

PACS numbers: 61.05.cp, 61.25.Mv, 61.66.Dk, 62.20.Qp, 64.75.Op, 81.30.Fb, 81.40.Ef

Вплив надлишкового тиску в процесі кристалізації на структуру та властивості ступу системи Al–Si–Cu для авіаційної техніки

М. М. Петришин*, А. Ю. Сезоненко**, М. М. Ямшинський^{*,**},
Є. Г. Биба*, І. В. Лук'яненко^{*,**}, Д. С. Леонов^{**},
А. А. Колесніченко^{**}, Р. В. Литвин^{*,**}, М. Ю. Барабаш^{*,**}

^{*}Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,
просп. Берестейський, 37,
03056 Київ, Україна

^{**}Технічний центр НАН України,
вул. Покровська, 13,
04070 Київ, Україна

^{***}Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Омеляна Пріцака, 3,
03142 Київ, Україна

^{****}Інститут газу НАН України,
вул. Дегтярівська, 39,
03113 Київ, Україна

Corresponding authors: Maksym Yuriyovych Barabash
E-mail: mbarabash@nasu.kiev.ua

^{*}*National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
37, Beresteyskyi Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

^{**}*Technical Centre, N.A.S. of Ukraine,
13, Pokrovs'ka Str., UA-04070 Kyiv, Ukraine*

^{***}*I.M. Frantsevych Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3, Omeljan Pritsak Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

^{****}*The Gas Institute, N.A.S. of Ukraine,
39, Degtyarivska Str., UA-03113 Kyiv, Ukraine*

Citation: M. M. Petryshyn, A. Yu. Sezonenko, M. M. Yamshinskij, Ye. G. Byba, I. V. Lukianenko, D. S. Leonov, A. A. Kolesnichenko, R. V. Lytvyn, and M. Yu. Barabash, Injection of Excess Pressure during the Crystallization Process on the Structure and Power of the Alloy of the Al–Si–Cu System for Aviation Technology, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 4: 325–341 (2024). DOI: [10.15407/mfint.46.04.0325](https://doi.org/10.15407/mfint.46.04.0325)

У роботі досліджено мікролегований високоміцний авіаційний стоп системи Al–Si–Cu, одержаний з використанням додаткового тиску на розтоп під час кристалізації. Розвинуто технологію та конструктивні особливості ламінарного заповнення форми розтопом з метою мінімізації формування технологічних дефектів лиття. Досліджено особливості структури й умови кристалізації ливарного стопу АК9М2. Визначено рівень фізико-механічних властивостей стопу та механізм його руйнування. Проаналізовано та визначено механізми перенесення тепла, що свідчать про перспективність використання стопу як матеріалу для вирішення задач теплообміну.

Ключові слова: алюмінійові ливарні стопи, термічне напорошення, островцеві плівки, розмірні ефекти, механічні властивості, тверднення, дифрактометрія, електронна мікроскопія, оптична спектроскопія.

The microalloyed high-strength aviation alloy of the Al–Si–Cu system obtained using additional pressure on the melt during crystallization is studied in the work. The technology and design features of laminar filling of the mould are developed in order to minimize the formation of technological casting defects. The peculiarities of the structure and crystallization conditions of the AK9M2 alloy are studied. The level of physical-mechanical properties of obtained alloy and its fracture behaviour are determined. Mechanisms of heat transfer are analysed and determined, which allow the promising use of obtained alloys as a material for heat-exchange applications.

Key words: aluminium foundry alloys, thermal sputtering, island films, size effects, mechanical properties, hardening, diffractometry, electron microscopy, optical spectroscopy.

(Отримано 5 березня 2024 р.; остаточн. варіант — 15 березня 2024 р.)

1. ВСТУП

Сучасна техніка висуває високі вимоги до комплексу властивостей матеріалів під час виробництва їх та експлуатації. Актуальним завданням фізичного матеріалознавства є подальше вдосконалення вже наявних і розробка нових алюмінійових стопів для різних галузей машинобудування. Слід зазначити, що до високоміцних відносять алюмінійові стопи, які мають границю міцності за розтягування більше 300 МПа [1]. Важливим напрямом є розробка алюмінійових стопів, які деформуються, системи Al–Si–Cu. Деформовані термічно зміцнювані алюмінійові стопи системи Al–Si–Cu знаходять широке застосування в авіаційному та космічному будівництві. Інтерес до таких стопів викликано вдалим поєднанням їхніх характеристик: низькою вартістю порівняно з іншими системами термічно зміцнюваних алюмінійових стопів, відносно високою технологічною пластичністю, корозійною стійкістю, зварюваністю, а також невеликою густиною. Крім того, зміна хемічного складу та режимів термічного оброблення дають змогу широко варіювати спів-

відношення між характеристиками міцності та пластичності цих стопів [1–7]. Відомо, що процеси модифікування не змінюють хемічний склад стопу, а сприяють зміні величини та форми структурних складових [8, 9].

Істотним недоліком більшості стопів алюмінію є низькі ливарні властивості, що заважає одержувати вироби складної форми методом лиття. Високі ливарні властивості мають стопи на основі системи Al–Si–Cu [10]; однак навіть у найбільш високоміцного стопу цієї групи АК8МЗч (ВАЛ8) межа міцності $\sigma_b \leq 350$ МПа, що не відповідає сучасним вимогам. Тому актуальними є дослідження, які стосуються розроблення нових багатокомпонентних ливарних стопів алюмінію із вдалим поєднанням механічних і ливарних властивостей. Такі стопи мають задовольняти низці критеріїв: мати достатню кількість евтектики сприятливої морфології, яка формується безпосередньо після кристалізації чи термічного оброблення, мінімальний ефективний інтервал кристалізації для досягнення достатньо високого рівня ливарних властивостей, а Al-матриця має бути легована таким чином, щоб забезпечити необхідний рівень механічних властивостей [10]. Слід зауважити, що присутність більше 30% евтектичної складової в структурі стопів має вирішальне значення для забезпечення високих технологічних властивостей. Тому, як базові для наступного легування, необхідно обирати стопи з оптимальним співвідношенням міцність/пластичність і достатнім вмістом евтектики [11]. Недостатній рівень ливарних властивостей стопу може бути компенсований шляхом оптимізації технологічного процесу лиття, зокрема прикладанням тиску на розтоп.

