. – Vol. 6, № 5. – P. 299-303.
4. Yeh, J.-W. Alloy Design Strategies and Future Trends in High-Entropy Alloys // JOM. – 2013. – Vol. 65. – P. 1759-1771.
5. Slobodyan, M. Recent advances and outstanding challenges for implementation of high entropy alloys as structural materials / E. Pesterev, A. Markov // Mater. Today Commun. – 2023. – Vol. 36. – P. 106422.
6. Wang, X. High-entropy alloys: emerging materials for advanced functional applications / W. Guo, Y. Fu // J. Mater. Chem. A – 2021. – Vol. 9, № 2. – P. 663-701.

7. Shcheretskyi, V. O. Features of the structure and heat resistance of high-entropy alloys of the FeCrCuNiAl and FeCrCuNiMn systems / A. M. Verkovliuk, R. A. Sergiienko, O. A. Shcheretskyi, D. S. Kanibolotsky, I. G. Byba, O. S. Roik // Casting processes. – 2024. – Vol. 157, № 3. – P. 46-52 [in Ukrainian].
8. Myslyvchenko, O. Laser Treatment of Electrosark-Deposited $\text{Ti}_{0.8}\text{W}_{0.25}\text{Cr}_{0.5}\text{FeCo}_{1.75}\text{Ni}_3\text{AlB}_{0.6}$ High-Entropy Coatings / R. Lytvyn, K. Grinkevich, O. Zgalat-Lozynskyy, A. Bondar, O. Shyrovov, S. Ivanchenko, O. Bloschanevich and A. Stegnyy // JOM. – 2024. – Vol. 76, № 8. – P. 3960-3968.
9. Yang, J.Y. Solid solution formation criteria in the multi-component alloys with high entropy of mixing / Y.J. Zhou, Y. Zhang, G. Chen // Chin. Mater. Sci. Technol. Equip. – 2007. – № 5. – P. 61-63.
10. Zhang, Y. Solid solution phase formation rules for multi-component alloys / Y. J. Zhou, J. P. Lin, G. L. Chen, P. K. Liaw // Advanced Engineering Materials. – 2008. – Vol. 10. – № 6. – P. 534-538.
11. Yang, X. Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multi-component alloys / X. Yang, Y. Zhang // Materials Chemistry and Physics. – 2012. – Vol. 132. – №2-3.– P. 233-238.
12. Guo, S. Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys / C. Ng, J. Lu, C.T. Liu // J. Appl. Phys. – 2011. – Vol. 109, № 10. – P. 103505.

ОСОБЛИВОСТІ ЛЕГУВАННЯ ТА ФАЗОУТВОРЕННЯ ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Al-Fe-Mn-Ni

Соловей М. О., студент, matveysolovey@ukr.net

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ, Україна

Розробка нових жароміцних матеріалів є постійно існуючою задачею, а створення жароміцних алюмінієвих сплавів грає важливу роль через поєднання низької густини і достатньої жароміцності до температур порядку 200 °С. Підвищення рівня робочих температур для алюмінієвих сплавів дає можливість замінити ними частину деталей зі сплавів заліза в автомобілях, літаках та різноманітної техніки. Це дозволить знизити масу машин та механізмів, підвищити їх енергоефективність та екологічність за рахунок зниження викидів вуглекислого газу [1].

Більшість відомих жароміцних алюмінієвих сплавів систем Al-Si-Cu, Al-Cu та Al-Si-Cu-Fe-Ni мають відносно низький рівень механічних властивостей, проте, значною їх перевагою є простота одержання готових виробів литтям. Серед альтернативних систем жароміцних алюмінієвих сплавів часто розглядаються такі, що містять Fe, Ni, Cr та Mn. Залізо і нікель формують в структурі сплавів з алюмінієм волокнисті нанорозмірні компоненти евтектики, які не розчиняються у твердому розчині при високих температурах і потенційно можуть бути ефективними бар'єрами для руху дислокацій. При цьому, вони залишають сплав пластичним за рахунок своєї морфології та високої дисперсності (20-200 нм складає діаметр волокон алюмінідів заліза та нікелю у складі евтектики).

Недоліком для таких сплавів є нульова легованість матричного металу, що означає потенційно занижену міцність. Легування жароміцних алюмінієвих сплавів доцільно проводити елементами з низьким коефіцієнтом дифузії в алюмінії. Найкращим варіантом для цього є марганець, який може у великій кількості розчинитися в алюмінієвій матриці та утворити з алюмінієм стабільний зміцнюючий інтерметалід Al_6Mn . Сплави Al-Fe-Mn-Ni, завдяки їх структурно-фазовим особливостям можна піддавати пластичній деформації, що в поєднанні з

термічною обробкою може підвищити рівень механічних властивостей сплавів у широкому інтервалі температур за рахунок зерноподрібнення і гальмування рекристалізації стабільними ультрадисперсними інтерметалідними частинками.

В сплавах системи Al-Fe-Mn-Ni роль твердорозчинного зміцнювача може виконувати тільки марганець, але його схильність до розчинення у складових евтектики робить недостатніми допустимі концентрації порядку 1% мас. у складі сплавів [2]. Таким чином, було вирішено додатково легувати експериментальні сплави хромом і кобальтом, а також додати більш дифузійно активні твердорозчинні зміцнювачі – мідь та магній. Хімічний склад сплавів проектували таким чином, щоб максимально наблизити їх до евтектичного і забезпечити високий рівень ливарних властивостей.

В ході досліджень в печі опору було виплавлено два основні експериментальні сплави складів Al-1,5Fe-1,2Ni-1,1Mn-0,45Cr-0,25Co та Al-1,5Fe-1,2Ni-1,1Mn-0,45Cr-0,25Co-1Mg-1Cu (% мас.). Хімічний склад твердого розчину на основі алюмінію експериментального сплаву без міді та магнію є сприятливим через вміст у ньому хрому та марганцю на межі розчинності. У випадку додавання до складу сплаву магнію, вміст останнього може доходити до 1% мас. в литому і термічно обробленому станах. Додавання міді забезпечує низький рівень легування твердого розчину на основі алюмінію до 0,2...0,3% мас. для литого стану, а після відпалу вміст міді в твердому розчині може зрости втричі.

