

PACS numbers: 46.55.+d, 61.72.Dd, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 81.70.Bt, 81.70.Jb

Анізотропія мікроструктури та мікротвердості стопу AlSi10Mg, виготовленого селективним лазерним топленням

А. П. Бурмак*, С. М. Волошко*, С. І. Сидоренко*, І. А. Владимирський*,
М. М. Ворон**, Б. М. Мордюк***, М. О. Васильєв***

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

***Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 34/1,
03142 Київ, Україна*

****Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

В роботі досліджено ефект анізотропії структури та мікротвердості для алюмінійового стопу AlSi10Mg, виготовленого селективним лазерним топленням порошку. Мікроструктура стопу AlSi10Mg складається з твердого розчину Алюмінію та потрібної евтектики (Al + Si + Mg₂Si). Орієнтаційні залежності мікротвердості вимірювалися у трьох напрямках, і за середнім значенням (1,425 ГПа) мікротвердість в цілому задовільно узгоджу-

Corresponding author: : Andriy Petrovych Burmak
E-mail: abyrmak@gmail.com

**National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,
37 Beresteiskyi Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

***Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,
34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

****G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv*

Citation: A. P. Burmak, S. M. Voloshko, S. I. Sidorenko, I. A. Vladymyrskyi, M. M. Voron, B. M. Mordyuk, and M. O. Vasylyev, Anisotropy of the Microstructure and Microhardness of the AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 47, No. 5: 473–491 (2025). DOI: [10.15407/mfint.47.05.0473](https://doi.org/10.15407/mfint.47.05.0473)

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

ється з тією, що є характерною для ливарного стопу AlSi10Mg, а розкид даних не перевищує $\approx 10\text{--}15\%$. Залишкові макронапруження стиску відрізняються в 1,4 рази для горизонтальної та вертикальної площин зразка у вигляді паралелепіпеду розмірами $20\times 10\times 5$ мм. Проаналізовано характер евтектичних виділень і розташування зміцнювальних частинок в об'ємі, по краях зразка та в області, що контактує з платформою побудови.

Ключові слова: алюмінієвий стоп AlSi10Mg, селективне лазерне топлення, напруження, структурно-фазовий склад, механічні властивості.

This study investigates the effect of anisotropy on the structure and microhardness of the AlSi10Mg aluminium alloy fabricated by selective laser melting of powder. The microstructure of the AlSi10Mg alloy consists of a solid solution of aluminium and a ternary eutectic (Al + Si + Mg₂Si). Orientation dependences of microhardness are measured in three directions, and the average value (1.425 GPa) of microhardness generally agrees satisfactorily with that characteristic of the cast AlSi10Mg alloy, with data scatter not exceeding $\approx 10\text{--}15\%$. Residual compressive macrostresses differ by a factor of 1.4 for the horizontal and vertical planes of a sample with the shape of a parallelepiped with dimensions of $20\times 10\times 5$ mm. The nature of eutectic precipitates and the arrangement of strengthening particles are analysed within the volume, at the edges of the sample, and in the area contacted with the building platform.

Key words: AlSi10Mg aluminium alloy, selective laser melting, stresses, structural-phase composition, mechanical properties.

(Отримано 25 липня 2024 р.; остаточн. варіант — 1 серпня 2024 р.)

1. ВСТУП

Неспинний розвиток адитивного виробництва (АВ) металевих деталей пояснюється зростаючою ефективністю технологічних процесів і збільшенням рівня якості виробів, що безпосередньо впливає на поліпшення їхніх механічних характеристик. АВ уможливорює оптимізувати виробництво, зменшити енерговитрати та забезпечити більш просте одержання деталей складних форм і невеликих розмірів. Довгий час такий підхід вважався виправданим переважно для стопів, які мають високу вартість, таких як титанові, нікелеві жароміцні стопи та медичні стопи кобальту з Хромом [1–4].

Тим не менш, застосування для одержання тривимірних друківаних деталей значно більш дешевих алюмінієвих стопів постійно розширюється. В порівнянні з класичним литтям під тиском АВ з таких стопів дрібних серійних деталей, у тому числі складної конфігурації, в більшості випадків є більш вигідним і доцільним [5, 6].

Зменшення вартості та підвищення ефективності АВ-процесів сприяло розширенню сфер їхнього практичного застосування щодо широкого впровадження в авіакосмічній промисловості й автомобілебудуванні. Оскільки для цих галузей важливе значення має

зменшення маси деталей, машин і механізмів, спектер адитивно виготовлених компонентів з алюмінієвих стопів стрімко зростає [7].

Найбільш поширеними промисловими алюмінієвими стопами як для класичного, так і для сучасного АВ є AlSi12 , AlSi7Mg та AlSi10Mg . Достатній рівень питомої міцності, висока рідкоплинність за невисокої температури топлення, мала усадка та низький коефіцієнт термічного розширення, простота та дешевизна виробництва є основними технологічними перевагами зазначених матеріалів [8]. Стоп Al10SiMg є найбільш широко вивченим серед алюмінієвих стопів, що використовуються в АВ [8–10]. Як і для інших доєвтектичних силумінів, для нього характерною є структура, що складається з твердого розчину на основі алюмінію, евтектичного кремнію та вторинних фаз Mg_2Si . Найвищий рівень механічних властивостей такого стопу пов'язаний головним чином з досягненням мінімальних розмірів частинок евтектичного кремнію, що можливе за умов надшвидкої кристалізації, яка є характерною для АВ і може складати $10^6^\circ\text{C}/\text{с}$. В процесах лиття та лиття під тиском цей показник є меншим на 3–5 порядків величини відповідно.

Використання селективного лазерного топлення (СЛТ) порошку, як однієї найбільш ефективної технології АВ-друку металом, для деталей із вказаного стопу позначається досягненням високих показників міцності, але зазвичай також високою дефектністю, яка збільшує крихкість і погіршує їхню оброблюваність [11]. Крім таких очевидних чинників впливу на механічні та технологічні характеристики, варто відзначити формування високодисперсної структури та перенасичення твердого розчину на основі алюмінію. Розміри зерен при цьому можуть сягати 3–10 мкм з переважанням витягнутої овальної чи то стовпчастої форми. З одного боку, дисперсність структури має розглядатися як позитивний чинник для досягнення високих механічних та експлуатаційних характеристик стопу AlSi10Mg , але напруження в структурі, її перенасиченість Силіцієм і загальна анізотропія вимагають додаткового термічного оброблення тривимірних виробів [12–15].