Метою роботи було дослідження фазового складу, мікроструктури та фізико-механічних властивостей мікролегованого стопу на основі Al–Si–Cu, одержаного за умов прикладання надлишкового тиску в процесі кристалізації.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ЕКСПЕРИМЕНТУ

Оптимальний вибір технологічних параметрів топлення та підготовки розтопу до лиття має вирішальний вплив на кількість технологічних дефектів у виливці та на структуру й механічні властивості одержаного виливка. Якщо виливок має авіаційне призначення, він має відповідати найвищим галузевим стандартам щодо відсутності технологічних дефектів лиття та рівня механічних властивостей. Для виготовлення виливка було обрано алюмінієвий стоп АК9М2 (AlSi_9Cu_2), який поєднує високі механічні характеристики та прийнятні ливарні властивості. Для приготування стопу використовували наступні вихідні шихтові матеріали:

- чистий алюміній марки А7;
- лігатуру AlSi (25% Si);

- чисту мідь марки М1;
- лігатуру AlTiB.

Використання високоякісних шихтових матеріалів уможливило одержати стоп з низьким вмістом шкідливих домішок, передусім Феруму. Топлення шихтових матеріалів проводили у керамічному тиглі марки BU 50 Stabil (Noltina/Morgam, Germany) місткістю у 50 кг за алюмінієм. У роботі було використано піч електроопору, що дало змогу точно підтримувати задану температуру на всіх етапах топлення та технологічного оброблення розтопу перед литтям. Це уможливило одержати мінімальне газонасичення розтопу.

Дослідження атомарно-кристалічної структури Al–Si–Cu-стопів здійснено методом рентгенівської дифрактометрії [12] на рентгенівському дифрактометрі Ultima-IV виробництва Rigaku (Японія) в Національному технічному університеті України «КПІ імені Ігоря Сікорського». Зйомку полікристалічного матеріалу проводили в паралельному пучку монохроматичного (характеристичного) випромінювання з мідної аноди (довжина хвилі для $\text{CuK}_\alpha = 1,54051 \text{ \AA}$). Дифрагроване випромінювання реєструвалося на ПК. Ідентифікацію піків на дифрактограмах проводили за допомогою програмного комплексу ICDD PDF-2 та PDF-4.

Фізико-механічні властивості стопів на розтяг здійснювали на універсальній машині UTM-100 з автоматичним записом діяграми навантаження за швидкості розтягу у $10^{-3} \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$, використовуючи циліндричні зразки, діаметер робочої частини яких складав 3 мм, а робоча довжина — 38 мм. Механічні випробування зразків легованих стопів проводили за кімнатної температури. За результатами випробувань визначали границі плинності σ_{02} та міцності σ_b , рівномірне подовження $\delta_{\text{ривн}}$ і відносне звуження ψ .

Дослідження структури та характер руйнування стопів проводили методами мікроскопій: світлової (AM-Score FMA050) та сканувальної (SEM JSM-6490LV, JEOL (Японія), оснащений приставкою для енергодисперсійної мікроаналізи). Для оброблення даних і кількісної мікроаналізи використовували програмне забезпечення INCA Energy за схемою корекції матричних ефектів XPP. Такий підхід на основі методи PhiRho-Z забезпечує високу точність обрахунку та точну аналізу елементів у матриці зразка.

Вимірювання на твердість за Роквеллом (*HRC*) алюмінійового стопу проводили за стандартною методикою (ДСТУ ISO 6508-1:2013) з подальшим перерахунком за Брінеллевою шкалою (*HB*). Навантаження — 980 Н, індентор — крицева загартована кулька діаметром у 1,58 мм, тривалість витримки складала 10–15 с.

Для визначення теплофізичних параметрів Al–Si–Cu-стопу був використаний неруйнівний безконтактний імпульсний метод вимірювання температуропровідності (IMBT), розроблений у Технічному центрі НАН України [13]. В IMBT передня поверхня зразка

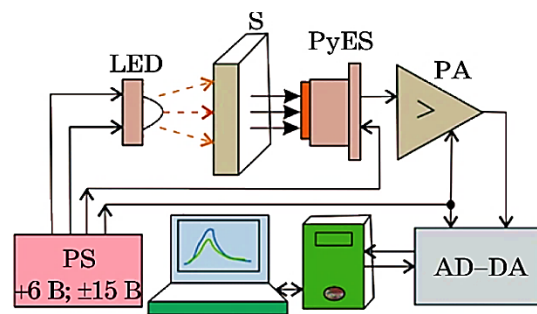


Рис. 1. Блок-схема вимірювального стенду [13]: LED-світлодіода GREE-XML, S — зразок, PyES — піродавач IRA-E700ST0, PA — посилювач, AD-DA — блок АЦП-ЦАП, PS — блок живлення.

Fig. 1. Block diagram of the measuring stand [13]: GREE-XML LED, S—sample, PyES—pyrosensor IRA-E700ST0, PA—amplifier, AD-DA—ADC-DAC block, PS is a power supply unit.

опромінюється імпульсом світла видимого діапазону тривалістю у 100 мс («первинний» потік випромінення). Оптично поглинута частина цього «первинного» потоку перетворюється на теплову енергію, яка викликає підвищення температури, що дає початок поширенню температурних хвиль у зразку. Певна частина теплового потоку, не розсіюючись, викликає підвищення температури на протилежній поверхні зразка, де перетворюється на «вторинний» потік інфрачервоного (ІЧ) випромінення. Цей «вторинний» потік ІЧ-випромінення, який затримується відносно падного «первинного» через скінченну швидкість процесу дифузії тепла, контролюється ІЧ-детектором [13] (рис. 1).

