

PACS numbers: 61.72.Ff, 62.20.Qp, 62.80.+f, 68.60.Bs, 68.70.+w, 81.40.Ef, 81.70.Jb

Вплив термічного оброблення на мікроструктуру та механічні властивості ступу AlSi10Mg, виготовленого за адитивною та ливарною технологіями

А. П. Бурмак*, М. М. Ворон**, С. М. Волошко*, С. І. Сидоренко*,
І. А. Владимірський*, С. І. Конорев*, 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

Проаналізовано вплив термічного оброблення (за температури, дещо нижчої за евтектичну) на мікроструктуру, фазовий склад і механічні властивості адитивно виготовленого (селективним лазерним топленням — СЛТ)

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

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

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

****G. V. Kurdymov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine,*
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv

Citation: A. P. Burmak, M. M. Voron, S. M. Voloshko, S. I. Sydorenko, I. A. Vladymyrs'kyi, S. I. Konorev, B. M. Mordyuk, and M. O. Vasyl'yev, The Influence of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Additive and Casting Technologies, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 827–855 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.08.0827](https://doi.org/10.15407/mfint.47.08.0827)

© Publisher PH ‘Akademperiodyka’ 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>)

стопу AlSi10Mg та його литого аналога (ЛВ). Відлиті й адитивно виготовлені зразки відпалювалися за температури у 520°C упродовж 6 годин з подальшим пічним охолодженням та упродовж 1,5 годин із гартуванням у воду й наступним природнім або штучним старінням за температури у 150°C упродовж 10 годин. Результати засвідчують значні зміни мікроструктури (наприклад, розміру та морфології евтектично-кремнієвої фази), фазового складу й еволюції механічних властивостей термічно оброблених матеріалів порівняно з адитивно виготовленими та литими. Крім того, мікроструктура та мікромеханічні властивості матеріалів значною мірою залежать від технології виготовлення — лиття й адитивного виробництва. Згадані режими термічного оброблення й умов охолодження (пічне, гартувальне, повітряне) безпосередньо впливають на морфологію евтектичного кремнію та кількість зміцнювальних фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, FeAl_3Si_2 , як у литих матеріалах, так і в матеріалах, виготовлених адитивно. Починаючи з суцільної мережі евтектичного Si відбувається його фрагментація, формування включень різної геометричної форми з наступною сфероїдизацією цих включень. Частинки Si в термічно обробленому СЛТ-стопі є більш дрібними та додатково сфероїдизованими порівняно з термічно обробленим литим матеріалом. Результати цього дослідження уможливають контролювати механічні властивості стопу AlSi10Mg шляхом вибору технології виробництва та відповідного режиму термічного оброблення. Для зразка СЛТ у вихідному стані характерне найвище значення мікротвердості у 1,38 ГПа, яке зменшується до 0,55 ГПа після відпалу та зростає до 1,12 ГПа після гартування й штучного старіння; для ЛВ-стопу вихідне значення мікротвердості у 0,76 ГПа після аналогічних режимів оброблення спочатку дещо зменшується до 0,74 ГПа, після чого зростає до 1,08 ГПа.

Ключові слова: AlSi10Mg , адитивне виробництво, селективне лазерне топлення, ливарне виробництво, термооброблення, мікроструктура, фазовий склад, механічні властивості.

The effect of heat treatment (at a temperature slightly below the eutectic one) on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of the additively manufactured AlSi10Mg alloy (fabricated by selective laser melting—SLM) and its cast counterpart (CT) is analysed. The cast and additively manufactured samples are annealed at 520°C for 6 hours with subsequent furnace cooling, and for 1.5 hours with quenching in water followed by natural or artificial ageing at 150°C for 10 hours. The results demonstrate significant changes in the microstructure (*e.g.*, size and morphology of the eutectic silicon phase), phase composition, and the evolution of mechanical properties in heat-treated materials compared to those manufactured additively and by casting. Moreover, the microstructure and micromechanical properties of the materials are largely dependent on the manufacturing technology—casting or additive manufacturing. The mentioned heat-treatment regimes and cooling conditions (furnace, quenching, air) directly affect the morphology of eutectic silicon and the number of reinforcing phases, namely, Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, FeAl_3Si_2 , both in the cast and additively manufactured materials. Starting from a continuous network of eutectic Si, fragmentation occurs, forming inclusions of various geometries with subsequent spheroidization of these inclusions. Si particles in the heat-treated SLM alloy

are smaller and more spheroidized in comparison with those in the heat-treated cast material. The results of this study allow for controlling the mechanical properties of AlSi10Mg alloy by selecting the manufacturing technology and appropriate heat-treatment regime. For the SLM sample in its initial state, the highest microhardness value is of 1.38 GPa, which decreases to 0.55 GPa after annealing and increases to 1.12 GPa after quenching and artificial ageing. For the CT alloy, the initial microhardness value of 0.76 GPa decreases initially slightly to 0.74 GPa after similar treatment regimes and, then, increases to 1.08 GPa.

Key words: AlSi10Mg, additive manufacturing, selective laser melting, casting production, heat treatment, microstructure, phase composition, mechanical properties.

(Отримано 21 серпня 2024 р.; остаточн. варіант — 22 листопада 2024 р.)

1. ВСТУП

Ливарні алюмінієві стопи з Si і Mg в якості основних легувальних елементів, зокрема, доевтектичний стоп AlSi10Mg, мають помірні механічні властивості, малу густину, хорошу теплопровідність, низьку в'язкість під час топлення та незначну усадку виливків, а також високі антикорозійні характеристики [1, 2]. Стоп AlSi10Mg має наступний хемічний склад (% мас.): Al — основа, Si — 9–11, Mg — 0,2–0,45, Mn — < 0,45, Fe — < 0,55, Cu — < 0,05, Zn — < 0,1, Ti — < 0,15. Завдяки легкості, міцності та високій технологічності цей стоп успішно застосовується в аерокосмічній, автомобільній, автоперегоновій, теплообмінній і медичній галузях, де потрібно виготовляти високоміцні спеціалізовані металеві деталі складної форми методом лиття. Однак слід зазначити, що істотними чинниками, що впливають на механічні властивості литих виробів зі стопу AlSi10Mg, є характер морфології та розмір виділень евтектичного Si, що кристалізується. В [3], наприклад, встановлено, що великі та голчасті евтектичні фази Si ініціюють тріщини за умов розтягування, що погіршує механічні властивості. У зв'язку з цим розробляються нові способи виробництва й оброблення, які забезпечують модифікування таких евтектичних фаз Si для поліпшення механічних властивостей виробів зі стопу AlSi10Mg.