Незважаючи на численні дослідження виготовлених методами АВ стопів AlSi7Mg та AlSi10Mg , залишається багато спірних питань, пов'язаних з його структуро- та фазоутворенням залежно від методу друку та його режимів [16–18]. Так, в деяких дослідженнях вказано, що після друку фаза Mg_2Si присутня у вихідних зразках [19], а в інших зазначається, що вона виділяється тільки після наступного термічного оброблення [20]. Крім цього, тільки у деяких дослідженнях враховується наявність у складі стопів Феруму та Мангану, які можуть сприяти утворенню залізовмісних фаз Al_5FeSi , $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ й $\text{Al}_8\text{Si}_6\text{Mg}_3\text{Fe}$ [12].

Але питання анізотропії структури та властивостей АВ-виробів досі залишається ключовим [21, 22]. В роботі [23] показано можли-

вість експрес-оцінки розподілу механічних властивостей зразка Ti-6Al-4V, друкованого за адитивною технологією «xV3DMP», на основі вимірюваних величин мікротвердості у його різних перерізах (у напрямках вирощування та сканування). Неоднорідність механічних властивостей за товщиною надрукованих блоків у різних напрямках склала приблизно 11%.

Вимірювання твердості або мікротвердості за Віккерсом дають змогу встановити фізико-хімічні закономірності впливу режимів АВ, розмірів тривимірних зразків, а також їхньої мікроструктури на механічні властивості у вихідному стані. Деяке збільшення мікротвердості поблизу підкладинки автори цієї роботи пояснюють формуванням у процесі друку методом «xV3DMP» «зони термічного впливу», в якій завдяки перекристалізації металу утворюються рівновісні зерна α - та β -фаз меншого розміру.

Визначення мікротвердості є найпростішою, швидкою й надчутливою методою тестування механічних характеристик матеріалу, що не супроводжується його руйнуванням: сучасне стандартне обладнання дає змогу змінювати навантаження від 10 г до 1000 г, перетворювати шкалу твердості (Віккерсову–Кнупову–Бринеллеву–Роквеллеву), автоматично обчислювати низку механічних характеристик, має функцію автоматичної турелі тощо.

Спираючись на велику кількість наявних даних для литих зразків, за допомогою вимірювання мікротвердості можна проаналізувати анізотропію механічних властивостей стопу Al10SiMg внаслідок режимів промислового АВ-типу СЛТ та встановити взаємозалежність із кристалізованими структурно-фазовими станами, що і є метою даної роботи.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки стопу AlSi10Mg (табл. 1) у вигляді паралелепіпеду розмірами 20×10×5 мм і густиною у 2,66 г/см³ одержано за технологією СЛТ на АВ-принтері Alfa-150D (ТОВ «Адитивні лазерні технології України»). Принципову схему друку та технічні характеристики

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад зразків стопу AlSi10Mg, одержаних за технологією СЛТ.

TABLE 1. Chemical composition of AlSi10Mg-alloy samples obtained by SLM technology.

Вміст, % ваг.				
Al	Si	Mn	Mg	Fe
88,009 ± 0,167	10,505 ± 0,132	0,458 ± 0,128	0,518 ± 0,128	0,510 ± 0,009

використаного принтера наведено в [24]. Як вихідний матеріал, використовувався сферичний порошок стопу AlSi10Mg з розмірами частинок у діапазоні 20–63 мкм. Пристрій Alfa-150D з розміром робочого поля 150×150×180 мм був оснащений волоконним ітербійовим лазером з повітряним охолодженням і номінальною потужністю у 200 Вт, діаметром лазерного променя у $\cong 45$ мкм, довжиною хвилі у 1070 ± 2 нм. Параметри, використані для виготовлення зразків: швидкість сканування — 500 мм/с, товщина шару — 25 мкм, відстань штрихування — 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилося в інертному середовищі Ar [25].

Хемічний склад визначено методом рентгенофлюоресцентної аналізи (табл. 1).

Вимірювання мікротвердості поверхні за різними напрямками (рис. 1) проводилося за Віккерсовою метою з використанням приладу LHSV-1000Z із навантаженням у 100 г. Для зменшення похибки середнє значення мікротвердості визначалося за щонайменше сімома вимірами в певній площині.

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопу iScope IS.1053-PLMi зі збільшенням $\times 50$, $\times 100$, $\times 200$ та $\times 500$. Для цього поліровані зразки стопу AlSi10Mg проявляли Келлеровим щавником-реагентом — водним розчином 0,5% HF, 2,5% HNO₃, 1,5 % HCl [26].

Для рентгеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінення з $\lambda_{\text{Cu}} = 0,154147$ нм): інтервал кутів — $2\Theta = 20^\circ$ – 120° , крок реєстрації — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с. Для аналізу одержаних рентгенівських спектрів, розрахунку розміру областей когерентного розсіяння (ОКР), ступеня деформації

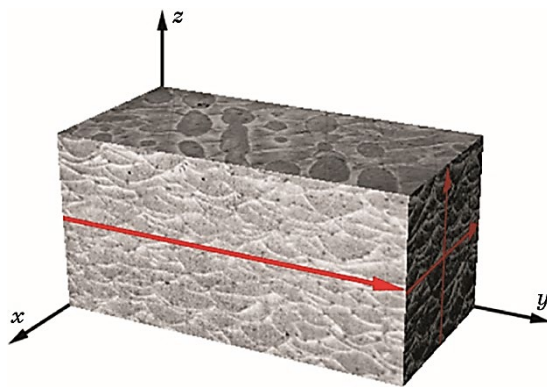


Рис. 1. Схема зразка та напрямки мірювання мікротвердості (показано червоними стрілками).

Fig. 1. Sample scheme and directions of microhardness measurement (shown by red arrows).

кристалічної ґратниці (ϵ) та кількісної фазової аналізи використано програмне забезпечення PDXL, міжнародну базу даних дифракції ICDD (PDF-2 (2024)) та відкриту базу кристалографічних даних COD.

Визначення величини напружень першого роду проведено методом $\sin^2\psi$ за методою side-inclination. Для згладжування профілів дифракційних максимумів використовувалася функція Savitzky–Golay, а для відокремлення фону — функція Sonneveld–Visser. Визначення кутового положення дифракційних максимумів проводилося на основі значень положення центру ваги. Величину залишкових макроскопічних напружень в алюмінії проведено за зміною кутового положення дифракційного максимуму (420) для значень кутів $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$. Обробку одержаних спектрів проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku Residual Stress Analysis.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунках 2, 3 представлено морфологію поверхні зразка стопу AlSi10Mg, одержаного за технологією СЛТ. На горизонтальній поверхні (площина xOy) (рис. 2, а, в, д, рис. 3, ж) і на бічній грані (площина yOz) (рис. 2, б, г, е, рис. 3, з) спостерігається типова для СЛТ неоднорідна мікроструктура з окремими сегментами [27]. У площині yOz сформовано мережу зварювальних ванн напівкруглої форми, які перекриваються. Спостережувана хвиляста морфологія за типом «риб'ячої луски» (fish-scale) пов'язана із послідовним твердінням крапельних басейнів розтопу, що виникають під час процесу лазерного розтоплення порошку. На відміну від цього, у площині yOz формуються ванни розтопу циліндричної форми, що зумовлено процесом сканування лазерного променя поверхнею шару порошку.