Обидва сплави мали високу пластичність у литому стані та після відпалу. Також відмічається, що в цих двох станах їхня структура була схожою, що вказує на високу структурну стабільність, особливо цілісність інтерметалідних волокон евтектики, та опір впливу високих температур. Для сплаву, який містив мідь та магній, відмічено мінімальні зміни будови евтектики та збереження її структурної стабільності. Це пов'язано з тим, що мідь розчиняється в нікелі та починає входити до складу евтектичного компонента Al_3Ni . Магній, при цьому, входить до складу твердого розчину.

Для зменшення пластичності, особливо високотемпературної, та підвищення міцності, експериментальні сплави було вирішено піддавати деформаційній та термічній обробці. Хімічний склад сплавів (базового та легуваного міддю та магнієм), було розроблено з урахуванням заміни значної

частини марганцю та хрому в складі евтектики нікелем, щоб вони в більшій мірі легували твердий розчин і утворювали в ньому стабільні дисперсоїди при нагріванні.

В таблиці приведено дані механічних характеристик зазначених сплавів після різних видів обробки для встановлення найбільш сприятливого з них.

Таблиця – Механічні властивості досліджуваних сплавів

Зразок	НВ	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
1 – литий	48	235	19	33,3
1 – литий + Т6	48,8	192	12	28,7
1 – деформований	47	198	13,1	27,5
1 – деформований + Т6	45,5	200	12,7	31,1
1 – деформований + відпал	45,5	225	22,5	40,8
2 – литий	63	165	2,5	10,1
2 – литий + Т6	58,5	208	4,3	13
2 – деформований	59	182	3,12	9,4
2 – деформований + Т6	60	230	7,8	18,9
2 – деформований + відпал	56,2	244	14,4	21,8

Базовий сплав виявився майже нечутливим до деформаційної та термічної обробки, що вказує на слабкий вплив хрому та марганцю як зміцнювачів твердого розчину для сплавів досліджуваної системи. Додаткове легування магнієм та міддю дозволяє підвищити твердість і знизити пластичність, що є більш вигідним для жароміцних сплавів та вказує на потенційно вищий опір повзучості. Зменшення пластичності в 2...7 разів якраз спостерігається в зразках сплаву, що містить магній та мідь.

Показано, що після деформації та відпалу обидва сплави мають високі значення міцності. Це вказує на вагомий вклад фактору будови евтектики у формування основного механізму зміцнення, який полягає в насиченні об'єму сплаву дисперсними частинками складових евтектики в литому стані і більшою мірою – після деформації, коли волокниста евтектика подрібнюється на неволокнисті частинки, які в подальшому слугують термічно стабільними бар'єрами для руху дислокацій та стримують рекристалізацію.

В результаті, високотемпературна міцність деформованого та відпаленого зразку сплаву з магнієм та міддю складала 121 МПа при температурі 300 °С. Відносне видовження та звуження мали значення 17% і 24,5% відповідно.

Дані проведеного рентгенофазового аналізу вказують на те, що основними зміцнюючими фазами для легovanого сплаву є вторинна фаза Al_2Cu , в якій можуть бути розчинені нікель та кобальт. Також є присутньою фаза Al_7Cu_2Fe , в складі якої окрім, або замість заліза можуть також знаходитись нікель, хром і кобальт. Магній залишається в твердому розчині і не утворює фаз із компонентами.

Список літератури:

1. Czerwinski F. Thermal Stability of Aluminum Alloys – A Review // Materials. – 2020. – Vol 13 (15). – P. 1-49. <https://doi.org/10.3390/ma13153441>
2. Kumar K. S. Ternary intermetallics in aluminium refractory-metal X systems (X = V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn) // Intermetallic Materials Review. – 1990. Vol. 35 (6). – P. 293-327. <https://doi.org/10.1179/095066090790324037>

УДК 621.74.046

ОДЕРЖАННЯ БІМЕТАЛЕВОЇ ШТАБИ ЛИВАРНИМ МЕТОДОМ З ВИКОРИСТАННЯМ ІНДУКЦІЙНОГО ДЖЕРЕЛА НАГРІВАННЯ

Тимошенко А.М., к. т. н, ст. наук. співр.

Шматко О.В., мол. наук. співр., oleksandrshmatko.ua@gmail.com

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

Для реалізації технології отримання біметалевої штаби необхідне одночасне виконання наступних операцій: подача сталюї полоси (заготовки), нагрівання її до необхідної температури індукційним джерелом тепла, нанесення розкисного флюсу, заливання розплавом чавуну в ливарному вузлі та подальше охолодження в мідному кристалізаторі. Ключовою умовою для отримання якісного з'єднання є температурне розподілення на границі сталь-чавун. Тому особлива увага приділяється суміщенню процесу нагрівання заготовки та заливання розплаву.

Підбір параметрів проводився з використання числових програмних пакетів і проводився в два етапи: 1) термодинамічний і гідродинамічний розрахунок заливання рідкого розплаву на сталь заготовку для визначення температури, до якої слід її нагрівати; 2) дослідження електрофізичних та теплових процесів, що протікають в системі «індуктор-сталюна заготовка», та визначення рекомендованих технологічних параметрів, що забезпечують нагрівання до необхідної температури одержання біметалевого з'єднання [1].

Мінімально допустимою температурою заготовки на момент заливання розплавом, прийнято 800 °С. Температура заливання складала 1400 °С. Проводилась серія розрахунків для швидкості подачі сталюї полоси 6-12 мм/с, початкової температури заготовки 800-1000 °С та товщини заготовки 6 мм і 10 мм.