2.1. Особливості технології топлення та підготовки розтопу до лиття

Основні етапи технологічного оброблення розтопу перед литтям склалися з рафінування, дегазації розтопу та введення лігатури. Рафінування розтопу здійснювали за допомогою введення в розтоп спеціального покривально-рафінувального гранульованого флюсу на основі хлоридів, карбонатів і фторидів. Було використано флюс марки Elimoxal NF80/GF (Aluminium Martigny France, Франція) в загальній кількості у 0,2% від маси шихтових матеріалів. Флюс вводили двома етапами для максимальної ефективності рафінування розтопу. На першому етапі флюс вводили разом із шихтовими матеріалами на дзеркало розтопу. На другому етапі після розтоплення всіх шихтових матеріалів флюс вводили під дзеркало розтопу за допомогою спеціального інструменту — занурюваного «дзвіночка». Тривалість рафінування складала 2–3 хвилини.

Дегазацію розтопу для зменшення вмісту розчиненого в алюмінієвому розтопі водню проводили введенням спеціального таблетованого флюсу марки Desydral N71P (Aluminium Martigny France, Франція) в кількості у 0,1% від маси розтопу. Таблетований флюс вводили в розтоп за допомогою занурюваного «дзвіночка». За хемічною реакцією виділявся чистий азот і відбувався процес барботації розтопу. Тривалість дегазації складала 3 хвилини.

Введення лігатури проводили з метою подрібнення зерен матеріалу виливка для гомогенізації структури та підвищення механічних характеристик. У теперішній час одним із найбільш ефективних способів зменшення розміру зерен є введення в розтоп лігатури AlTiB (5% Ti, 1% B, решта — Алюміній). Використовували лігатуру AlTiB (KBM Master Alloys B.V., Нідерланди) у формі стрижнів діаметром у 9,5 мм у кількості 0,1% від маси розтопу. Формування додаткових центрів кристалізації в розтопі відбувалося вже на другу хвилину після введення лігатури.

Після проведення всіх вищезазначених технологічних операцій і видалення шлаку з поверхні розтопу відбувався процес лиття. Для цього використовували металеву форму (кокіль) Vernifond (Fondermat, Італія), покриту антипригарним покриттям.

Під час проектування форми та відпрацювання технології лиття було вирішено дві основні задачі:

- створити умови для ламінарного заповнення форми розтопом;
- створити тиск на розтоп в процесі твердіння.

Технологічними та конструкційними засобами було реалізовано ламінарне заповнення форми розтопом, щоб запобігти формуванню технологічних дефектів лиття (рис. 2). Для реалізації ламінарного заповнення форми розтопом використовували кокільну нахильну машину. Технологія нахилу форми (кокілю) на кут у 45–90 градусів перед заливанням і потім повертання форми у вихідну позицію із заданою сталою швидкості уможливорює домогтися ламінарного заповнення форми розтопом. Вибрана технологія лиття поряд з литвом під низьким тиском дає змогу одержати виливки з мінімальними технологічними дефектами та високою газоцільністю одержаних виливків [14]. Тиск на розтоп складав 6,726 Па ($\cong 0,07$ атм.), що підтримували постійним упродовж всього часу твердіння виливка. Вектор прикладання тиску збігався з центральною віссю симетрії виливка. Технологічні умови були подібні до лиття за допомогою машин ЛПНТ (лиття під низьким тиском). У результаті застосування вищезазначеної технології лиття (розробленої SA-Foundry sp.z.o.o., Польща й Aerolux, Україна) було одержано виливок з високими експлуатаційними характеристиками та мінімальною кількістю технологічних дефектів, незважаючи на істотну товщину виливка.

Після одержання виливка з двох його різних частин було вирізано серії зразків для визначення їхніх особливостей структури та фі-

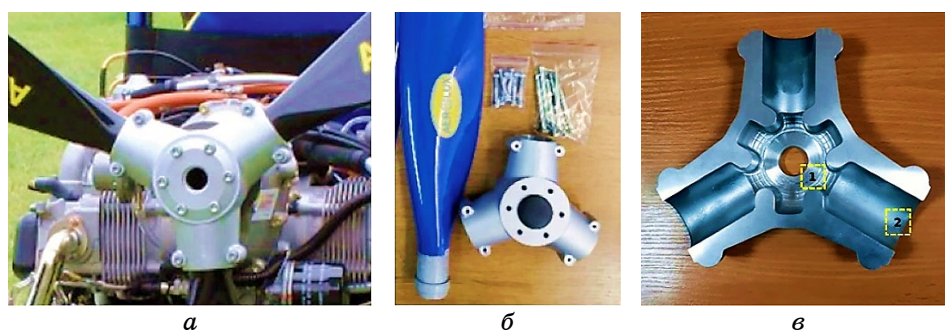


Рис. 2. Конструкційний вигляд деталі «ступиця», що одержаний за ламінарним заповненням форми розтопом: одержаний з виливка в комплекті для застосування в легкомоторних літаках (а), для безпілотного літального апарату (БпЛА) (б), після термічного та механічного оброблень (в); 1, 2 — зони, з яких вирізали зразки серії 1 і 2.

Fig. 2. Constructional view of the ‘hub’ detail obtained by laminar filling of the mould with melt: obtained from a casting in a set for use in light-motor aircraft (a), for pilotless airborne vehicle (PAV) (b), after thermal and mechanical processings (c); 1, 2—zones, from which samples of series 1 and 2 are cut.

зико-механічних властивостей. Зразки серії 1 було вирізано максимально близько до вектора прикладання додаткового тиску на розтоп; зразки серії 2 було вирізано на максимально можливій віддалі від вектора прикладання тиску (рис. 2, в). Таким чином, було обрано серії зразків, що характеризують структурні особливості та механічні властивості різновіддалених від вектора прикладання тиску частин виливка.

Хемічну аналізу стопів проводили за допомогою рентгенофлюоресцентної аналізи на приладі Expert 3L, чим було підтверджено, що стопи належать до марки АК9М2 (табл. 1).

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ОБГОВОРЕННЯ ЇХ

У литих стопах доевтектичного типу, крім евтектики (Al + Si), при-

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад зразків (мас.%).

TABLE 1. Chemical composition of samples (wt.%).