Щоб вирішити проблеми, пов'язані з традиційними процесами литва та штампування у закритих штампах, і задовольнити постійно зростаючі вимоги до виготовлення індивідуальних металевих виробів, дедалі все більше уваги у всьому світі приділяється адитивній технології (АТ). За допомогою АТ тривимірні продукти створюються безпосередньо за один етап за допомогою системи автоматизованого проектування, зазвичай шляхом послідовного пошарового додавання матеріалів. Така технологія істотно відрізняється

від традиційного субтрактивного виробництва (фрезерування, зварювання, лиття, формування, кування та токарного оброблення), яке засновано на механічному видаленні непотрібної частини матеріалу для формування бажаного компонента складної геометрії. Водночас для АТ-друку доступні пластикові полімери, метали та біоматеріали тощо [4]. В останні роки АТ-друк металами став популярним у багатьох галузях, уможливлючи будувати найскладніші за формою деталі, особливо в аерокосмічній, автомобільній, морській, військовій і медичній галузях. Металеві матеріали для такої технології включають неіржавіючу крицю, стопи Co–Cr, алюмінієві, нікелеві та титанові стопи [5–7].

Перспективність АТ для виробництва деталей і заготовок із різних конструкційних матеріалів визначається не тільки скороченням матеріальних та енергетичних витрат, оскільки за традиційних технологій коефіцієнт використання матеріалу є достатньо низьким, а й істотним підвищенням виходу придатного під час виготовлення виробів і деталей складної форми. Нова технологія дає змогу створювати унікальні інженерні компоненти з інноваційною мікроструктурою та характеристиками для різних застосувань, у тому числі з алюмінієвих стопів.

В даний час на ринку адитивного виробництва поширеним алюмінієвим матеріалом є термічно зміцнюваний стоп AlSi10Mg, який характеризується високою технологічністю з точки зору АТ-друку [8, 9].

З розвитком технологій адитивного виробництва металів, зокрема таких як селективне лазерне топлення (SLM, СЛТ), з'явилася можливість виробляти деталі складної конфігурації зі стопу AlSi10Mg більш ефективним й універсальним способом замість традиційних процесів лиття.

Цей матеріал став об'єктом численних досліджень через його чудову формозмінність у процесі СЛТ. Така технологія адитивного виробництва уможливляє здійснювати прямий друк металевого компонента безпосередньо з тривимірної системи автоматизованого проєктування (САПР) шляхом швидкого та точного топлення шарів металевого дрібнодисперсного порошку за допомогою потужного лазерного променя. Через нестаціонарну взаємодію лазерного променя із шаром порошку в процесі СЛТ виникає високий градієнт температури (до 10^5 °C/м) і висока швидкість охолодження (до 10^6 – 10^8 °C/с). Таким чином, процес СЛТ, для якого характерні надзвичайно швидка кристалізація та висока швидкість охолодження, має великий потенціал для модифікування евтектичної фази Si в стопах системи Al–Si–Mg. Варіюванням параметрів даного процесу можна істотно впливати на подрібнення евтектичного Si і на одержувані в результаті мікроструктури та механічні властивості готових компонентів зі стопу AlSi10Mg.

Численні дослідження в основному зосереджено на вивченні

впливу на властивості друкованих зразків з цього стопу таких технологічних параметрів СЛТ, як потужність лазера, швидкість сканування, розмір штрихування, товщина шару порошку й орієнтація друку, які є найбільш впливовими. Крім цього, до проблем, які все ще серйозно обмежують розвиток і масштабне впровадження АТ-виробництва та потребують подальших експериментальних досліджень, належать такі: анізотропія мікроструктури та механічних властивостей, макродефекти, включаючи дефекти неповного топлення, пори, шерсткість поверхні та високий рівень залишкових напружень розтягування. Ці дефекти значною мірою понижують втомну довговічність металевих виробів.

В даний час залишкові дефекти та напруження в основному усуваються подальшим термічним обробленням, яке дає змогу значно поліпшити комплекс механічних властивостей (межу плинності, міцність на розтяг, пластичність і довговічність). Основну увагу в опублікованій літературі присвячено таким традиційним видам пост-термічного оброблення СЛТ-AlSi10Mg, розробленим для ливарних стопів, як термічне оброблення до максимальної міцності (Т6, штучне старіння) [10], природнє старіння (Т4) [11], зняття напружень (Т5) і відпал (О) [12]. Враховуючи значну різницю характеристик твердіння (цикли нагрівання й охолодження), температурних градієнтів і мікроструктур СЛТ і ливарного стопу AlSi10Mg, традиційні види термічного оброблення необов'язково можуть аналогічним чином впливати на структуру та властивості виробів, виготовлених адитивним способом. Яскравим прикладом тут є використання традиційного термооброблення Т6, яке може за деякими даними розм'якшувати СЛТ-стоп AlSi10Mg. Розуміння механізмів термічного впливу на структурно-фазові стани СЛТ-матеріалів в залежності від режимів, стратегії АТ-друку, конфігурації деталі й інших чинників уможливить цілеспрямовано керувати механічними властивостями готових виробів.

Метою даної роботи є дослідження впливу різних режимів термічного оброблення на структуру, фазовий склад і мікромеханічні властивості стопу AlSi10Mg, виготовленого за СЛТ- та ливарною (ЛВ) технологіями.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки стопу AlSi10Mg у вигляді паралелепіпеда розмірами $20 \times 10 \times 5$ мм (рис. 1, а) та густиною у $2,66 \text{ г/см}^3$ виготовлено за технологією селективного лазерного топлення порошку на принтері Alfa-150D компанії «АЛТ України». Принципову схему друку та технічні характеристики використаного принтера наведено в [13].

Як вихідний матеріал використано сферичний порошок стопу AlSi10Mg з розмірами частинок у діапазоні 20–63 мкм. Пристрій

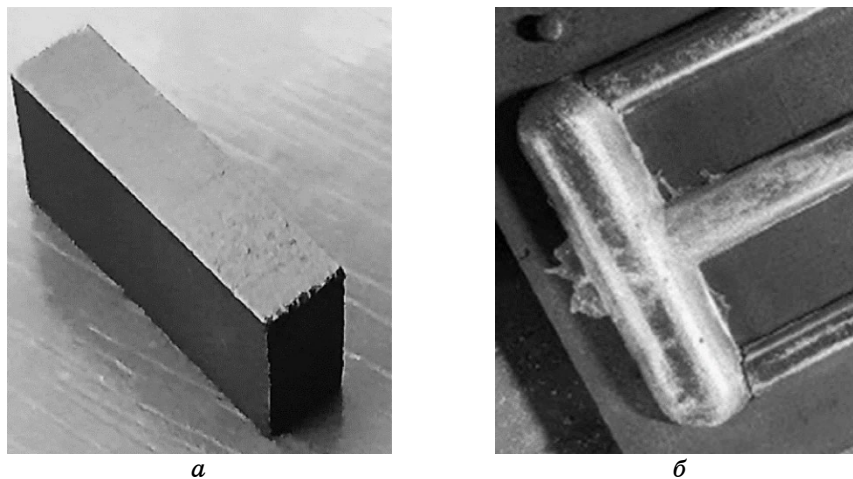


Рис. 1. Зовнішній вигляд досліджуваних зразків сплаву AlSi10Mg, виготовлених за різними технологіями: СЛТ (а), ЛВ (б).