В мікроструктурі стопу AlSi10Mg наявні в основному безперервні треки, спостерігаються пори неправильної форми (кристалізаційного походження) та сферичні (газові) пори (рис. 2, а, б), розмір яких не перевищує критичного (≥ 10 мкм). В об'ємі треків спостерігається дендритна стовпчаста структура, витягнута у напрямку, зворотньому щодо тепловідводу (рис. 3, а), а на межах стику сусідніх треків — зона стовпчастих кристалів з більш грубою морфологією, які утворилися в результаті різних умов охолодження (рис. 3, б, г). Загальний вигляд одиночного треку розтопу вздовж і поперек напрямку сканування показано на рис. 3, д, е.

Для вимірювань мікротвердості стопу AlSi10Mg виконано попередні оцінки оптимального рівня навантаження в інтервалі 10–300 г (рис. 4). Для цього обиралися сегменти з однорідною мікроструктурою (вставка на рис. 4). Видно, що мікротвердість із збільшенням навантаження на індентор монотонно зменшується. На підставі одержаних результатів зроблено висновок, що навантаження

у 100 г на діамантовий індентор є найбільш прийнятним для вимірювання мікротвердості досліджуваних зразків стопу AlSi10Mg .

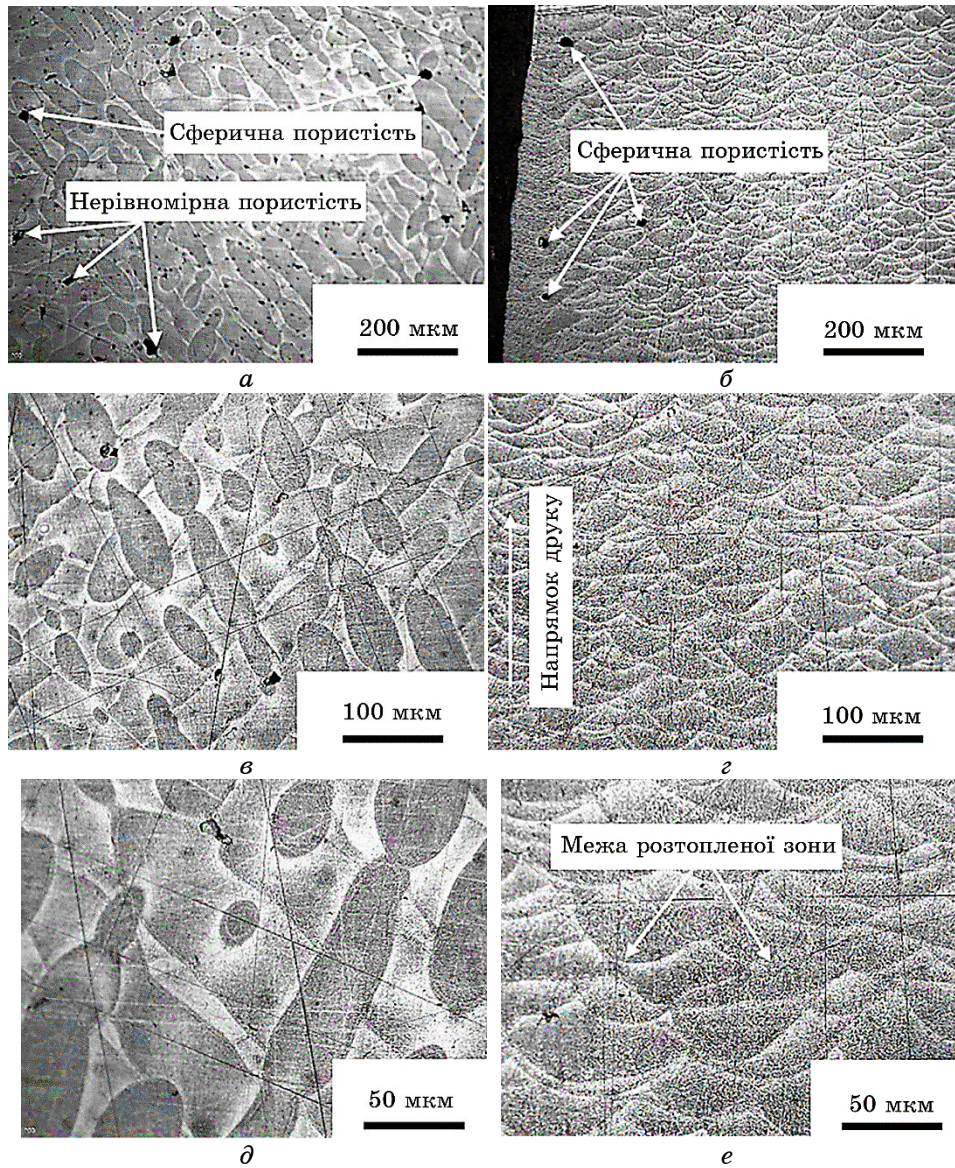


Рис. 2. Морфологія поверхні стопу AlSi10Mg , одержаного СЛТ: площина xOy (a, в, д), площина yOz (б, з, е).

Fig. 2. The surface morphology of the AlSi10Mg alloy obtained by SLM: xOy plane (a, в, д), yOz plane (б, з, е).