Стоп	Al, %	Si, %	Cu, %	Mg, %	Fe, %	Ti, %	Zn, %
Серія 1	основа	11,395	1,317	0,967	0,193	0,191	0,274
Серія 2	основа	11,611	1,481	0,838	0,231	0,096	0,242

сутні первинні дендрити α -твердого розчину на основі алюмінію (α -Al) (рис. 3, а, б). З підвищенням концентрації Силіцію спостерігається збільшення частки евтектики. У структурі заевтектичного силуміну з'являються кристали первинного кремнію (Si) й евтектика (Al + Si).

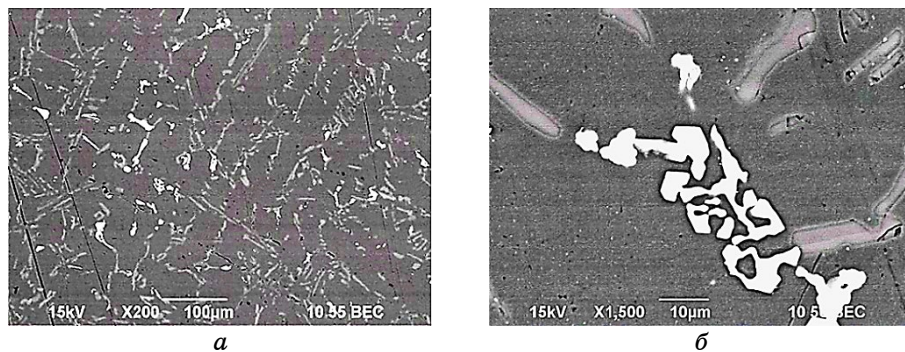


Рис. 3. РЕМ-зображення мікроструктури доевтектичного стопу Al-S-Cu за збільшення у $\times 200$ (а) та $\times 1500$ (б).

Fig. 3. SEM image of the microstructure of the pre-eutectic Al-S-Cu alloy at a magnification of $\times 200$ (a) and $\times 1500$ (b).

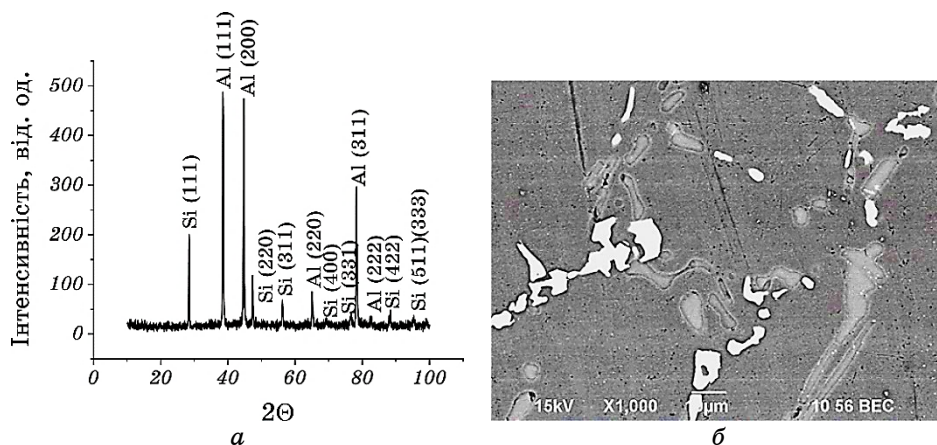


Рис. 4. Дифрактограма 2 модифікованого Al-Si-Cu-стопу, одержаного методом неперервного лиття під тиском (а); мікроструктура стопу після гомогенізації (б).

Fig. 4. Diffraction pattern of the modified Al-Si-Cu alloy obtained by the method of continuous casting under pressure (a); microstructure of the alloy after homogenization (b).

За результатами рентгенофазової аналізи виявлено наявність піків, які відповідають алюмінію та силіцію для модифікованого стопу, одержаного методом неперервного лиття під тиском (рис. 4, *а*). Інші фази не ідентифіковано, що впливає із аналізу мікроструктури стопів після гомогенізації за $T = 515^{\circ}\text{C}$ упродовж 5–7 годин. У процесі гомогенізації відбувається фрагментація та сфероїдизація фаз; в структурі виявляються голкоподібні включення довжиною у 10–15 мкм (рис. 4, *б*).

На рисунку 5 показано мікроструктуру стопу АК9М2, яка складається в основному з дендритної морфології α -Al, збагаченої частинками Si, та евтектики Al + Si. За допомогою EDS-аналізи також виявлено наявність Cu, що може приводити до утворення фаз Al–Cu. За цими даними (табл. 2) відмічено присутність Al- та Si-складових, яких показано на рис. 5, *а, б*. У структурі також можлива наявність фази Al_2Cu — розчиненого нерівноважного надлишку, який, ймовірно, поряд із фазою AlCu приводить до збільшення концентрації Купруму у алюмінієвому твердому розчині від 1,8%