Розрахунок теплового розподілу в ливарному вузлі базується на наступних залежностях:

$$\text{Рівняння збереження маси:} \quad \frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho u) = 0. \quad (1.1)$$

Рівняння Нав'є-Стокса:

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho u \cdot \nabla u = -\nabla p + \nabla \cdot \left(\mu (\nabla u + (\nabla u)^T) \right) - \frac{2}{3} \mu (\nabla \cdot u) I + F, \quad (1.2)$$

де ρ – густина, кг/м³; u – вектор швидкостей, м/с; p – тиск, Па; μ – динамічна в'язкість, Па·с; F – вектор сили тіла (Н/м³).

Рівняння теплопередачі (для рідкої фази):

$$\rho C_p + \rho C_p u \cdot \nabla T = \alpha_p T \left(\frac{dp_a}{dt} + u \cdot \nabla p_a \right) + \frac{\tau}{S} + \nabla \cdot (k \nabla T) + Q; q = -h(T_{ext} - T) \quad (1.3)$$

де C_p – питома теплоємність при постійному тиску (Дж/кг·К); T – абсолютна температура, К; τ – тензор в'язких напружень, Па; S – тензор швидкостей деформації, 1/с; Q – джерело тепла, Вт/м³; q – тепловий потік при кондукції, Вт/м²; T_{ext} – зовнішня температура, К; k – теплопровідність, Вт/м·К; p_a – абсолютний тиск, Па; α_p – коефіцієнт теплового розширення, 1/К.

Рівняння теплопровідності в стаціонарному режимі :

$$\nabla \cdot (k \nabla T) + q = 0 \quad (1.4)$$

Розрахунки проводились у стаціонарному режимі, що передбачає досягнення термодинамічної рівноваги. Враховано граничні умови - конвекція і теплообмін з кристалізатором та філь'єрою, а також теплопередача на межі «сталь-розплав»

Аналіз отриманих результатів для різних комбінацій товщини заготовки (6 і 10 мм), швидкості подачі заготовки (6-12 мм/с) та її початкової температури (800, 900 і 1000 °С) показують, що:

1. Для заготовки товщиною 6 мм допустиме значення температури на вході в ливарний вузол складає 800 °С. При перевищенні 900 °С можливе механічне руйнування сталюї полоси, оскільки при цьому температура нижньої її частини досягає температури близьких 1100 °С, при якій межа плинності для ст10 майже відсутня.

2. Для заготовки товщиною 10 мм оптимальне значення температури на вході в ливарний вузол складає 800-900 °С.

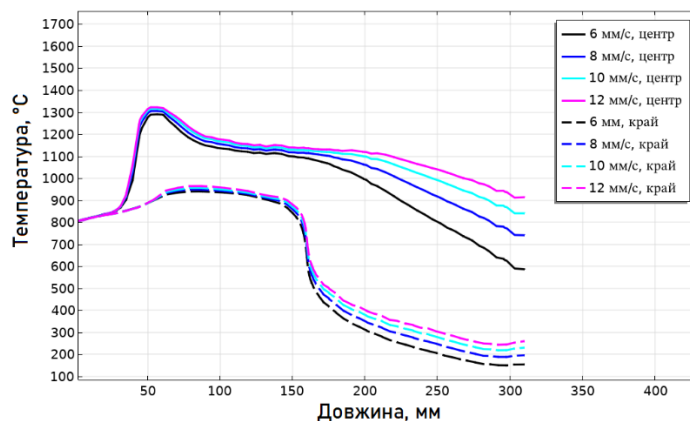


Рисунок 1. Температура вздовж контактної поверхні заготовки і розплаву по центру та з краю (на відстані 25 мм від центру) при температурі заготовки 800°C та її швидкості руху 6-12 мм/с

3. Збільшення швидкості переміщення сталюї полоси не має значного впливу на температурне розподілення по поверхні контакту. В філь'єрі ливарного вузла (відповідає довжині 0-160 мм на рис. 1) збільшення швидкості на 2 мм/с призводить до збільшення температури не більше ніж на 15°C. Найбільший вплив швидкості подачі заготовки спостерігається в кристалізаторі (160-320 мм на рис.1), де зростання температури досягає 150°C при збільшенні швидкості з 6 мм/с до 8 мм/с по центру контактної області. На краю області контакту сталюї заготовки з чавунним розплавом вплив швидкості подачі ще менший. Оптимальні значеннями швидкості переміщення заготовки складають 8 мм/с і більше.

Для дослідження індукційного нагрівання використовували індуктор соленоїдного типу, які корисно зарекомендували себе по зрівнянню з іншими, наприклад, плоскими.

Розробку алгоритму розрахунку параметрів електромагнітного поля системи «індуктор-пластина» проводили на основі рівнянь Максвелла:

$$\begin{aligned} \operatorname{rot} \vec{E} &= -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t}; \quad \operatorname{rot} \vec{H} = \vec{J}; \quad \vec{B} = \mu \mu_0 \vec{H}; \quad \vec{J} = \gamma \vec{E}; \quad \operatorname{div} \vec{B} = 0; \quad \operatorname{rot} \left(\frac{1}{\gamma} \operatorname{rot} \vec{H} \right) = \\ &= -\mu \mu_0 \frac{\partial \vec{H}}{\partial t}; \quad \operatorname{rot} \left(\frac{1}{\mu} \operatorname{rot} \vec{E} \right) = -\gamma \mu_0 \frac{\partial \vec{E}}{\partial t} \end{aligned} \quad (1.5)$$

де H - напруженість магнітного поля, А/м; E - напруженість електричного поля, В/м; $\vec{B}$ - магнітна індукція, Тл; t - час, с; μ - магнітна постійна,

Гн/м; j – щільність струму провідності, А/м²; γ – питома електрична провідність, ($\gamma=1/\rho$) Ом·м; ρ_0 – питомий електричний опір матеріалу, Ом·м.