Орієнтаційні залежності зміни мікротвердості друкованого сто-

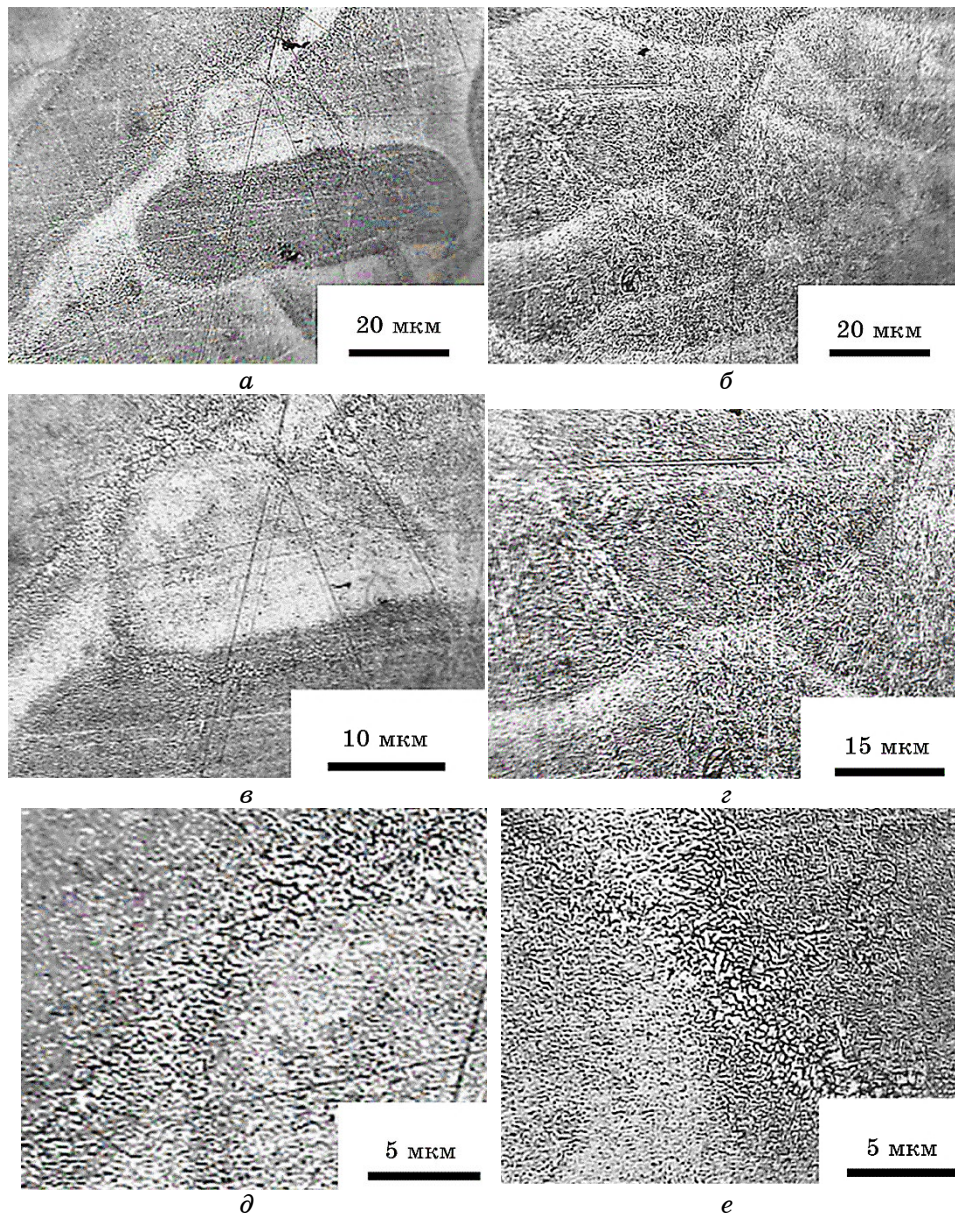


Рис. 3. Морфологія поверхні сплаву AlSi10Mg, одержаного СЛТ: площина xOy (а, в, д), площина yOz (б, з, е).

Fig. 3. The surface morphology of the AlSi10Mg alloy obtained by SLM: xOy plane (а, в, д), yOz plane (б, з, е).

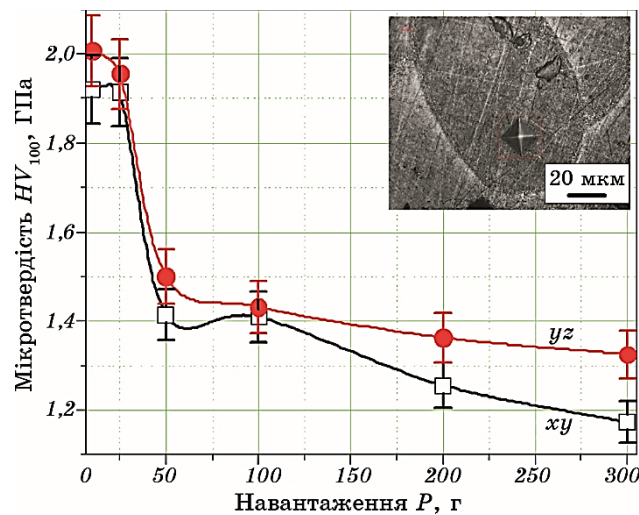


Рис. 4. Залежність мікротвердості сплаву AlSi10Mg від навантаження на індентор.

Fig. 4. The dependence of the microhardness of the AlSi10Mg alloy on the load applied to the indenter.

пу AlSi10Mg виміряно на зразку, розрізаному навпіл вздовж вертикальної осі Oz , а також розрізаному навпіл вздовж горизонтальної осі Oy . Вимірювання проведено на полірованих і процавлених поверхнях із обраним навантаженням у 100 г. Мікротвердість вимірювали з кроком у 50 мкм вздовж осей Ox та Oz , а також з кроком у 100–150 мкм вздовж горизонтальної осі Oy .

В площині zOx спостерігаються значні зміни мікротвердості (рис. 5). По краях зразка мікротвердість має мінімальні значення $\cong 1,18$ ГПа, а в центрі — максимальне значення $\cong 1,45$ ГПа.

Немонотонний характер зміни мікротвердості в поперечному перерізі пов'язаний з одночасною дією низки чинників, що створюють неоднорідні температурне та силове поля, які викликають відмінності в умовах формування структури. На відповідних зображеннях спостерігається яскраво виражена відмінність мікроструктури в крайніх областях порівняно із центральною частиною.

Результати вимірювання мікротвердості за перерізом в перпендикулярному напрямку до попереднього випадку, тобто вздовж напрямку побудови, представлено на рис. 6. Спостерігається незначний розкид значень мікротвердості в межах від 1,27 ГПа до 1,38 ГПа. У процесі СЛТ із збільшенням товщини виробу градієнт температур у його приповерхневій області зменшується. Вищий градієнт температур у нижніх шарах приводить до збільшення дисперсності структури, пересичення твердого розчину Si та, ймовірно,

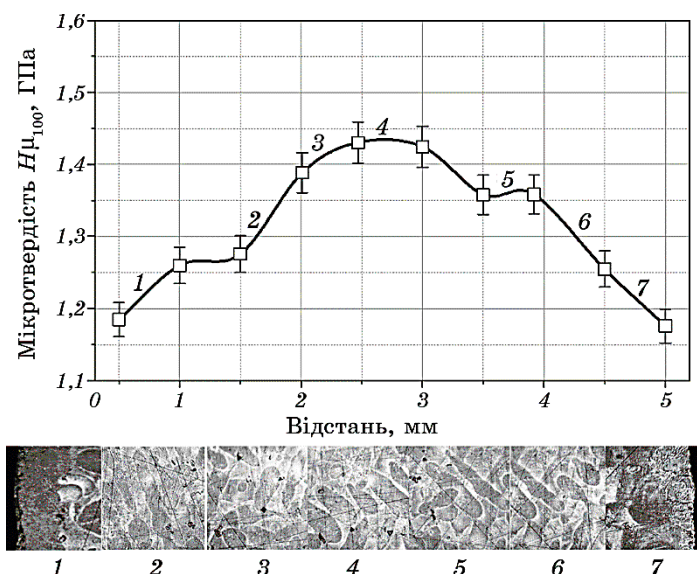


Рис. 5. Розподіл мікротвердості (а) за шириною перерізу зразка AlSi10Mg на висоті у 5 мм від поверхні та відповідна мікроструктура (б) (площина zOx).