Fig. 1. Appearance of the studied AlSi10Mg alloy samples fabricated by different technologies: SLM (a), CT (б).

Alfa-150D з розміром робочого поля 150×150×180 мм оснащено волоконним ітербійовим лазером з повітряним охолодженням і номінальною потужністю у 200 Вт, діаметром лазерного променя у ≈ 45 мкм і довжиною хвилі у 1070 ± 2 нм. Параметри, використані для виготовлення зразків: швидкість сканування — 500 мм/с, товщина шару — 25 мкм і віддаль штрихування — 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилося в інертному середовищі Ar [14].

За технологією ЛВ зразки сплаву AlSi10Mg одержано литтям у кокиль з відходів сплаву А356.0 (АК7), чистого алюмінію марки А5 та лігатури AlSi20 і AlMg10 промислового виробництва. Топлення проводилося у лабораторній печі опору у валуновому тиглі. Для приготування розтопу шихта розміщувалася всередині печі та поступово нагрівалася з нею до температури у $750 \pm 10^\circ\text{C}$. Далі розтоп переміщувався та після видалення оксидної плівки з поверхні охолоджувався до 720°C , надалі заливався у підігріту до 120°C форму з криці. В результаті одержано виливок циліндричної форми діаметром у 10 мм і висотою у 100 мм (рис. 1, б), з якого вирізалися зразки товщиною у 5 мм для подальших досліджень.

Хімічний склад двох серій зразків визначено методом рентгенофлюоресцентної аналізи та наведено в табл. 1.

Міряння мікротвердості поверхні проводилося за Віккерсовою методою з використанням приладу LHSV-1000Z із навантаженням у 100 г. За величиною мікротвердості H_μ з урахуванням табличних значень Пуассонового коефіцієнта ($\nu = 0,33$) та модуля Юнга

ТАБЛИЦЯ 1. Хемічний склад зразків стопу AlSi10Mg.

TABLE 1. Chemical composition of AlSi10Mg alloy.

Метод одержання	Вміст, % ваг.				
	Al	Si	Mg	Fe	Mn
СЛТ	88,065 ± 0,167	10,505 ± 0,132	0,718 ± 0,128	0,210 ± 0,009	0,502 ± 0,012
ЛВ	88,451 ± 0,264	9,819 ± 0,160	0,550 ± 0,227	0,726 ± 0,010	0,454 ± 0,08

($E = 70$ ГПа) розраховано межу плинності $\sigma_{0,2}$ [15], характеристику пластичності за Ю. В. Мільманом δ_H , межу міцності σ_S [16], пружню деформацію ϵ_e та пластичну деформацію ϵ_p [17] за формулами, яких наведено в [18].

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопа iScore IS.1053-PLMi зі збільшеннями $\times 200$, $\times 500$ т. Для цього поліровані зразки стопу AlSi10Mg проявляли в 1%-водному розчині HF. Використано також сканувальний електронний мікроскоп TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків пришвидшувальна напруга становила 20 кВ.

Для рентгеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінення CuK_α): інтервал кутів — $2\Theta = 20^\circ\text{--}120^\circ$, крок реєстрації — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с. Для аналізу одержаних рентгенівських спектрів, розрахунку розміру областей когерентного розсіяння (ОКР), ступеня деформації кристалічної ґратниці ϵ та кількісної фазової аналізу використано програмне забезпечення PDXL, міжнародну базу даних дифракції ICDD (PDF-2 (2024)). Кількісну фазову аналізу проведено методом RIR (reference intensity ratio), яка полягає у порівнянні відношення інтенсивності найбільш сильних рефлексів фази та корунду в їхній суміші з масовими частками.

Визначення величини напружень першого роду проведено методом $\sin^2\psi$ за зміною кутового положення дифракційного максимуму Al(420) для значень кутів $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$. 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. Оброблення одержаних даних проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku residual stress analysis.

Нагрівання зразків проводилося в лабораторній печі опору до температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж однієї години; витримка за цієї ж температури складала 6 годин з подальшим пічним охолодженням або 1,5 години з гартуванням у воду. Штучне старіння упродовж 10 годин відбувалося за температури у $150 \pm 5^\circ\text{C}$. Для позначення тех-

ТАБЛИЦЯ 2. Класифікація ливарних Al-спів за стандартом EN1780.**TABLE 2.** Classification of cast Al-alloys according to EN 1780 standard.

Стан	Позначення
лиття під тиском	D
кокільне лиття	K
лиття в оболонкові форми	L
лиття в піськово-глинисту форму	S
литий	F
відпалений	O
контрольовано охолоджений після лиття та природньо зістарений	T1
загартований та природньо зістарений	T4
контрольовано охолоджений після лиття та штучно зістарений або перестарілий	T5
загартований і штучно зістарений	T6
загартований і штучно недозістарений	T64
загартований і штучно перестарілий (стабілізований)	T7

нологічного стану алюмінієвих спів використовувався стандарт EN1780 (табл. 2) [19].

Після відокремлення від платформи побудови СЛТ-заготівки стопу AlSi10Mg розділено на дві серії: першу використовували для досліджень у вихідному стані, другу — для досліджень після термічного оброблення, яке проводили за режимами, зазначеними в табл. 3 (відповідно до стандарту EN1780). Виливки стопу AlSi10Mg також ділилися на 2 серії, одна з яких піддавалася термічному обробленню за аналогічними режимами. Позначення цих зразків також представлено в табл. 3.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

З метою оцінки впливу термооброблення на механічні характеристики вихідних зразків AlSi10Mg проведено міряння мікротвердості за Віккерсом, результати яких проілюстровано на рис. 2, а з урахуванням різних технологій виробництва — СЛТ і ЛВ. За одержаними величинами мікротвердості розраховано межу плинності $\sigma_{0,2}$, межу міцності σ_s , характеристику пластичності δ_H , пружну деформацію ε_e і пластичну деформацію ε_p . Результати розрахунків представлено в табл. 4.

Для зразка СЛТ у вихідному стані характерні найвищі значення мікротвердості у 1,38 ГПа, межі міцності та плинності — у 0,79 ГПа і 4,15 ГПа відповідно, але найменше значення — у харак-

ТАБЛИЦЯ 3. Режими термічного оброблення ступу AlSi10Mg.

TABLE 3. Heat treatment regimes of AlSi10Mg alloy.

селективне лазерне топлення порошку		
1	вихідний стан	СЛТ
2	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 6 годин з пічним охолодженням	СЛТ-О
3	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду	СЛТ-Т4
4	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з гартуванням у воду й наступним штучним старінням за температури у $150 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 10 годин з охолодженням на повітрі	СЛТ-Т6
ливарне виробництво		
5	вихідний стан (кокільне лиття)	ЛВ(К)
6	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 6 годин з пічним охолодженням	ЛВ-О
7	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду	ЛВ-Т4
8	відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з гартуванням у воду й наступним штучним старінням за температури у $150 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 10 годин з охолодженням на повітрі	ЛВ-Т6

теристики пластичності. Водночас пружня деформація ε_e максимальна, а пластична ε_p — мінімальна серед усіх досліджених станів.