Систему рівнянь вирішували відносно векторного магнітного потенціалу (без урахування струмів зміщення).

$$\mu\mu_0 \frac{\partial \vec{A}}{\partial t} = \Delta \vec{A} + \mu \cdot \mu_0 \cdot \gamma [\vec{V} \text{rot} \vec{A}] \quad (1.6)$$

де $\vec{A}$ – магнітний векторний потенціал, В·с/м; μ_0 – абсолютна магнітна проникність вакууму $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Г/м; $\vec{V}$ – вектор швидкості руху заготовки, м/с.

Початкові умови, що характеризують початковий стан досліджуваної системи, а саме, векторний потенціал і початкова швидкість переміщення середовища, що нагрівається, задані наступним чином:

$$A_{ijk}|_{t=0} = 0, \quad (1.7)$$

де ijk – номер розрахункового вузла, t – час.

Джерело струму в досліджуваній системі задано компонентою вектора щільності струму, що змінюється за синусоїдальним законом:

$$J = j_0 \cdot \sin(\omega t + \psi) \quad (1.8)$$

де $\omega = 2 \cdot \pi \cdot f$ – кругова частота; f – частота струму, Гц; ψ – фаза струму.

Технологічний процес одержання двошарової штабі передбачає заливку рідкого металу на заготовку, яка рухається, однак обов'язково на нагріту поверхню. Тому, заготовку треба попередньо нагріти до температур вище 800 °С. Досягнення цієї температури підкладки треба проводити у два етапи.

Розглянуто розподіл температури у заготовки в часі після початку процесу, коли вона нерухома, потім коли вона рухається. Попередні розрахунки теплового стану пластини на першому етапі, показали, що для пластини з такими геометричними розмірами і вибраними параметрами нагріву індуктором соленоїдного типу, є достатній час нагріву до робочих температур, який складає 3 секунди.

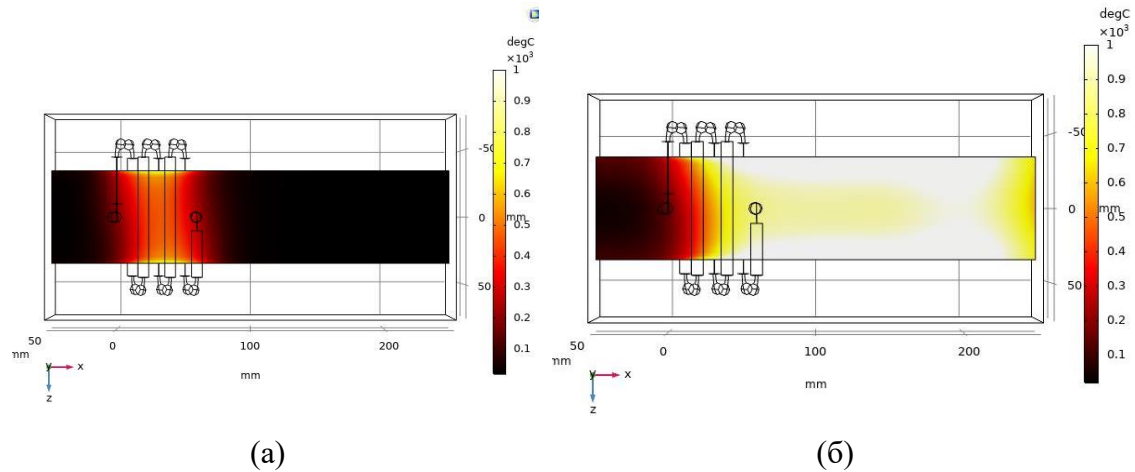


Рисунок 2. Кольорова картина теплового поля поверхні пластини товщиною 6 мм через 3 с (а) та через 30 с (б) після початку процесу нагріву при силі струму $I=1100\text{A}$ та швидкості переміщення 8 мм/с

Розрахунки показують, що теплове поле на поверхні пластини, яка не переміщується в межах індуктора неоднорідне і симетричне відносно (рис.2 а) його середини, тому що це є відображенням неоднорідності електромагнітного поля сформованого даним індуктором. Максимальна неоднорідність спостерігається по ширини пластини, де на бокових гранях поверхні заготовки – максимальна температура, а ближче к середини вона значно нижче.

З початку руху (починаючи з четвертої секунди) по напрямленню руху пластини зона максимальної температури теплового поля зміщується. Ширина зони нагріву збільшується.

Розглядаючи подальший перебіг (рис. 2 б) процесу виявлено, що в процесі нагріву продовжується подальше розширення зони нагріву у тих самих тенденціях що й раніше. Однак слідє відмітити деякі відмінності, що спостерігається згладжування температурних максимумів по краях сталюї полоси, особливо у центрі на поверхні пластини, де температура стабілізується.

Для підтвердження багатоваріантності використання індукційного нагріву були проведені дослідження по нагріву пластини при різних швидкостях її руху. Зміни руху варіювалися у межах 8 – 12 мм/с. Проведені розрахунки показали, що нерівномірність нагріву зі зростанням швидкості зберігається.