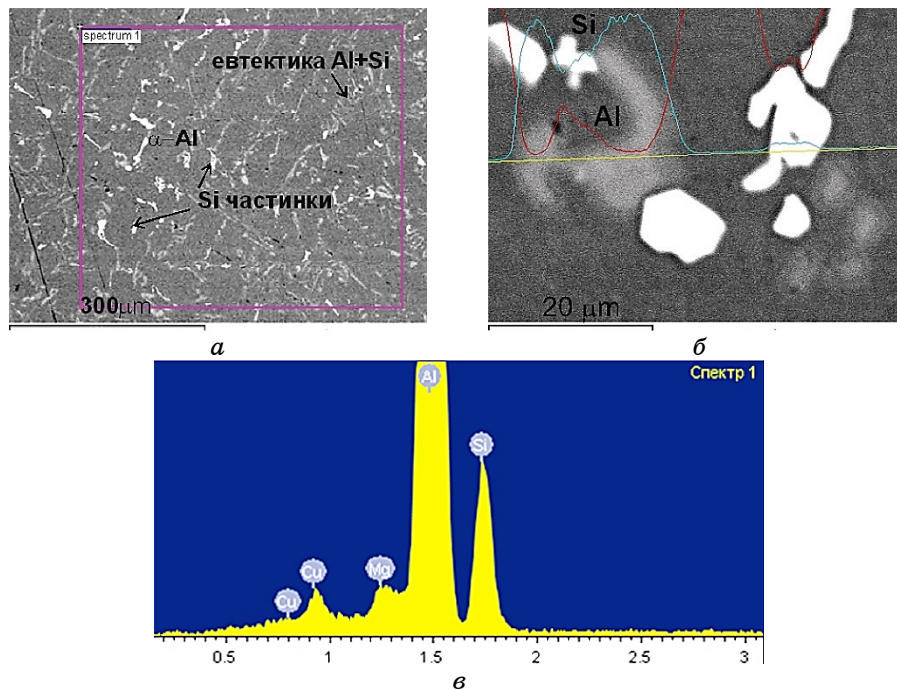


Рис. 5. PEM-зображення мікроструктури стопу АК9М2: морфологія доевтектичного стопу (*а*), EDS-профіль (*б*), EDS-спектр елементної аналізи (*в*).

Fig. 5. SEM image of the microstructure of the AK9M2 alloy: morphology of the pre-eutectic alloy (*a*), EDS profile (*b*), EDS spectrum of elemental analysis (*c*).

ТАБЛИЦЯ 2. EDS-мікроаналіза Al–Si–Cu-стопу в литому стані.**TABLE 2.** EDS microanalysis of the as-cast Al–Si–Cu alloy.

Фаза			
Al	Si	Cu	
3,02	96,98	—	Si + α -Al
83,57	14,38	2,05	α -Al + Si
56,07	9,79	28,32	α -Al + Al ₂ Cu + Si

у литому стані до 2,2% після відпалу. Водночас розмір фаз під час кристалізації може збільшуватися. Визначено, що після прикладання тиску голчата евтектична фаза α + Si рівномірно розподіляється у матриці.

Для порівняльної аналізи властивостей стопів серії 1 і 2 були проведені стандартні випробування механічних характеристик (табл. 3). Вигляд кривих навантаження наведено на рис. 6, а.

Дослідження механічних властивостей стопів показали, що достатньо високий рівень міцнісних характеристик ($\sigma_{0,2}$ = до 350 МПа, σ_b = до 400 МПа) уможлиблює віднести одержані стопи на основі потрійної системи Al–Si–Cu до високоміцних [1, 5, 15]. Водночас пластичність стопів є порівняно низькою (0,8–1,42%).

В області кімнатних температур, де основним механізмом деформації є дислокаційне ковзання, значення границь плинності для обох серій стопу близькі. Однак, водночас, швидкість деформаційного зміцнення стопу серії 2 вище, ніж у стопу серії 1 (рис. 6, в). Це свідчить про те, що за деформаційного зміцнення стопів взаємодія дислокацій з субструктурою відбувається за різними механізмами. У випадку твердого розчину з дисперсійним зміцненням це — механізм взаємодії рухливих дислокацій з пружними полями навколо частинок, роль яких не змінюється зі збільшенням ступеня деформації. Зі збільшенням долі евтектики, густина дислокацій у процесі деформування зростає швидше завдяки дії джерел Франка–Ріда на міжфазних межах евтектичних колоній за малої довжини вільного пробігу дислокацій. Рівномірна деформація ε_p для дисперснозміц-

ТАБЛИЦЯ 3. Механічні властивості стопів 1 та 2.**TABLE 3.** Mechanical properties of alloys 1 and 2.

Температура, °C	σ_b , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		ε_p , %		ψ , %	
	1	2	1	2	1	2	1	2
24	357	395	325	344	0,80	1,42	0,670	0,675

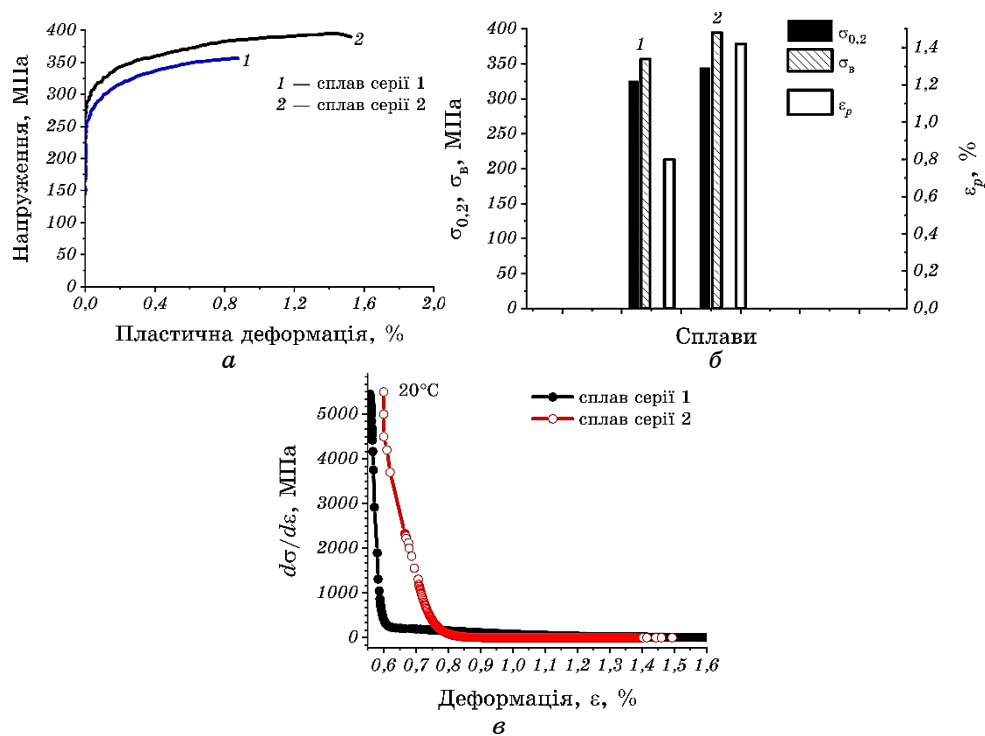


Рис. 6. Фізико-механічні властивості ступів серії 1 і 2: експериментальні криві навантаження напруження–деформація (а), гістограми механічних властивостей ступів серії 1 і 2 (б), швидкість деформаційного зміцнення (в).