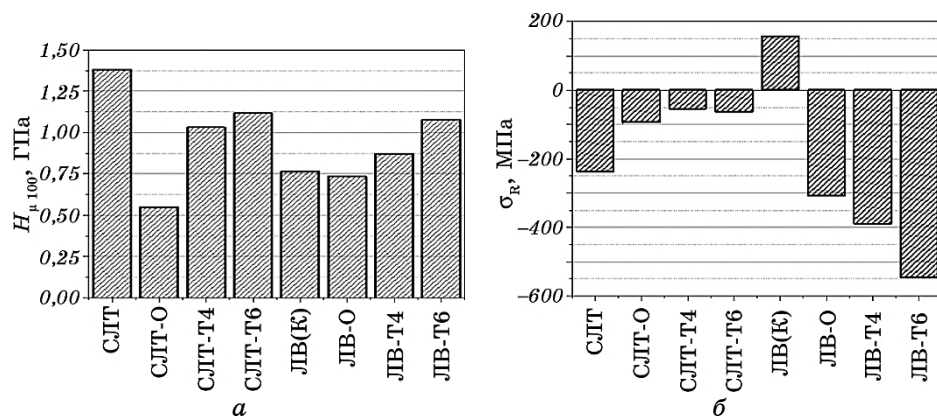


Рис. 2. Зміна мікротвердості (а) та залишкових напружень першого роду (б) у зразках ступу AlSi10Mg, одержаних СЛТ і ЛВ, після різних режимів термічного оброблення.

Fig. 2. Change in microhardness (a) and residual stress (b) in AlSi10Mg alloy samples obtained by SLM and casting after different thermal-treatment regimes.

ТАБЛИЦЯ 4. Механічні характеристики та ступінь деформації кристалічної ґратниці ступу AlSi10Mg після виготовлення та термічного оброблення.**TABLE 4.** Mechanical properties and crystal-lattice deformation in AlSi10Mg alloy after manufacturing and thermal treatment.

№	Оброблення	H_{μ} , ГПа	$\sigma_{0,2}$, ГПа	δ_H	σ_S , ГПа	H_M , ГПа	ε_e	ε_p
1	СЛТ	1,38	4,15	0,87	0,79	1,49	-0,010	-0,156
2	СЛТ-О	0,55	1,65	0,95	0,24	0,59	-0,004	-0,164
3	СЛТ-Т4	1,03	3,09	0,90	0,53	1,11	-0,007	-0,160
4	СЛТ-Т6	1,12	3,35	0,90	0,59	1,21	-0,008	-0,159
5	ЛВ(К)	0,76	2,29	0,93	0,36	0,82	-0,005	-0,162
6	ЛВ-О	0,735	2,21	0,93	0,34	0,79	-0,005	-0,162
7	ЛВ-Т4	0,873	2,62	0,92	0,43	0,94	-0,006	-0,161
8	ЛВ-Т6	1,08	3,24	0,90	0,57	1,16	-0,008	-0,159

Термічне оброблення істотно впливає на усі механічні характеристики зразків AlSi10Mg, виготовлених як СЛТ, так і ЛВ. Для СЛТ значення мікротвердості усіх термооброблених зразків нижче, ніж для вихідного стану. Оскільки зразок піддається термообробленню за температури у 520°C упродовж 6 годин (СЛТ-О), відбувається різке пониження як мікротвердості до 0,55 ГПа, так і меж міцності та плинності (0,24 ГПа і 1,65 ГПа відповідно), а пластичність збільшується на $\cong 10\%$. Після відпалу за температури у 520°C упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду (СЛТ-Т4) мікротвердість збільшується вдвічі порівняно з СЛТ-О, зростають значення й меж міцності та плинності, але вони залишаються меншими, ніж для вихідного стану СЛТ; характеристика пластичності відповідно дещо зменшується. Якщо застосувати штучне старіння (СЛТ-Т6) за температури у 150°C упродовж 10 годин після гартування, то можна ще додатково підвищити мікротвердість, межу плинності, межу міцності, не зменшуючи характеристику пластичності.

Для ливарного ступу вплив термооброблення проявляється іншим чином. У вихідному стані мікротвердість дорівнює 0,76 ГПа, і після відпалу за температури у 520°C упродовж 6 годин (ЛВ-О) такого різкого зменшення мікротвердості, як для зразка СЛТ-О, не спостерігається, як і інших механічних характеристик. Слід зазначити, що після цього оброблення мікротвердість (0,735 ГПа), межа міцності (0,34 ГПа) і межа плинності (2,21 ГПа) ЛВ-ступу мають вищі значення, ніж для СЛТ-ступу, а характеристика пластичності для ЛВ-О (0,93 ГПа) не відрізняється істотно від СЛТ-О (0,95 ГПа). Після гартування (ЛВ-Т4) механічні характеристики поліпшуються, а після гартування та штучного старіння (ЛВ-Т6) наближаються до значень, характерних для СЛТ-Т4 та СЛТ-Т6.

Такі механічні характеристики пояснюються особливостями напруженого стану (рис. 1, б) та мікроструктури (рис. 3–10) зразків стопу AlSi10Mg , яких виготовлено за різними технологіями. На рисунках 3, 4 наведено дані оптичної мікроскопії для всіх досліджених зразків, а на рис. 5–9 — дані електронної мікроскопії для зразків СЛТ з відповідними мапами розподілу хемічного складу. На рисунку 10 представлено мікроструктуру вихідних зразків СЛТ і ЛВ, а також після термічного оброблення Т6. Більш детальне порівняння розміру та морфології включень Si після термічного оброблення Т6 проілюстровано на рис. 11. В таблиці 5 наведено хемічний склад СЛТ-твердого розчину за даними мікрорентгеноспектральної аналізи.