Таким чином встановлено, що використання індукційного нагріву для отримання біметалевої штаби є доречним, оскільки дозволяє провести нагрів пластини в діапазоні температур, що гарантовано забезпечує з'єднання шарів при формуванні біметалевих виробів. Хоча більшість присутніх режимів обробки мають нерівномірність нагріву, тим не менш встановлено оптимальні режими обробки, сумісні із процесом заливання розплавом, що дозволяють досягти біметалевого з'єднання:

- для заготовки 6 мм: швидкість подачі заготовки $V=8$ мм/с, $I=1100$ А. При цьому максимальна температура в зоні індуктора $T_{\text{інд}}=1325$ °С, а мінімальна температура в зоні контакту з чавуном $T_{\text{конт}}=885$ °С;

- для заготовки 10 мм: швидкість подачі заготовки 16 мм/с та $I=1450$ А. При цьому максимальна температура в зоні індуктора $T_{\text{інд}}=1470$ °С, а мінімальна температура в зоні контакту з чавуном $T_{\text{конт}}=800$ °С;

Список літератури:

1. Lykhoshva, V.P., Lykhoshva, A.V., Savin, V.V, Savina, L.V., Shmatko, O.A., Shatrava, A.P.& Tymoshenko, A.M. Technological features of stability of bimetallic billets steel-cast iron continuous casting. AIP Conference Proceedings 2486, 2022. <https://doi.org/10.1063/5.0112310>

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ГРАДІЄНТНОЇ СТРУКТУРИ В ЧАВУННИХ ЗАГОТОВКАХ ІЗ ГРАФІТИЗОВАНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ СКЛОФОРМУВАЛЬНОГО КОМПЛЕКТУ ФОРМ СКЛОТАРНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

Устименко А. І., PhD, e-mail: ustymenko@kpi.ua;

Кивгило Б. В., асистент, e-mail: kyvhylo.bohdan@gmail.com

Лук'яненко І. В., к. т. н., доцент, e-mail: lukianenkoiv@gmail.com

Ямшинський М. М., д. т. н., зав. каф., e-mail: yamshinskiy@ukr.net

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Київ, Україна)

Виробництво склотари є стратегічною галуззю, що забезпечує потреби харчової, фармацевтичної, хімічної та інших індустрій. Скло є екологічно безпечним матеріалом, попит на який зростає на фоні відмови від пластику. Ключовим елементом технології виготовлення є склоформи, що працюють у жорстких умовах термоциклічного навантаження та зазнають швидкого зношування [1].

Основною проблемою залишається підвищення ресурсу роботи формокомплектів за умови збереження високої теплопровідності та механічної міцності. Одним із перспективних шляхів вирішення є формування градієнтної структури у чавунних заготовках із феритною матрицею.

Метою роботи було розроблення технологічних методів отримання градієнтної структури в чавунних заготовках для склоформуваального комплекту форм склотарної промисловості, які дозволяють поєднати підвищену теплопровідність і стійкість до механічних навантажень.

Дослідження проводили на жаростійкому кремнистому чавуні (3,0-3,25 % C; 3,14-3,54 % Si; 0,47-0,67 % Mo; 0,07-0,11 % V). Для забезпечення отримання градієнтної структури у виливках було використано ковшове модифікування інокулятором SB5; внутрішньоформове оброблення з модифікатором VL63(M) та додаткові елементи ливарної форми із підвищеними теплофізичними властивостями для забезпечення різних швидкостей кристалізації

та охолодження виливків. Мікроструктуру виливків досліджували металографічним аналізом по висоті їх перерізу.

Отримані результати свідчать, що застосування комбінації ковшового та внутрішньоформового оброблення чавуну дозволяє цілеспрямовано формувати градієнтну структуру у заготовках для склоформ. У чорнових формах вдалося досягти рівномірного розподілу пластинчастого графіту з оптимальними розмірами включень, що може забезпечити високу теплопровідність і стійкість до термоциклічних навантажень. Це особливо важливо, оскільки чорнові форми піддаються безпосередньому контакту з розплавленим склом температурою близько 1000 °C і повинні витримувати різкі перепади температури без руйнування [2].

У свою чергу, у чистових формах ключовим є забезпечення підвищеної механічної міцності та стійкості до зношування за температур 450-550 °C – на поверхню діють значні механічні навантаження під час формування склотар. Використання модифікатора VL63(M) дозволило досягти високого рівня сфероїдизації графіту (70-80 %) у поверхневому шарі виливка, що підтверджує ефективність внутрішньоформового оброблення. Наявність кулястого графіту у феритній матриці сприяє зниженню концентрації напружень та перешкоджає утворенню тріщин, тим самим може забезпечити довший експлуатаційний ресурс виробу [3].

Важливою особливістю дослідженої технології є плавний перехід від пластинчастої до кулястої морфології графіту в різних зонах заготовки. Такий градієнт дозволяє одночасно реалізувати протилежні вимоги до матеріалу: з одного боку, забезпечити швидке відведення тепла від зони контакту елементів склоформувального комплексу зі склом, а з іншого – надати високу зносостійкість і міцність робочій поверхні цих елементів. На відміну від традиційних підходів, із використанням чавунів з однорідною структурою (переважно з пластинчастим, або кулястим графітом), запропонований метод дозволяє поєднати переваги обох типів структури в межах однієї заготовки.

Слід також відзначити важливу роль феритної матриці, яка є термодинамічно стабільною та не містить перлітної складової. Це дозволяє уникнути структурних трансформацій під час експлуатації та зменшує ризик руйнування під дією

термоциклічного навантаження. Визначена твердість виливків із дослідного чавуну (135–277 HV) відповідає рівню провідних світових виробників, що підтверджує конкурентоспроможність запропонованої технології [4].

Практична значимість отриманих результатів полягає у зменшенні частоти заміни елементів склоформувального комплексу, скороченні витрат на ремонт та утилізацію зношених деталей, а також у стабілізації якості готової продукції. Крім того, підвищення ресурсу виробів позитивно вплине на екологічний аспект, адже зменшиться обсяг відходів чавуну та енерговитрати, пов'язані з його переробленням.

Таким чином, результати дослідження доводять, що впровадження технології отримання градієнтної структури в чавунних заготовках здатне суттєво оптимізувати виробничі процеси у склотарній промисловості, забезпечити економічний ефект і створити передумови для подальшого вдосконалення технологій лиття спеціальних чавунів.