Fig. 6. Physical-mechanical properties of alloys of series 1 and 2: experimental stress–strain load curves (a), histograms of mechanical properties of alloys of series 1 and 2 (б), the rate of strain hardening (в).

неного твердого розчину визначається модифікованим співвідношенням за Консидером [16]: $\sigma = (1 + m)^{-1} d\sigma / d\varepsilon$, де m — показник швидкісної чутливості деформованого напруження, який за низьких температур нехтовно малий. За кімнатної температури величина ε_p для стопу серії 2 складає 1,42%. Зразок руйнується без утворення шийки з причини сильного деформаційного зміцнення; деформація в момент руйнування складає 0,8%. Як наслідок, максимальне напруження в стопі серії 1 виявляється вищим, аніж у стопі серії 2. Таким чином, деформація різновіддалених від вектора прикладання тиску частин вилівка відрізняється майже вдвічі.

Фрактографічні дослідження серії зразків 1 і 2 будувалися на порівняльній аналізі зламів зразків ступів після випробувань на розтяг за кімнатної температури (ДСТУ 7305:2013). Фрактографічну аналізу проводили за допомогою електронної мікроскопії на прила-

ді JSM-6490LV. З точки зору ступеня розвитку рельєфу поверхні руйнування злами можна кваліфікувати за різними типами. Показаний на рис. 7, *а* злам характеризується тим, що, крім кільцевої зони зрізу, основну площину руйнування орієнтовано перпендикулярно осі навантаження. В межах такого типу зламу ступінь розвитку рельєфу може змінюватись у широких границях; однією з його характеристик є висота мікронерівностей рельєфу.

Інший тип руйнування, наведений на рис. 7, *б*, характеризується тим, що основну площину руйнування перетинають орієнтовані перпендикулярно площині надрізу зразка вирви металу, яких обмежено, принаймні з одного боку, гладкою поверхнею розшарування. Злам розташовується по двох або декількох площинах руйнування, орієнтованих перпендикулярно осі зразків і з'єднаних «сходами».

Вивчення особливостей мікрорельєфу кожної зони серії стопів 1 і 2 показало, що є глибокі осередкові (вторинні) тріщини витягнуті

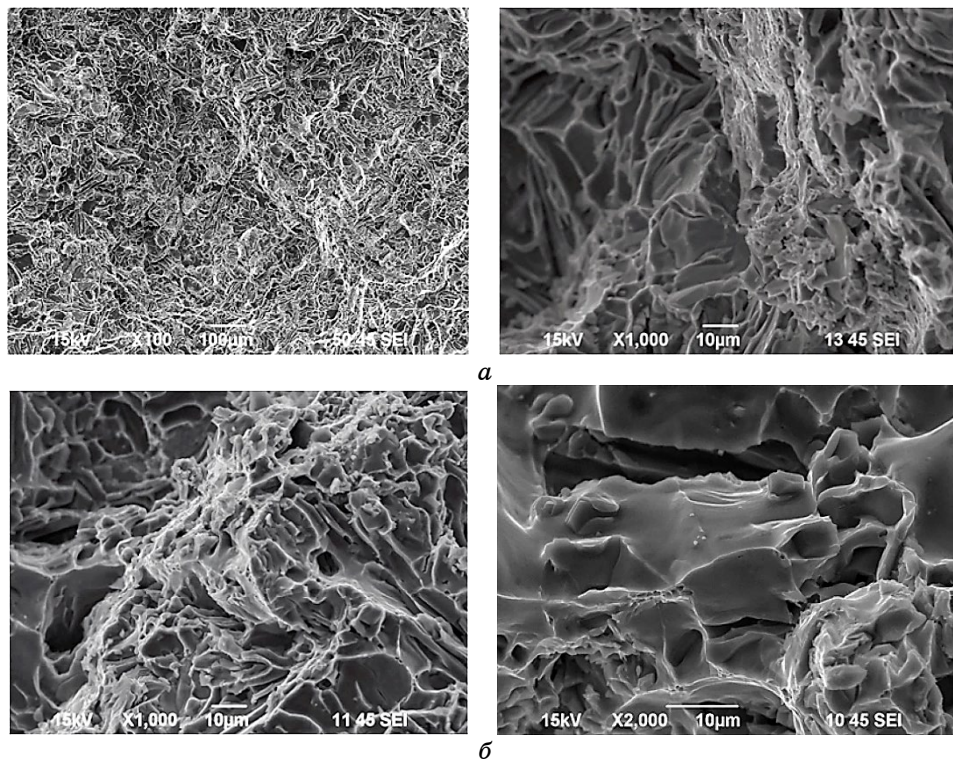


Рис. 7. Мікрофотографії поверхні руйнування зразків за кімнатної температури: стопи серії 1 (*а*), стопи серії 2 (*б*).

Fig. 7. Photomicrographs of the fracture surface of samples at room temperature: alloys of series 1 (*a*), alloys of series 2 (*b*).

ТАБЛИЦЯ 4. Твердість за Брінеллем стопів серії 1 та 2.**TABLE 4.** Brinell hardness of alloys of series 1 and 2.

Твердість за Брінеллем, <i>HV</i>			
Діаметер відбитка, мкм	Стоп серії 1	Діаметер відбитка, мкм	Стоп серії 2
908	124	901	131
896	134	903	140
914	143	929	137

чи неправильної форми, розташовані перпендикулярно до поверхні зламу, крупні округлі ямки, які відображають руйнування вихідних зерен, ланцюги дрібних ямок, що розташовані на світлих гребнях. Спостерігаються також відносно великі ямки розгалуженої форми, розміром у 10 мкм з елементами в'язко-ямкового руйнування. Також у радіальній зоні є елементи в'язкого зламу, для якого характерна наявність ділянок з розвиненим мікрорельєфом (ямками та гребнями), які виникли через злиття мікропор і порожнеч. Виразно видно такі елементи рельєфу, як гребені відриву та струмковий візерунок. Мікрорельєф наведених зон складається з рівновисних ямок розміром у 5–10 мкм, які знаходяться в контакті та формують порівняно однорідну поверхню руйнування. В таких стопах основним видом руйнування є характерне змішане з переважною долею транскристалітного.