Вихідний стан. На рисунку 3, а представлено оптичну мікрофотог-

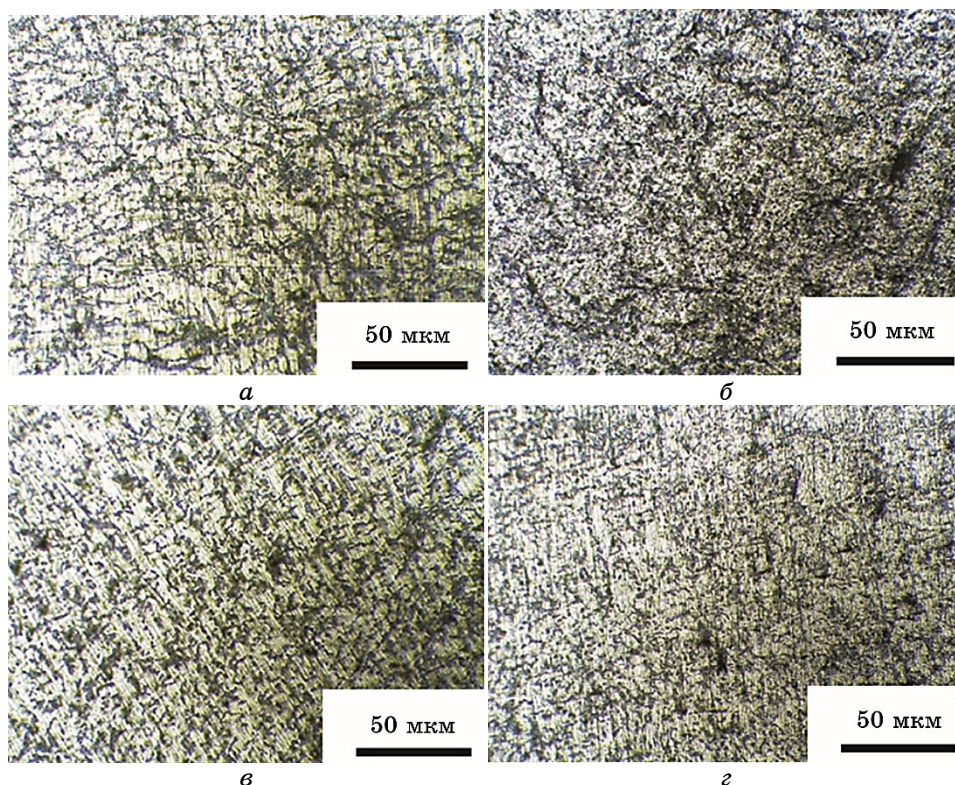


Рис. 3. Морфологія поверхні ЛВ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (а) та після термічного оброблення: ЛВ-О (б), ЛВ-Т4 (в), ЛВ-Т6 (г); збільшення $\times 200$.

Fig. 3. Surface morphology of the cast AlSi10Mg alloy in the as-received state (а) and after heat treatment: cast-as-cast (б), cast-T4 (в), cast-T6 (г); magnification $\times 200$.

рафію мікроструктури виливка AlSi10Mg, яка характеризує шлях твердіння. Дендритна фаза α -Al (світлий контраст) являє собою вихідну тверду речовину, за якою слідує утворення крупнозернистих фаз Si (проміжний контраст) і Fe-вмісних фаз (темний контраст). В литому стані стоп Al10SiMg характеризується класичною дендритною будовою. Абсолютно переважну більшість зерен представлено дендритами другого порядку, протяжність яких може сягати 200 мкм, а ширина — 50 мкм і менше.

Загалом мікроструктуру можна назвати рівномірною завдяки близьким розмірам і конфігурації дендритів, а також доволі рівномірному розподілу евтектичних ділянок. Переважна більшість евтектичних об'ємів знаходиться між дендритними гілками окремих зерен. Міждендритні об'єми не утворюють малосприятливих скуп-

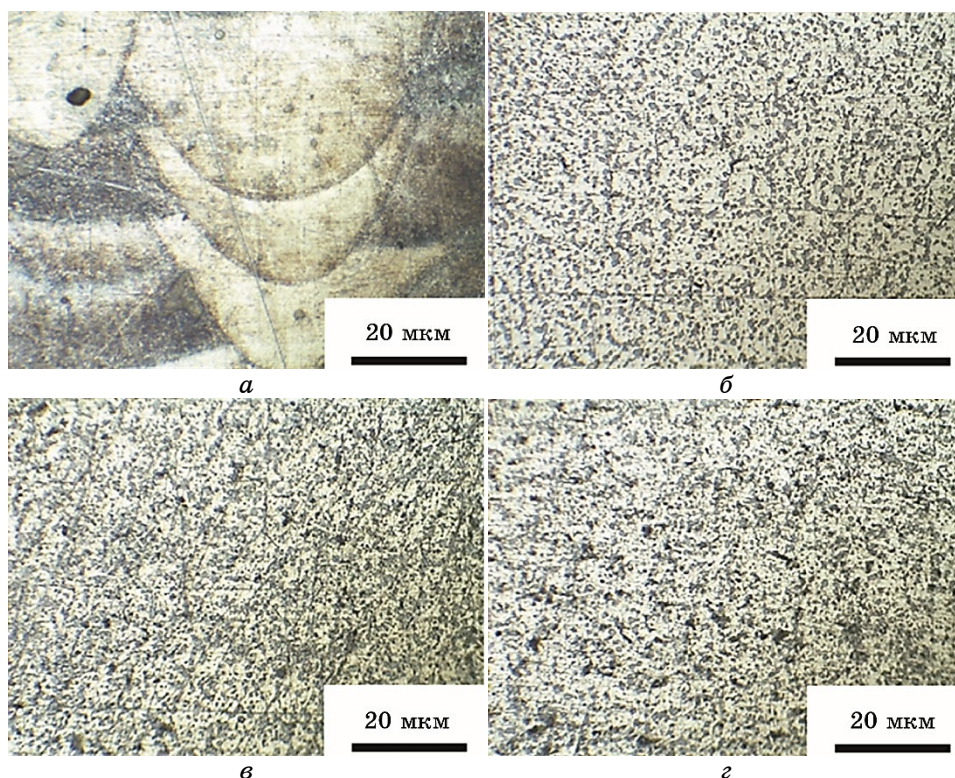


Рис. 4. Оптичні мікрофотографії СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (а) та після термічного оброблення: СЛТ-О (б), СЛТ-T4 (в), СЛТ-T6 (г); збільшення $\times 500$.

Fig. 4. Optical micrographs of SLM AlSi10Mg alloy in the as-built state (а) and after heat treatment: SLM-as-built (б), SLM-T4 (в), SLM-T6 (г); magnification $\times 500$.

чень, мають розміри до 50 мкм за більшою видимою на площі шліфа стороною. Для цього стану характерні залишкові макронапруження розтягу (рис. 1, б).

За умов СЛТ-стопу AlSi10Mg через швидке нагрівання й охолодження (10^6 – 10^8 °C/с), на відміну від більшості традиційних процесів литва, де швидкість охолодження становить близько 10^2 °C/с або менше [20], формується ультратонка метастабільна комірчасто-дендритна мікроструктура у вигляді «риб'ячої луски» із середнім розміром комірок у 1 мкм (рис. 4, а).