Література:

1. Emhartglass.com. VertiFlow Assist for AIS machines [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://emhartglass.com/sites/default/files/publications/2021-01/TNB255ES%20-%20VertiFlow%20Assist%20for%20AIS%20machines.pdf> (дата звернення: 26.08.2025).
2. Stradomski G., Gzik S., Jakubus A., Nadolski M. The assessment of resistance to thermal fatigue and thermal shock of cast iron // Archives of Foundry Engineering. – 2018. – Vol. 18, № 3. – С. 173–178. – DOI: 10.24425/123621.
3. Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Ж., Нестерук О.П. Підвищення пластичності високоміцного чавуну внутрішньоформовим модифікуванням розплаву зі зменшеним вмістом кремнію // Процеси лиття. – 2023. – Т. 3, № 153. – С. 3–11. – DOI: 10.15407/plit2023.03.003.
4. United Cast Bar. Unibar 250 [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://www.unitedcastbar.com/materials/unibar-250> (дата звернення: 27.08.2025).

РОЗВИТОК ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ НА ОСНОВІ ІННОВАЦІЙНИХ МАТЕРІАЛОЗНАВЧИХ ТА ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПІДХОДІВ

Фон Прусс М. А., мол. наук. спів., m.fonpruss@gmail.com

ФТІМС НАН України, м. Київ

Сучасна промисловість України перебуває у фазі активної трансформації, зумовленої як глобальними технологічними трендами, так і викликами воєнного часу. Підвищення конкурентоспроможності вітчизняного виробництва можливе лише за умови системного впровадження інноваційних технологічних рішень у стратегічних галузях: металургійна промисловість, машинобудуванні, авіаційній та оборонній промисловості.

Інноваційність промислового розвитку у сучасному контексті глобальних технологічних трендів та внутрішніх викликів передбачає не лише створення нових технологічних рішень, а й адаптацію перевірених міжнародних практик до українських умов, врахування ресурсних обмежень, проблем енергоефективності та необхідності відбудови виробничих потужностей. Особливу роль у цьому процесі відіграє розвиток металевих матеріалів, зокрема алюмінієвих сплавів, які завдяки низькій густині, високій корозійній стійкості та широким можливостям легування є перспективними для транспорту, авіації й оборонних технологій [1].

У промисловості України вже реалізуються важливі напрями модернізації [2-4]:

- Вторинна переробка алюмінієвих сплавів. Активно впроваджуються методи модифікування структури вторинних силумінів, що дозволяє знизити залежність від імпорту первинного алюмінію та скоротити витрати виробництва.
- Цифровізація виробничих процесів. Використання CAD/CAM систем та технологій цифрового моделювання забезпечує оптимізацію технологічних операцій, зменшення енерговитрат і скорочення браку.
- Енергоефективні та екологічні технології. У металургії поступово впроваджуються електропечі нового покоління, системи рекуперації тепла,

екологічно безпечні реагенти для рафінування. Це сприяє зниженню викидів та відповідає вимогам ЄС.

- Композитні матеріали у машинобудуванні та авіації. Використання армованих алюмінієвих композитів дозволяє зменшити масу конструкцій на 15–25% при збереженні високої міцності.
- Сучасні методи дослідження матеріалів. Для оцінки структури й властивостей застосовуються електронна мікроскопія (SEM, TEM), рентгеноструктурний аналіз (XRD), EBSD та 3D-томографія, що забезпечує точний контроль якості.

Цей досвід підтверджує потенціал інновацій, однак його масштабування потребує більш широкої інтеграції наукових результатів у виробничу практику.

У цьому контексті важливим кроком є визначення нових пропозицій для подальшого розвитку промисловості України. Науково обґрунтованими напрямками виступають розробка високотехнологічних матеріалів, що забезпечують конкурентоспроможність у світовому масштабі; упровадження інноваційних технологічних процесів, здатних підвищити ефективність і якість виробництва; цифрова трансформація промислових підприємств на основі концепції Industry 4.0, яка інтегрує індустриальну аналітику, цифрові двійники та штучний інтелект у виробничі цикли; а також орієнтація на принципи енергоефективності та сталого розвитку, що дозволяє знизити вуглецевий слід і раціонально використовувати вторинні ресурси. Таке поєднання стратегічних напрямів формує основу для технологічного оновлення та підвищення операційної стійкості української промисловості в умовах сучасних викликів.

У подальшому тексті пропонуються конкретні напрями, що деталізують зазначені стратегічні орієнтири та відображають сучасні наукові й технологічні тенденції розвитку промисловості України [1-4].

1. Високотехнологічні матеріали нового покоління

Сучасні тенденції у матеріалознавстві спрямовані на створення сплавів і композитів з підвищеними механічними властивостями, зносостійкістю і термостабільністю [1]:

- Високомодульні алюмінієві сплави з мікродобавками Sc, Zr, Y, Li формують дрібнозернисту структуру з високою часткою нанодисперсних

інтерметалідів, що забезпечує зростання модуля пружності до 90–100 ГПа і покращує термостійкість.

- Металеві матричні композити на основі систем Al–Mg та Al–Si, армовані нітридами бору, кремнію та карбідами, демонструють підвищену твердість і зносостійкість завдяки формуванню бар’єрних керамічних фаз.

- Модифіковані силуміни AlSi9Cu3 з комплексними легувальними елементами (Mo, W, Co) змінюють морфологію голчастих фаз β -Al₅FeSi на компактні або китайськописні форми, що суттєво покращує пластичність і ударну в’язкість сплавів.

2. Інноваційні технологічні процеси [2, 3].

- Концентровані джерела нагріву (лазерна, електронно-променева плавка) дозволяють формувати щільні та дрібнозернисті структури в алюмінієвих сплавах, зменшуючи кількість дефектів кристалізації.

- Керована кристалізація та вплив магнітних полів сприяють інтенсифікації зародкоутворення, подрібненню структурних складових і рівномірному розподілу фаз.

- Введення нанодисперсних оксидів та нітридів як центрів кристалізації забезпечує контрольоване формування структури та підвищення міцності.