Результати вимірювання на твердість зразків серії 1 і 2 за статичного навантаження наведено в табл. 4.

Визначено, що значення твердості для стопів серії 1 і 2 — одного порядку. Високі значення міцності та твердості стопів Al–Si–Cu можна пояснити особливостями механізму деформації. В процесі навантаження стопів цієї системи відбувається релаксація напружень у деформованому шарі з можливістю підвищення пластичності за розтягу. Швидкість деформування за статичного навантаження може слугувати додатковою діагностичною ознакою для оцінки якості одержаних матеріалів.

У роботі визначено коефіцієнт температуропровідності ливарного алюмінійового стопу, одержаного за прикладання надлишкового тиску в процесі кристалізації (табл. 5).

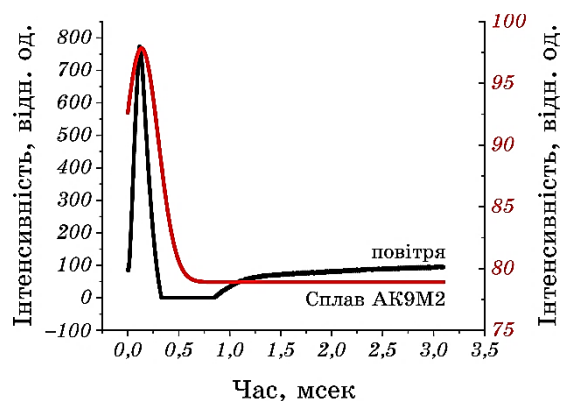
На рисунку 8 наведено розподіл інтенсивності теплового імпульсу у часі під час проходження тепла через повітря та зразок. У процесі міряння температуропровідності у зразку в початковий момент проходження світлового імпульсу світла спостерігається істотно неоднорідний розподіл його швидкостей. Це відповідає максимуму в центрі комірки, що перевищує значення швидкості розповсюдження імпульсу світла на межах комірки у декілька разів. З

ТАБЛИЦЯ 5. Результати мірянь коефіцієнта температуропровідності стопу АК9М2.**TABLE 5.** Results of measurements of the coefficient of thermal conductivity of the АК9М2 alloy.

Ливарний стоп марки АК9М2	Зсув у часі теплового імпульсу через повітря, $\tau_n, 10^{-3} \text{ с}$	Зсув у часі теплового імпульсу через зразок, $\tau_z, 10^{-3} \text{ с}$	Товщина зразка $L \cdot 10^{-6}, \text{ м}$	Коефіцієнт температуропровідності $\chi \cdot 10^{-6}, \text{ м}^2/\text{с}$
	116	134	1250	86

плином часу криві розподілу вирівнюються, і швидкість прямує до сталого значення по всій комірці. У металах і стопах можливі два основних механізми перенесення тепла: пружні коливання ґратниці (фононний механізм) і перенесення вільними електронами. Також важливим є врахування наявності величини поруватости, форми, розмірів і параметрів пор, що істотно впливають на значення температуропровідности. Тому слід проявляти крайню обережність в аналізі одержаних результатів.

Встановлено також, що на поверхні тіла (зразка) достатньо швидко досягається стаціонарний стан. Істотних відмінностей у температуропровідності зразків серій 1 і 2 не виявлено, що можна пояснити їхніми однаковими складами. Порівняння виміряної темпе-

**Рис. 8.** Інтенсивність теплових потоків у зразку Al-Si-Cu і повітрі.**Fig. 8.** Intensity of heat flows in the Al-Si-Cu sample and air.

ратуропровідності зразків з довідковими значеннями свідчить про високий рівень цієї характеристики для одержаного матеріалу та можливість використання його в конструкціях з інтенсивним теплообміном.

4. ВИСНОВКИ

Технологічними та конструкційними засобами реалізовано ламінарне заповнення форми розтопом з метою мінімізації формування технологічних дефектів лиття. За цією технологією одержано виливок зі стопу системи Al–Si–Cu з високими експлуатаційними параметрами та мінімальною кількістю технологічних дефектів, незважаючи на істотну товщину виливка.

Визначено фазовий склад і мікроструктуру зразків з серії 1 і 2, які відрізняються умовами прикладення тиску під час лиття. Встановлено високий рівень механічних властивостей створених стопів, що поєднується з високими ливарними характеристиками. Визначено, що мікролегований високоміцний авіаційний стоп системи Al–Si–Cu, одержаний з використанням додаткового тиску на розтоп за кристалізації, характеризується більш високою низькотемпературною пластичністю. Так, деформація до руйнування під час випробувань на розтяг стопу серії 2 складає 1,42%, а для стопу серії 1 — 0,8%. Це зумовлено механізмом руйнування, а саме, зростанням долі транскристалітного руйнування завдяки пластинчастій двофазній структурі, що підтверджується фактографічними дослідженнями. Зі збільшенням вмісту евтектики у стопі характерним є змішаний спосіб руйнування з переважною долею транскристалітного.