Fig. 5. Distribution of microhardness (a) across the width of the AlSi10Mg sample cross-section at a height of 5 mm from the surface and the corresponding microstructure (b) (zOx plane).

но, вищих значень залишкових напружень і мікротвердості. Тобто умови формування першого й останнього шару матеріалу істотно відрізняються. Деяке збільшення мікротвердості поблизу підкладки пояснюється формуванням у процесі друку «зони термічного впливу», в якій завдяки перекристалізації металу утворюються комірки меншого розміру (області 2, 3). Можна виділити наступні характерні області з різним розміром комірок: перехідна зона 1, дрібнокоміркові смугасті 2, 3, крупнокомірчасті зони 4–6 і приповерхнева 7. Основною причиною зміни розміру осередків є термічна історія кожного з цих регіонів. Найбільш щільна смугаста структура забезпечує вищу мікротвердість.

За вимірювання мікротвердості в площині xOy спостерігається незначний розкид значень в межах від 1,33 ГПа до 1,55 ГПа (рис. 7).

Мінімальні значення мікротвердості знову спостерігаються в крайніх точках. Циклічний характер зміни мікротвердості в цьому випадку пов'язаний із зазначеними вище особливостями мікроструктури, а також, можливо, з нерівномірним розподілом Si та збільшенням густини дислокацій в окремих зонах із скупченнями зміцнювальних виділень.

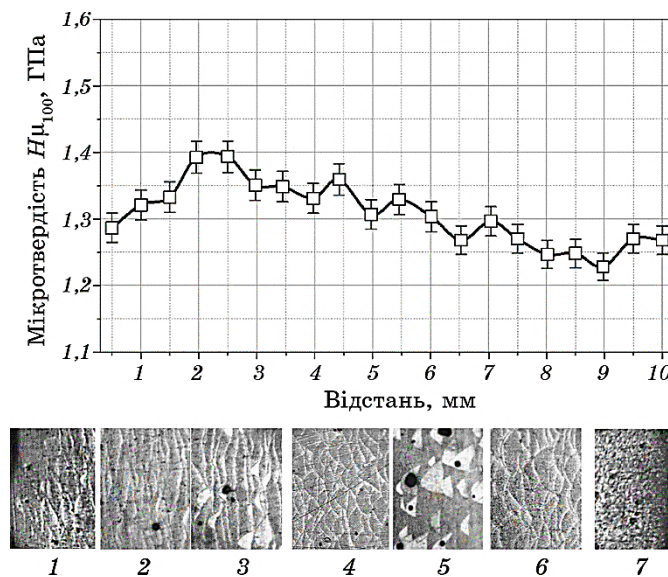


Рис. 6. Розподіл мікротвердості (а) за висотою перерізу зразка AlSi10Mg і відповідна мікроструктура (б) (площина zOx).

Fig. 6. Distribution of microhardness (a) along the height of the AlSi10Mg sample cross-section and the corresponding microstructure (b) (zOx plane).

Для більш детального дослідження морфології та розміру евтектики Si, як основної мікроструктурної складової стопу, та дрібнодисперсних включень застосовано растрову електронну мікроскопію з енергодисперсійною аналізою.

На рисунках 8–10 наведено мікроструктуру поверхні зразка стопу AlSi10Mg , одержаного завдяки СЛТ, та відповідні EDX-мапи Al, Si та Mg в ділянках з різною мікротвердістю.

На рисунку 8 представлено мікроструктуру стопу AlSi10Mg в областях з меншими значеннями мікротвердості по краях зразка; вона складається з твердого розчину алюмінію, розділеного уривчастими межами потрійної евтектики ($\text{Al} + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si}$), збагаченої на Si, що зазвичай є характерним і для ливарних алюмінієвих стопів. Комірчасто-дендритна кристалізація зумовлює появу дрібних рівновісних зерен у ядрі ванни розтопу, але подовжених зерен на межах комірок з напівсуцільними виділеннями Si-волокна. Крім того, окремі частинки Si спостерігаються також всередині комірок $\alpha\text{-Al}$, які виділилися в процесі швидкої кристалізації твердого розчину. В той час як дрібнодисперсні включення, що містять Магній, ймовірно, β' -фази, близької за складом до Mg_2Si , розташовуються тільки в межах евтектики. Частинки Si та Mg на межах мають випадкову орієнтацію.

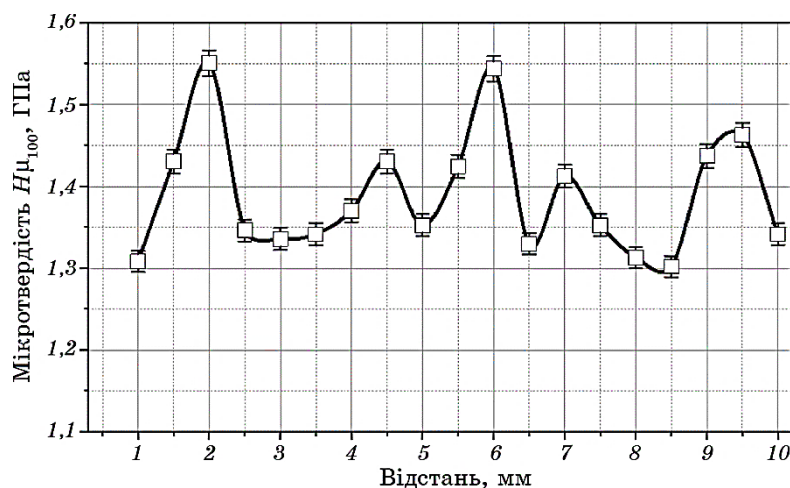


Рис. 7. Розподіл мікротвердості в площині xOy на половині висоти подовжнього перерізу зразка стопу AlSi10Mg.

Fig. 7. Distribution of microhardness in the xOy plane at the half-height of the longitudinal cross-section of the AlSi10Mg alloy sample.

В областях із високою мікротвердістю в центральній частині зразка (рис. 9) дрібнодисперсні включення, що містять Mg, розташовуються як в евтектиці, так і між дендритами другого порядку фази α -Al. Частинок Si, які знаходяться в матриці Al, стає значно більше порівняно з попереднім випадком, так само як і Mg. Вміст Mg на частинках Si вищий, ніж у матриці Al, оскільки Mg реагує з Si з формуванням фази Mg_2Si , яка забезпечує зміцнення литих стопів Al-Si-Mg. Саме тому Mg сегрегує та локалізується уздовж евтектичних стінок. Коефіцієнт дифузії Mg вищий, ніж у Si, а концентрація менше (0,4–0,5% мас.); отже, весь Mg дифундує до збагаченої Si евтектичної мережі, яка розширюється до 200 нм, стає більш суцільною та практично безперивною.