- Адитивні технології (3D-друк) алюмінієвих сплавів відкривають можливості для виготовлення складних деталей із мінімальними відходами та високою точністю, що особливо актуально для авіаційної й оборонної промисловості.

- Зварювально-термічні технології. Використання лазерного зварювання та фрикційного зварювання з перемішуванням (FSW) забезпечує високу втомну міцність з’єднань у конструкціях зі сплавів 7xxx і 2xxx серій.

3. Цифрова трансформація промисловості [4].

- Цифрові двійники (Digital Twin) забезпечують наскрізне поєднання матеріалознавчого проєктування і виробництва. Це дозволяє моделювати поведінку матеріалів, прогнозувати дефекти та оптимізувати технологічні цикли в режимі реального часу. Практика впровадження DT у світі показує зниження витрат на 15–

20% та скорочення простоїв обладнання. Для українських виробничих майданчиків це є шляхом до підвищення операційної стійкості в умовах воєнних ризиків.

- Індустріальна аналітика як елемент Industry 4.0. Використання алгоритмів машинного навчання та методів аналізу великих даних забезпечує прогнозування зносу обладнання, оптимізацію технічного обслуговування та зменшення кількості аварійних зупинок. Це створює основу для формування «розумних фабрик» (smart factories), де цифровізація й автоматизація інтегруються у виробничі процеси.

4. Енергоефективність та сталий розвиток [1].

- Замкнені цикли переробки сприяють максимальному використанню вторинної сировини та зменшенню відходів. Переробка алюмінієвого брухту дозволяє скоротити енерговитрати до 95 % у порівнянні з первинною виправкою.

- Зелені технології плавки та рафінування спрямовані на зниження викидів CO₂ завдяки використанню екологічно чистих флюсів, новітніх теплоізоляційних матеріалів і низьковуглецевих джерел енергії.

Інноваційні рішення у промисловості України є ключовим чинником її технологічного відновлення та інтеграції у європейський і світовий ринки. Існуючий досвід підтверджує ефективність впровадження вторинної переробки, цифровізації та енергоощадних технологій. Запропоновані напрями розвитку – створення високомодульних алюмінієвих сплавів, застосування нанокомпозитів, використання концентрованих джерел нагріву, цифрових платформ і «зелених» технологій – відкривають нові можливості для формування високотехнологічної та конкурентоспроможної промисловості.

Поєднання інновацій у матеріалознавстві, технологіях обробки та цифрових рішеннях дозволяє:

- підвищити якість і надійність промислової продукції;
- зменшити енергетичні та матеріальні витрати;
- зміцнити позиції України на глобальному ринку промислових технологій;
- сприяти переходу до сталого розвитку та «зеленої» економіки.

Таким чином, стратегічний курс на інновації у виробництві є не лише вимогою часу, але й запорукою довгострокового розвитку промисловості України.

Трикутник «матеріал – процес – цифра» виступає найефективнішою траєкторією відновлення конкурентоспроможності ключових галузей. Комбінування адитивних технологій для відповідальних виробів, зварювально-адитивних методів для легких сплавів, масштабування вторинної переробки алюмінію

Список літератури:

1. Polmear, I., StJohn, D., Nie, J-F., Qian, M. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals / I. Polmear, D. StJohn, J-F. Nie, M. Qian. – 5th ed. – Elsevier, 2017. – 862 p.
2. DebRoy, T., Wei, H. L., Zuback, J. S., Mukherjee, T., Elmer, J. W., Milewski, J. O., Beese, A. M., Wilson-Heid, A., De, A., Zhang, W. Additive manufacturing of metallic components — Process, structure and properties / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback [та ін.] // Progress in Materials Science. – 2018. – № 92. – С. 112–224.
3. Prygunova, A. Prospects for the development of the raw material base of the Ukrainian aluminum industry / A. Prygunova // Man and Technosphere. – 2023. – [Електрон. ресурс]. – Режим доступу: <https://man.org.ua/nv/index.php/about/article/view/70>.
4. Belik, M. Implementation of Digital Twin for Increasing Efficiency of Renewable Energy Systems in Ukraine / M. Belik // Energies. – 2023. – [Електрон. ресурс]. – Режим доступу: <https://www.mdpi.com/1996-1073/16/12/4787>.

ГРАНУЛЮВАННЯ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ШЛЯХОМ ЇХ БЕЗПЕРЕРВНОГО РОЗЛИВАННЯ

Чистяков О. В., аспірант, chistyakov1971@gmail.com,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7119-3562>

Нурадіннов І. А., доктор філософії, науковий співробітник, inuradinov@gmail.com,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8916-524>

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

Розвиток високотехнологічного машинобудування потребує використання матеріалів із покращеними фізико-механічними властивостями. Нікелеві сплави є ключовими для роботи в агресивних і високотемпературних середовищах. Високі вимоги до чистоти, структури та собівартості обумовлюють потребу вдосконалення технологій їхнього отримання [1-3]. Одним із перспективних напрямів є безперервне розливання сплавів у круглі прутки для отримання з них гранул шляхом механічної обрубки. Оскільки до складу нікелевих сплавів входять елементи, що активно взаємодіють з киснем і вологістю в атмосфері, актуальними є питання, пов'язані з оптимізацією умов лиття заготовок з них [4-10]. Тому метою роботи було удосконалення технологічних режимів безперервного лиття нікелевих сплавів у прутки круглого перерізу та отримання з них гранул.

Плавлення досліджуваних нікелевих сплавів проводилось у корундових тиглях індукційних печей (25 кВт, до 10 кг сплаву) в атмосфері повітря або аргону. Розплав перемішували двочастотним магнітним полем, після чого через цирконієвий металопровід подавали в мідний водоохолоджуваній кристалізатор машин безперервного лиття (горизонтального та вертикального типу). Прутки витягували сервоконтрольованою двороликовою кліткою.