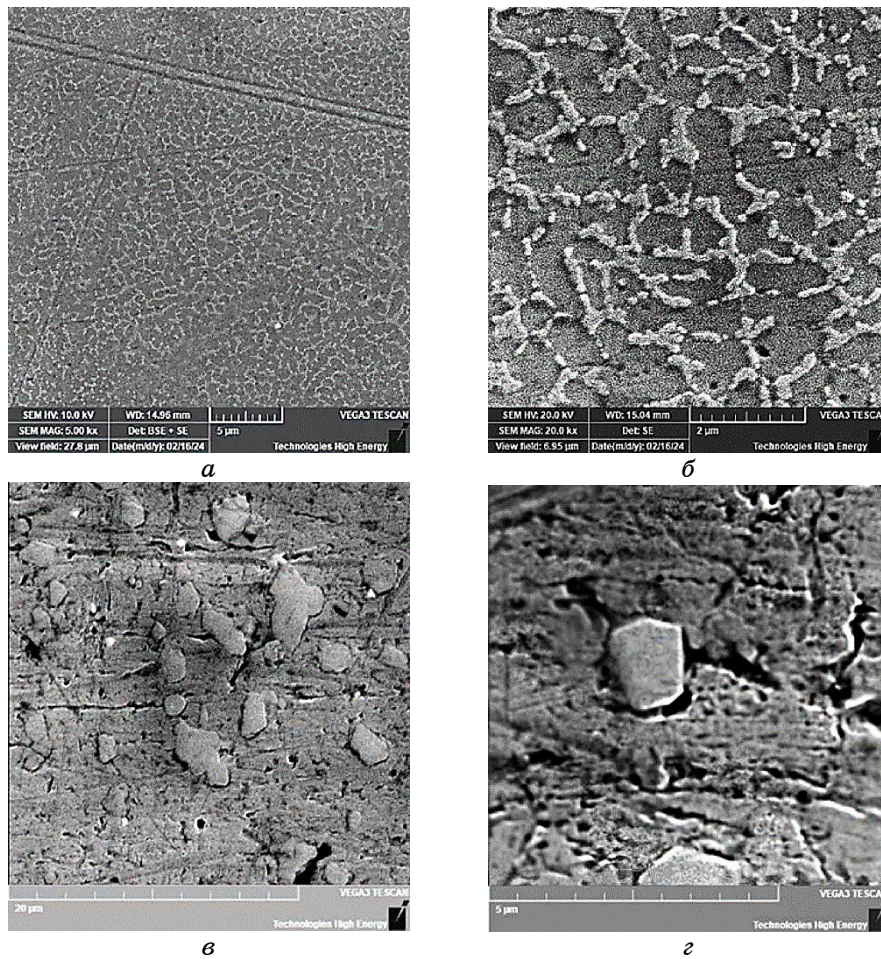


Рис. 5. Мікроструктура СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (*а*, *б*) та після термічного оброблення СЛТ-О (*в*, *г*).

Fig. 5. Microstructure of SLM AlSi10Mg alloy in the as-built state (*a*, *б*) and after thermal treatment SLM-as-built (*в*, *г*).

Межі комірок складаються з взаємопов'язаної мережі, що включає евтектичні частинки Si та невелику кількість фази Mg_2Si (рис. 7, *а*). Окремі частинки Si спостерігаються також всередині комірок $\alpha-Al$, які утворилися в процесі швидкої кристалізації твердого розчину за умов, коли Si не встигає виділитися з розтопу на периферію зерен Al. В той самий час дрібнодисперсні включення, що містять Mg, розташовуються тільки в межах евтектики.

Усередині басейнів розтопу формується розвинута дуже тонка дендритна структура матриці $\alpha-Al$, обмежена волокнистою сіткою

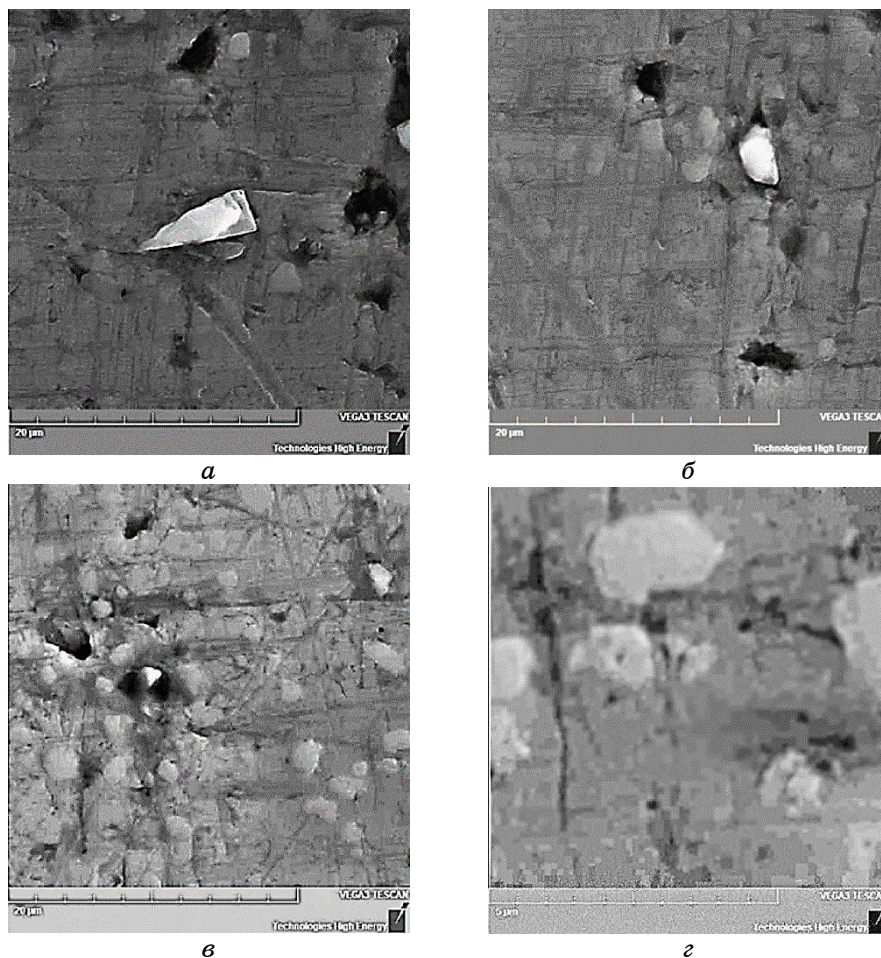


Рис. 6. Мікроструктура СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення СЛТ-4 (*а, б*) та СЛТ-6 (*в, г*).

Fig. 6. Microstructure of SLM AlSi10Mg alloy after thermal treatment SLM-T4 (*a, б*) and SLM-T6 (*в, г*).