Визначено коефіцієнт температуропровідності ливарного алюмінійового стопу, одержаного за прикладання надлишкового тиску в процесі кристалізації. Запропоновано механізми перенесення тепла в стопі за рахунок пружних коливань ґратниці (фононний механізм) і перенесення вільними електронами. Одержані дані свідчать про перспективність використання стопів з різним вмістом кремнію як матеріалу для вирішення задач теплообміну.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. В. Антипов, *Авиационные материалы и технологии*, S: 186 (2017).
2. О. М. Барабаш, Т. Н. Легкая, Ю. В. Мильман, Н. П. Коржова, К. Э. Гринкевич, *Металлофиз. новейшие технол.*, 31, № 4: 545 (2009).
3. Т. М. Легка, Ю. В. Мильман, М. Міка, Н. П. Коржова, І. В. Воскобойнік, Н. М. Мордовець, *Порошковая металлургия*, 11/12: 116 (2018).
4. Н. П. Коржова, Т. М. Легка, Н. М. Мордовець, В. І. Ничипоренко, *Металознавство та обробка металів*, 2: 43 (2015).
5. Л. Г. Щербакова, А. В. Криницький, Н. П. Коржова, Т. Н. Легкая, *Метал-*

- лофиз. новейшие технол., **39**, № 9: 1239 (2017).
6. Д. В. Іванченко, М. М. Ямшинський, *Процеси лиття*, **2**: 16 (152).
 7. М. Ю. Барабаш, А. А. Колесніченко, Д. С. Леонов, Р. В. Литвин, А. Ю. Сезоненко, І. В. Лук'яненко, Є. Г. Биба, М. М. Ямшинський, Є. М. Бобошко, *Металлофіз. новітні технол.*, **45**, № 2: 169 (2023).
 8. М. М. Ямшинський, В. Ю. Селівьорстов, І. В. Лук'яненко, Б. В. Кивгило, *Метал і лиття України*, **1**, № 30: 77 (2022).
 9. D. V. Ivanchenko and M. M. Yamshinskiy, *Int. J. Eng. Res. Sci. Technol.*, **10**, Iss. 10: 411 (2021).
 10. V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov, and M. V. Glazoff, *Casting Aluminium Alloys* (Elsevier: 2007).
 11. Н. П. Коржова, Т. М. Легка, Ю. В. Мільман, К. Е. Грінкевич, Н. М. Мордовець, І. В. Воскобойнік, В. Х. Мельник, О. А. Щерецький, В. В. Бурцев, *Успіхи матеріалознавства*, **1**: 55 (2020).
 12. Я. С. Уманський, Ю. А. Скаков, А. Н. Иванов, Л. Н. Расторгуев, *Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия* (Москва: Металлургия: 1982).
 13. N. V. Morozovsky, Yu. M. Barabash, Yu. V. Grebelna, M. T. Kartel, Yu. I. Sementsov, and G. I. Dovbeshko, *Low Temp. Phys.*, **49**, No. 5: 604 (2023).
 14. A. Yu. Sezonenko, M. M. Petryshyn, A. A. Kolesnichenko, R. V. Lytvyn, I. V. Lukianenko, Ie. G. Byba, M. M. Yamshinskiy, and M. Yu. Barabash, *Results Mater.*, **21**: 100539 (2024).
 15. А. А. Абрамов, М. Д. Тихомиров, *Литейное производство*, **5**: 29 (2007).
 16. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).

REFERENCES

1. V. V. Antipov, *Aviation Mater. & Technol.*, **S**: 186 (2017).
2. О. М. Барабаш, Т. М. Легка, Ю. В. Мильман, Н. П. Коржова, and К. Е. Гринкевич, *Металлофіз. Новеішіе Технол.*, **31**, No. 4: 545 (2009).
3. Т. М. Легка, Ю. В. Мильман, М. Мика, Н. П. Коржова, І. В. Воскобойнік, and Н. М. Мордовець, *Poroshkovaya Metallurgiya*, **11/12**: 116 (2018) (in Ukrainian).
4. N. P. Korzhova, T. M. Legka, and N. M. Mordovets, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **2**: 43 (2015) (in Ukrainian).
5. L. G. Shcherbakova, A. V. Krinitskiy, N. P. Korzhova, T. M. Legka, and A. V. Samelyuk, *Металлофіз. Новеішіе Технол.*, **39**, No. 9: 1239 (2017) (in Russian).
6. D. V. Ivanchenko and M. M. Yamshinskiy, *Protsesy Lyttia*, **2**: 16 (152) (in Ukrainian).
7. М. Ю. Барабаш, А. А. Колесніченко, Д. С. Леонов, Р. В. Литвин, А. Ю. Сезоненко, І. В. Лук'яненко, Іє. Г. Биба, М. М. Ямшинський, and Ye. M. Boboshko, *Металлофіз. Новеішіе Технол.*, **45**, No. 2: 169 (2023) (in Ukrainian).
8. M. Yamshynskiy, V. Selivorstov, I. Lukianenko, and B. Kyvglylo, *Metal ta Lyttia Ukrainy*, **1**, No. 30: 77 (2022) (in Ukrainian).
9. D. V. Ivanchenko and M. M. Yamshinskiy, *Int. J. Eng. Res. Sci. Technol.*, **10**, Iss. 10: 411 (2021).

10. V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov, and M. V. Glazoff, *Casting Aluminium Alloys* (Elsevier: 2007).
11. N. P. Korzhova, T. M. Legka, Y. V. Milman, K. E. Grinkevich, N. M. Mordovets, I. V. Voskoboynik, V. H. Melnik, O. A. Sheretsky, and V. V. Burtsev, *Uspikhy Materialoznavstva*, **1**: 55 (2020) (in Ukrainian).
12. Ya. S. Umansky, Yu. A. Skakov, A. N. Ivanov, and L. N. Rastorguev, *Kristallografiya, Rentgenografiya i Ehlektronnaya Mikroskopiya* [Crystallography, Radiography and Electron Microscopy] (Moskva: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
13. N. V. Morozovsky, Yu. M. Barabash, Yu. V. Grebelna, M. T. Kartel, Yu. I. Sementsov, and G. I. Dovbeshko, *Low Temp. Phys.*, **49**, No. 5: 604 (2023).
14. A. Yu. Sezonenko, M. M. Petryshyn, A. A. Kolesnichenko, R. V. Lytvyn, I. V. Lukianenko, Ie. G. Byba, M. M. Yamshinskiy, and M. Yu. Barabash, *Results Mater.*, **21**: 100539 (2024).
15. A. A. Abramov, M. D. Tikhomirov, *Liteynoe Proizvodstvo*, **5**: 29 (2007) (in Russian).
16. V. I. Trefilov, Yu. V. Milman, and S. A. Firstov, *Fizicheskie Osnovy Prochnosti Tugoplavkikh Metallov* [Physical Foundations of the Strength of Refractory Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1975) (in Russian).