І нарешті, в області біля підкладинки спостерігається мікроструктура, для якої характерна потовщена евтектична сітка з безперервними ланцюжками фази Si вздовж меж осередків (рис. 10). Відомо, що комірчасто-дендритна структура стопів системи Al-Si змінюється залежно від вмісту Si, а межі комірок, декоровані виділеннями Si, потовщуються зі збільшенням вмісту Si понад 12% (за масою) [28]. В даному разі ширина евтектичної сітки збільшується до ≈ 500 –600 нм. Вищий градієнт температур у нижніх шарах приводить до збільшення дисперсності структури та пересичення твердого розчину Силіцієм, що і забезпечує вищі значення твердості.

У рівноважному стані бінарної системи Al-Si максимальна розчинність Si в α -Al становить 1,65% за 577°C. Однак у процесі СЛТ

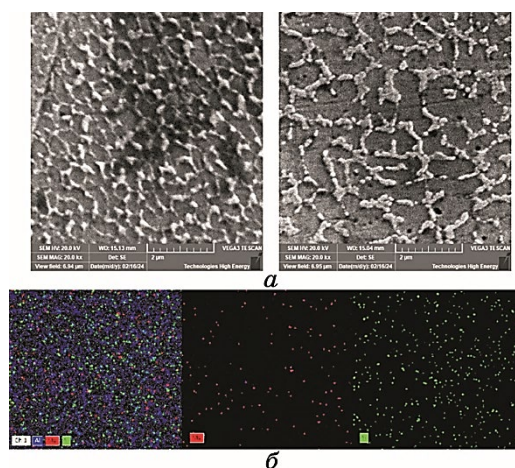


Рис. 8. Мікроструктура (а) та мапи розподілу хемічних елементів (б) на периферії зразка ступу AlSi10Mg , одержаного селективним лазерним топленням порошку.

Fig. 8. Microstructure (a) and elemental distribution maps (b) at the periphery of the AlSi10Mg alloy sample obtained by selective laser melting of powder.

швидкості охолодження перебувають у діапазоні 10^6 – 10^8 °C/с, що далеко від рівноважного стану.

Таким чином, максимальна розчинність Si α -Al збільшується за

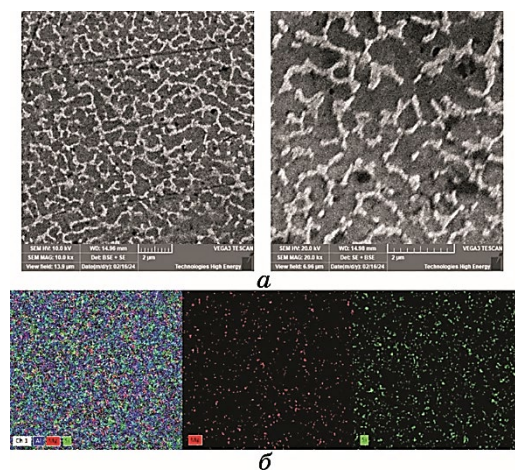


Рис. 9. Мікроструктура (а) та мапи розподілу хемічних елементів (б) у центральній частині зразка ступу AlSi10Mg , одержаного СЛТ.

Fig. 9. Microstructure (a) and elemental distribution maps (b) in the central part of the AlSi10Mg alloy sample obtained by SLM.

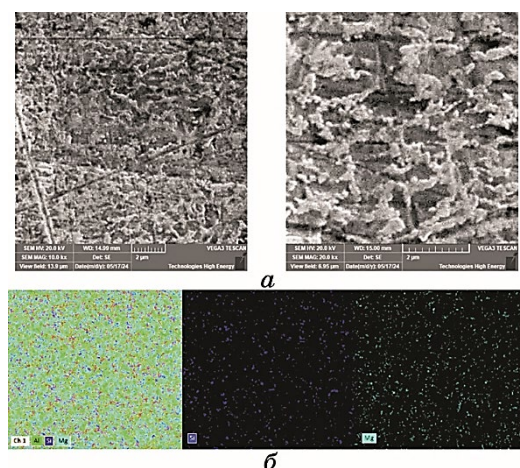


Рис. 10. Мікроструктура (а) та мапи розподілу хемічних елементів (б) для зразка стопу AlSi10Mg в області біля підкладки (платформи побудови).

Fig. 10. Microstructure (а) and elemental distribution maps (б) for the AlSi10Mg alloy sample in the region near the substrate (building platform).

даними [29] до 8% мас., що створює пересичену структуру. Аналогічна кількість Si спостерігається в нашому випадку на периферії зразка, тоді як в центральній частині збільшується до 12,72%, а біля підкладки — до 13,71%.

На рисунку 11 наведено результати рентгенівської дифракції для зразка стопу AlSi10Mg, одержаного за технологією СЛТ, для площини xOy (горизонтальна площина) та yOz (вертикальна площина). На дифрактограмах спостерігаються дифракційні максимуми від алюмінієвої матриці, Si та включень від зміцнювальної фази Mg_2Si .

Розраховані значення періодів кристалічної ґратниці, розміру областей когерентного розсіяння (ОКР), ступеня деформації кристалічної ґратниці (ϵ) алюмінію, кремнію і включень зміцнювальної фази Mg_2Si та кількісний фазовий склад в площинах xOy й yOz відрізняються в межах похибки вимірювань.

Величини напружень першого роду σ_R , визначені за зміною кутового положення дифракційного максимуму алюмінію (420) методом $\sin^2\psi$ (рис. 12), для площин xOy й yOz істотно відрізняються, хоча вони і є стискальними в обох випадках (табл. 2). Значення σ_R у площині xOy (–237 МПа) є в $\approx 1,4$ рази більшим, ніж у площині yOz (–176 МПа).

Кількість Si ($\approx 12\%$), розрахована за рентгенівськими даними (табл. 2), добре узгоджується з результатами енергодисперсійної аналізи (табл. 3).