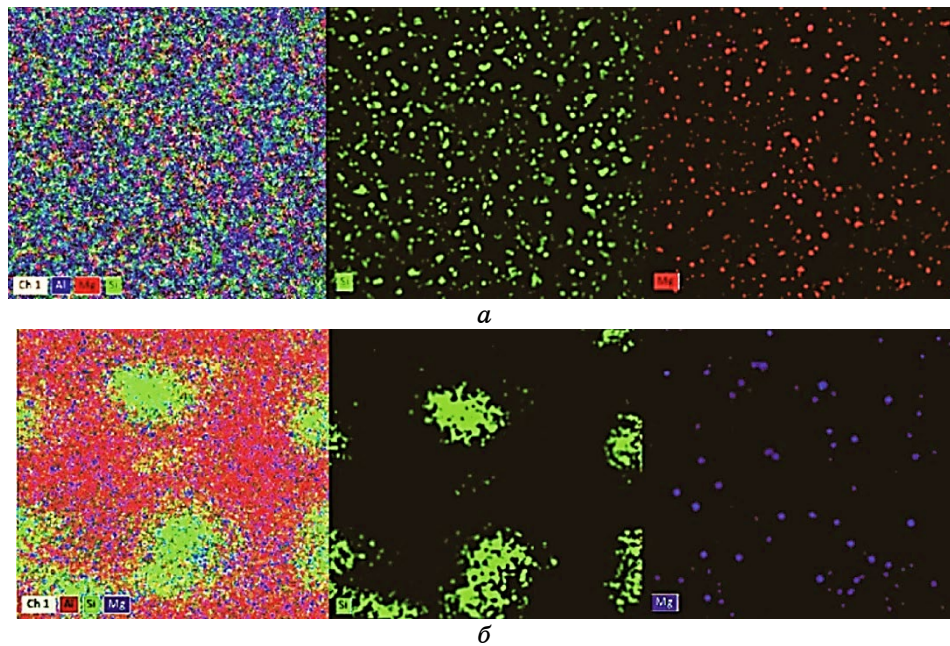


Рис. 7. Мапи розподілу хемічного складу СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (а) та після термічного оброблення СЛТ-О (б) відповідно до рис. 5.

Fig. 7. Chemical composition distribution maps of SLM AlSi10Mg alloy in the as-built state (a) and after thermal treatment SLM-as-built (b) according to Fig. 5.

евтектичної фази Si. На відміну від мікроструктури виливків зі стопу AlSi10Mg, де великі стрижнеподібні або голчасті частинки Si осідають у матриці Al (рис. 10, з), в СЛТ-зразках сформована евтектична мікроструктура (рис. 5, а) містить дуже дрібні частинки Si (рис. 7, а). Розмір евтектичної сітки значно більший у литому матеріалі порівняно з аналогом СЛТ. За даними різних авторів довжина евтектичних виділень у ЛВ-стопах складає декілька десятків мкм, ширина — порядку 1 мкм, розмір дендритів — близько 1 мкм, віддалі між дендритами — 70 мкм [21, 22]. На відміну від цього, для СЛП-зразків AlSi10Mg характерна дрібнодисперсна волокниста сітка Si в матриці Al (ширина волокон складає 0,2 мкм, а розмір дендритів — 0,1 мкм), що позитивно впливає на механічні властивості, тоді як наявність у мікроструктурі литих стопів Al–Si–Mg крупнозернистого та голчастого евтектичного кремнію, як крихкої фази, вважається основним чинником погіршення механічних властивостей (пластичності та в'язкості) стопу.

Надзвичайно тонка мікроструктура, подрібнення зерна та, як наслідок, великий об'єм меж зерен є основними чинниками для обмеження руху дислокацій і, отже, високої міцності СЛТ-зразків

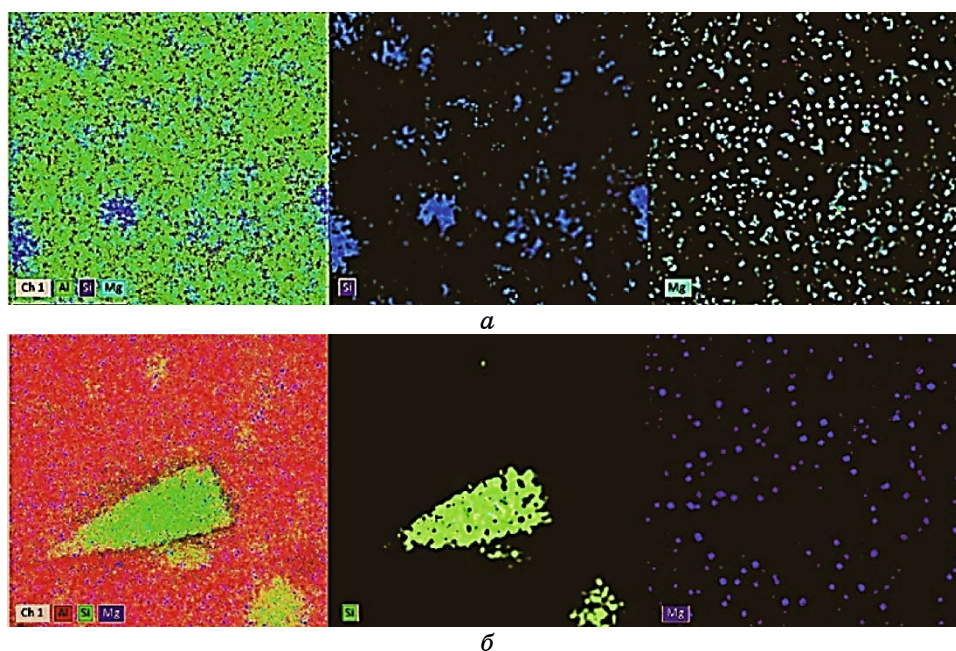


Рис. 8. Мапи розподілу хемічного складу СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення СЛТ-T4 (а) та морфологія включення Si (б) відповідно до рис. 6, а.

Fig. 8. Chemical composition distribution maps of SLM AlSi10Mg alloy after heat treatment SLM-T4 (a) and morphology of Si inclusions (б) according to Fig. 6, a.

AlSi10Mg порівняно з ЛВ. Зменшення розміру зерна зумовлює зменшення віддалі між частинками Si, збільшення інтерфейсу Al-Si і ефективне гальмування руху дислокацій. Більш того, у вихідному SLM-зразку AlSi10Mg спостерігаються залишкові макронапруження стиснення, що також підвищує міцність.

У рівноважному стані бінарної системи Al-Si максимальна розчинність Si у α -Al становить 1,65% за температури у 577°C. Однак у процесі СЛТ висока швидкість охолодження сприяє збільшенню кількості Si в α -Al до $\cong 8\%$ ваг. (табл. 5), що створює пересичену структуру твердого розчину на основі Al.

Термічне оброблення на твердий розчин (О). Вплив відпалу за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 6 годин з пічним охолодженням на мікроструктуру ЛВ- та СЛТ-стопів AlSi10Mg показано на рис. 3, 4, б. Процес термічного оброблення гомогенізує структуру, змінює морфологію евтектичного Si. В результаті мікротвердість СЛП-зразка різко зменшується.