Отримані на обох типах машин прутки діаметром 8 мм (рис. 1 а) механічно обрубували на гранули довжиною 16 мм, полірували для видалення з їхніх поверхонь нерівностей, окисної плівки тощо (рис. 1 б) та піддавали рентгенофазовому аналізу (Rigaku Ultima IV, PDXL). Металографічні дослідження готових гранул проводились згідно зі стандартними методиками.

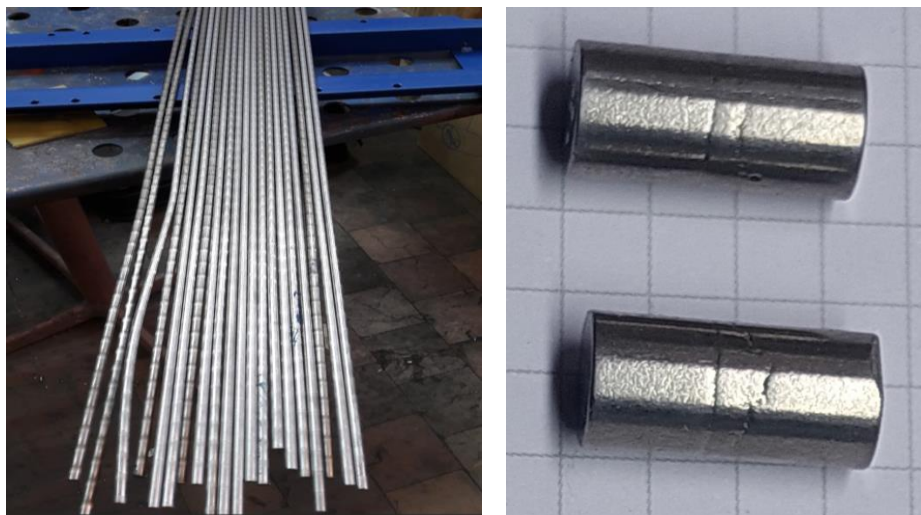
*a**б*

Рисунок 1. Безперервнолиті прутки (а) та отримані з них гранули (б)

Figure. 1. Continuously cast rods (a) and granules produced from them (b)

Одним із головних критеріїв оцінки якості гранул із нікелевих сплавів є зменшення кількості домішок у них. Наприклад, наявність оксидних і карбідних включень у нікелевих сплавах суттєво знижує корозійну стійкість та довговічність матеріалів. Це особливо критично для застосувань у високотемпературних умовах, де відбувається інтенсивна хімічна корозія та механічна ерозія. У роботі встановлено, що у забезпеченні однорідності хімічних складів гранул із нікелевих сплавів вирішальну роль грають умови їх плавлення. Зразки гранул, отримані з нікелевих сплавів, виплавлених в середовищі аргону, мали вищу хімічну однорідність і містили менше неметалевих включень.

Проведений порівняльний аналіз мікроструктур гранул, отриманих різними способами безперервного лиття досліджуваних нікелевих сплавів, показав, що у них було виявлено дві зони (поверхнева та центральна), які відрізнялись розміром, морфологією зерен основи сплаву і евтектики. Поверхневі зони обох зразків, головним чином, відрізнялися одна від одної характером розподілу евтектичної фази. Центральні (основні) зони зразків склалися із різних блоків дендритів, довжина яких у гранулах з вертикально розлитих прутків у 3 рази більше, ніж у гранулах із горизонтальних прутків. Крім цього у центральних зонах вертикальних зразків були присутні суцільні і фрагментовані плівки з оксидів (неметалеві

включення) з прилеглими до них шарами евтектики, у той час як у горизонтальних зразках неметалевих вкраплень не було виявлено. При цьому в обох зразках характер розподілу компонентів між основою сплаву і включеннями евтектичної фази, а також характер розподілу мікрооб'ємів, збагачених і збіднених компонентами, практично, однаковий.

Таким чином, у результаті проведених досліджень було встановлено, що для зменшення вмісту неметалевих включень та забезпечення хімічної однорідності литих заготовок з нікелевих сплавів їх доцільніше виплавляти в середовищі захисного газу або у вакуумі. При цьому встановлено, що горизонтальне безперервне лиття нікелевих сплавів забезпечує вищу однорідність структур та меншу кількість неметалевих включень у гранулах. Розроблені технологічні режими безперервного лиття досліджуваних нікелевих сплавів у прутки круглого перерізу дозволяють отримати гранули з покращеними характеристиками для подальшого промислового застосування.

Список літератури

1. X. Luo, D. Yuan, H. Wang, H. Chen, X. Peng, X. Bao, J. Han, H. Huang, B. Yang, Journal of Magnetism and Magnetic Mater., Vol.556:15(2022). DOI: <https://10.1016/j.jmmm.2022.169407>.
2. M. Wang, R. Zhang, Z. Xiao, S. Gong, Y. Jiang, Z. Li. Journal of Alloys and Comp., Vol.820:153323(2020).DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153323>.
3. K. Liu, X. Sheng, Q. Li, M. Zhang, N. Han, G. He, J. Zou, W. Chen, A. Atrens. Journal Materials, Vol.13:3464(2020).DOI: <https://10.3390/ma13163464>.
4. Campbell J. Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2015.
5. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
6. Pollock T.M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties // Journal of Propulsion and Power, 22(2), 2006, pp. 361–374.
7. Pearcey R.J. Nickel Alloys in Modern Industry // Journal of Materials Engineering, 15(4), 1993, pp. 281–287.

8. Liu X. Corrosion Behavior of Ni-Based Alloys in Chloride Environments // Corrosion Science, 48(2), 2006, pp. 721–733.
9. Anderson K., Brown A. Hot Corrosion of Nickel-Based Superalloys in Industrial Gas Turbine Environments // Materials & Design, 35, 2012, pp. 725–732.
10. Kang S.H. Effect of Heat Treatment on the Microstructure of IN718 Superalloy // Journal of Alloys and Compounds, 546, 2013, pp. 148–153.