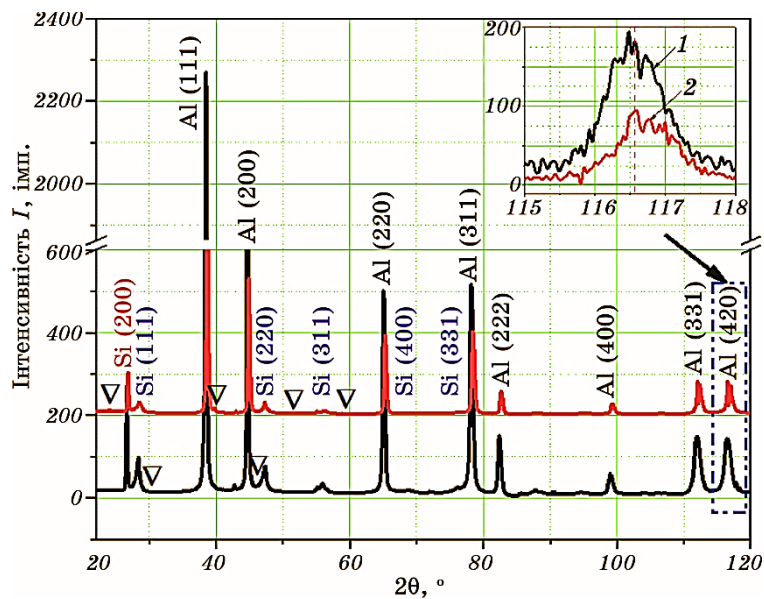


Рис. 11. Дифрактограми зразка сплаву AlSi10Mg , одержаного селективним лазерним топленням: 1 — площина xOy , 2 — площина yOz (на вкладні показано зсув дифракційного максимуму (420) алюмінію для різних площин) (▼ — рефлекси від фази Mg_2Si).

Fig. 11. XRD patterns of the AlSi10Mg alloy sample obtained by selective laser melting: 1— xOy plane, 2— yOz plane (the inset shows the shift of the aluminium diffraction peak (420) for different planes) (▼—reflections from the Mg_2Si phase).

4. ВИСНОВКИ

Аналіза анізотропії мікроструктури сплаву AlSi10Mg , адитивно виготовленого методом СЛТ, показала такі особливості: на горизонтальній поверхні (площина yOz) формуються доріжки розтопу напівциліндричної форми, що зумовлюється процесом сканування лазерного променя поверхні шару порошку; у площині xOy спостерігається мережа басейнів розтопу, які послідовно кристалізуються в процесі друку.

У надрукованому стопі формується комірчасто-дендритна мікроструктура з безперервними ланцюжками фази Si вздовж меж комірок твердого розчину, які потовщуються від периферії до центру та стають безперервними зі збільшенням вмісту Si понад 12%, тоді як ливарні стопи мають грубу дендритну мікроструктуру з нерівномірним розподілом фази Si у вигляді лусочок. Найбільш ущільнена комірчаста структура з максимальною кількістю Si фіксується біля підкладки, з якої починається процес нарощування шарів у про-

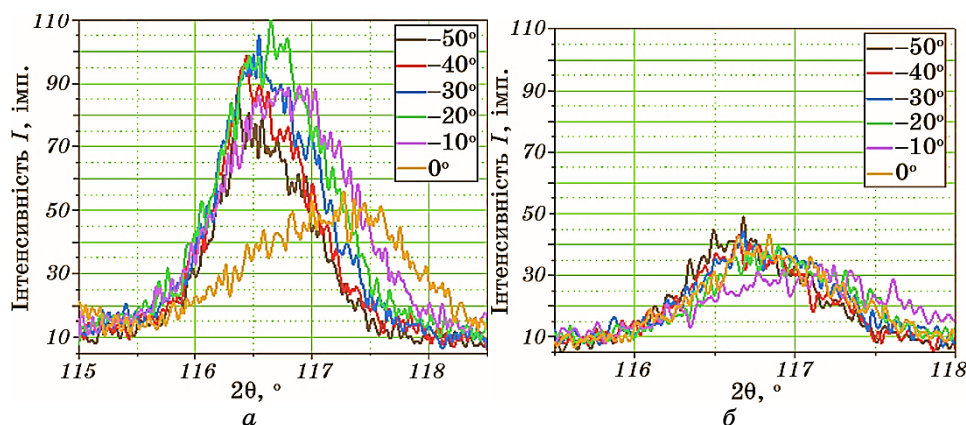


Рис. 12. Зміщення дифракційного максимуму Al (420) в стопі AlSi10Mg, одержаного селективним лазерним топленням, з визначенням залишкових макроскопічних напружень за методом $\sin^2\psi$: площина xOy (а), площина yOz (б).

Fig. 12. Shift of the Al diffraction peak (420) in the AlSi10Mg alloy obtained by selective laser melting, when determining residual macrostresses using the $\sin^2\psi$ method: xOy plane (a), yOz plane (b).

цесі друку зразка.

Проведені оцінки в цілому засвідчують відповідність мікротвердості різних площин друкованого зразка тим, що характерні для ливарного стопу AlSi10Mg. Зміцнення стопу забезпечується евтектичними виділеннями, декорованими частинками Mg_2Si . Розкид даних стосовно мікротвердості за різними напрямками не перевищує $\approx 10\text{--}15\%$; середнє значення мікротвердості за навантаження у 100 г становить 1,425 ГПа.

Залишкові макронапруження стиснення залежать від напрямку СЛТ-друку, форми й розмірів зразка та відрізняються в 1,4 рази для випадку паралелепіпеда. Для площини з хвилястою морфологією за

ТАБЛИЦЯ 2. Результати рентгеноструктурної аналізи.

TABLE 2. Results of x-ray diffraction analysis.

Напруження σ_R , МПа (площина xOy)	Фаза	ε , %	a , нм	Кількісний фазовий склад, %	Напруження σ_R , МПа (площина yOz)
-237	Al	0,17	0,40536	86	-176
	Si	0,1	0,54430	12	
	Mg_2Si	0	0,64254	2	

ТАБЛИЦЯ 3. Хемічний склад в різних областях зразка за даними енерго-дисперсійної аналізи.**TABLE 3.** Chemical composition in different areas of the sample according to energy-dispersive x-ray spectroscopy (EDS) data.

Елемент	Al	Si	Mg + Mn
Центер	85,92	12,72	1,36
Периферія	91,69	7,53	0,78
Підкладинка	84,98	13,71	1,32

типом «риб'ячої луски» значення σ_R є меншими, що потрібно враховувати у разі подальшого механічного оброблення.

Одержані результати підтверджують необхідність проведення додаткового відпалу надрукованих зразків для усунення анізотропії мікроструктури та механічних властивостей стопу AlSi10Mg, чому буде присвячено наступну роботу.

Роботу виконано в рамках д/б-теми № 2701ф Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» «Наукові основи ультразвукової ударної та адитивної технологій виготовлення високонавантажених деталей БПЛА з покращеною дальністю» (№ д/р 0124U001001).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Успіхи фізики металів*, **24**, № 1: 5 (2023).
2. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Успіхи фізики металів*, **24**, № 1: 38 (2023).
3. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Успіхи фізики металів*, **23**, № 2: 337 (2022).
4. С. В. Аджамський, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, *Металофіз. новітні технол.*, **43**, № 7: 909 (2021).
5. A. Pola, L. Girelli, M. Tocci, and M. Gelfi, *Mater. Sci. Eng. A*, **739**: 317 (2018).
6. C. Linder, F. Vucko, T. Ma, S. Proper, and E. Dartfeldt, *Mater.*, **16**, Iss. 17: 5964 (2023).
7. A. Hosseini, Y. S. Narayanan, and N. Nguyen, *J. Manufacturing Proc.*, **118**: 242 (2024).
8. A. Tiwari, G. Singh, and R. Jayaganthan, *Coatings*, **13**: 225 (2023).
9. A. Serjouei, *Mater. Sci. Eng. A*, **861**: 144345 (2022).
10. J. Wu, X. Q. Wang, W. Wang, M. M. Attallah, and M. H. Loretto, *Acta Mater.*, **117**: 311 (2016).
11. L. Pezzato, M. Dabala, S. Gross, and K. Brunelli, *Surf. Coat. Technol.*, **404**: 126477 (2020).
12. D. Talamona, D. Syrlybayev, and A. Perveen, *Mater. Sci. Eng. A*, **889**: 145843 (2024).

13. N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt, *Mater. Sci. Eng. A*, **667**: 139 (2016).
14. N. Takata, H. Kodaira, A. Suzuki, and M. Kobashi, *Mater. Characterization*, **143**: 18 (2018).
15. E. Maleki, S. Bagherifard, N. Ahmad, S. Shao, O. Unal, M. Guagliano, and N. Shamsaei, *Additive Manufact. Let.*, **7**: 100175 (2023).
16. N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, and M. Kobashiv, *Mater. Sci. Eng. A*, **704**: 228 (2017).
17. A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz, and M. Mohammadi, *Mater. Sci. Eng. A*, **739**: 295 (2018).
18. A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz, J. Li, and M. Mohammadi, *Additive Manufact.*, **23**: 121 (2018).
19. M. Fousová, D. Dvorský, A. Michalcová, and D. Vojtěcha, *Mater. Characterization*, **137**: 119 (2018).
20. Y. Bai, Y. Yang, Z. Xiao, M. Zhang, and D. Wang, *Mater. Design*, **140**: 257 (2017).
21. Z. Xu, A. Liu, and X. Wang, *Mater. Sci. Eng. A*, **812**: 141141 (2021).
22. L. Thijs, K. Kempen, J. P. Kruth, and J. Van Humbeeck, *Acta Mater.*, **61**: 1809 (2013).
23. Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, Н. І. Хріпта, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 11: 1433 (2022).
24. С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 2: 217 (2023).
25. М. О. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Успіхи фізики металів*, **17**, № 3: 209 (2016).
26. М. М. Ворон, *Процеси лиття*, № 3: 3 (2022).
27. V. G. Efremenko, A. G. Lekatou, Yu. G. Chabak, B. V. Efremenko, I. Petryshynets, V. I. Zurnadzhy, S. Emmanouilidou, and M. Vojtko, *Mater. Today Commun.*, **35**: 105936 (2023).
28. N. T. Aboulkhair, C. Tuck, I. Ashcroft, I. Maskery, and N. M. Everitt, *Metal. Mater. Trans. A*, **46**: 3337 (2015).
29. F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Mater. Sci. Eng. A*, **783**: 139296 (2020).

REFERENCES

1. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 1: 5 (2023).
2. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 1: 38 (2023).
3. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **23**, No. 2: 337 (2022).
4. S. V. Adzhamsky, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 909 (2021) (in Ukrainian).
5. A. Pola, L. Girelli, M. Tocci, and M. Gelfi, *Mater. Sci. Eng. A*, **739**: 317 (2018).
6. C. Linder, F. Vucko, T. Ma, S. Proper, and E. Dartfeldt, *Mater.*, **16**, Iss. 17: 5964 (2023).
7. A. Hosseini, Y. S. Narayanan, and N. Nguyen, *J. Manufacturing Proc.*, **118**: 242 (2024).

8. A. Tiwari, G. Singh, and R. Jayaganthan, *Coatings*, **13**: 225 (2023).
9. A. Serjouei, *Mater. Sci. Eng. A*, **861**: 144345 (2022).
10. J. Wu, X. Q. Wang, W. Wang, M. M. Attallah, and M. H. Loretto, *Acta Mater.*, **117**: 311 (2016).
11. L. Pezzato, M. Dabala, S. Gross, and K. Brunelli, *Surf. Coat. Technol.*, **404**: 126477 (2020).
12. D. Talamona, D. Syrlybayev, and A. Perveen, *Mater. Sci. Eng. A*, **889**: 145843 (2024).
13. N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, and N. M. Everitt, *Mater. Sci. Eng. A*, **667**: 139 (2016).
14. N. Takata, H. Kodaira, A. Suzuki, and M. Kobashi, *Mater. Characterization*, **143**: 18 (2018).
15. E. Maleki, S. Bagherifard, N. Ahmad, S. Shao, O. Unal, M. Guagliano, and N. Shamsaei, *Additive Manufacturing Letters*, **7**: 100175 (2023).
16. N. Takata, H. Kodaira, K. Sekizawa, A. Suzuki, and M. Kobashiv, *Mater. Sci. Eng. A*, **704**: 228 (2017).
17. A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz, and M. Mohammadi, *Mater. Sci. Eng. A*, **739**: 295 (2018).
18. A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz, J. Li, and M. Mohammadi, *Additive Manufacturing*, **23**: 121 (2018).
19. M. Fousová, D. Dvorský, A. Michalcová, and D. Vojtěcha, *Mater. Characterization*, **137**: 119 (2018).
20. Y. Bai, Y. Yang, Z. Xiao, M. Zhang, and D. Wang, *Mater. Design*, **140**: 257 (2017).
21. Z. Xu, A. Liu, and X. Wang, *Mater. Sci. Eng. A*, **812**: 141141 (2021).
22. L. Thijs, K. Kempen, J. P. Kruth, and J. Van Humbeeck, *Acta Mater.*, **61**: 1809 (2013).
23. B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, S. M. Voloshko, and N. I. Khripta, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1433 (2022) (in Ukrainian).
24. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217 (2023) (in Ukrainian).
25. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Progress in Physics of Metals*, **17**, No. 3: 209 (2016).
26. M. M. Voron, *Protsey Lyttya*, No. 3: 3 (2022) (in Ukrainian).
27. V. G. Efremenko, A. G. Lekatou, Yu. G. Chabak, B. V. Efremenko, I. Petryshynets, V. I. Zurnadzhy, S. Emmanouilidou, and M. Vojtko, *Mater. Today Commun.*, **35**: 105936 (2023).
28. N. T. Aboulkhair, C. Tuck, I. Ashcroft, I. Maskery, and N. M. Everitt, *Metal. Mater. Trans. A*, **46**: 3337 (2015).
29. F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Mater. Sci. Eng. A*, **783**: 139296 (2020).