Термічне оброблення литого стопу також зумовлює розчинення

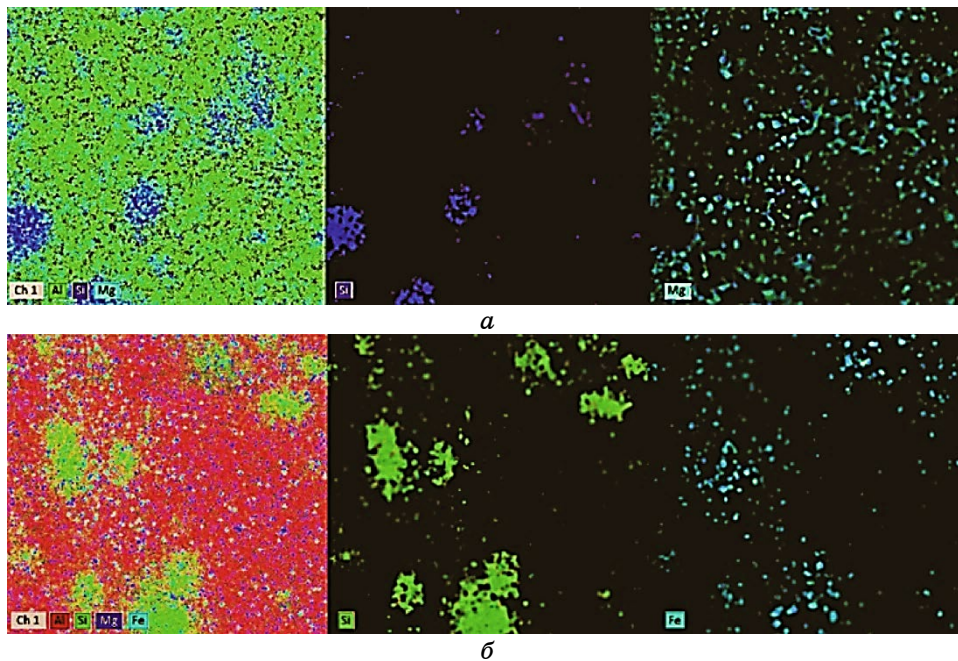


Рис. 9. Мапи розподілу хемічного складу СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення СЛТ-T6: сферичні включення Si та розподіл Mg (а), частинки Si різного розміру в процесі сфероїдизації та розподіл Fe (б) відповідно до рис. 6, б.

Fig. 9. Chemical composition distribution maps of SLM AlSi10Mg alloy after thermal treatment SLM-T6: spherical Si inclusions and Mg distribution (a), Si particles of different sizes during spheroidization and Fe distribution (b) according to Fig. 6, b.

вторинних гілок дендритів і розвинення рівновісної зернистої структури (рис. 3, б). В СЛТ-стопі після такого термооброблення спостерігаються зростання зерен і поступовий розпад коміркової структури — рисунок «риб'ячої луски» та структура басейнів розтопу зникають. Взаємопов'язана сітчаста структура (тобто межі комірок) евтектичного Si коралової форми трансформується в бімодальний розподіл великих (4–5 мкм) і дрібних (1–2 мкм) частинок Si довільної форми, які нерівномірно розподілені в матриці Al (рис. 4, б). Ця морфологічна трансформація є наслідком поверхневої й об'ємної дифузії елементів Mg і Si в матриці.

Фрагментація евтектичного Si й анігіляція дислокацій значно погіршують механічні властивості (наприклад, мікротвердість) стопу AlSi10Mg. Може бути деякий незначний ефект, викликаний твердорозчинним зміцненням через відмінність в атомних радіусах Si

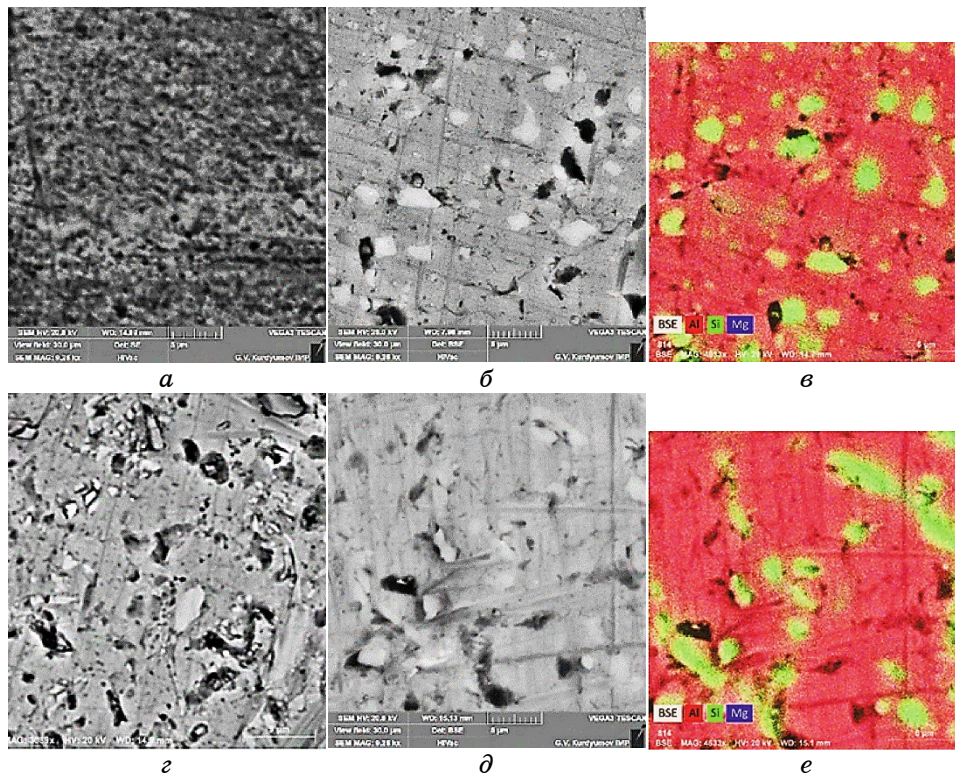


Рис. 10. Порівняння впливу термічного оброблення T6 на морфологію включень Si для сплаву AlSi10Mg, одержаного СЛТ (а–в) та ЛВ (г–е): вихідний стан (а, г), T6 (б, д), мапи розподілу хемічного складу після T6 (в, е).

Fig. 10. Comparison of the effect of T6 thermal treatment on the morphology of Si inclusions for AlSi10Mg alloy obtained by SLM (a–в) and casting (г–е): as-built state (а, г), T6 (б, д), chemical composition distribution maps after T6 (в, е).

(0,118 нм) і Al (0,143 нм), що створює поле деформацій у кристалічній структурі сплаву; однак втрата міцності через ріст зерна переважає.

Отже, дуже тонка комірчаста структура, одержана завдяки високій швидкості твердіння за умов адитивного лазерного виробництва, не зберігається після термічного оброблення на твердий розчин, і мікротвердість сплаву зменшується практично втричі ($v \approx 2,8$ разів). Коміркова мережа руйнується, а частинки евтектики Si неправильної геометричної форми мають різний розмір від 1–4 мкм, деякі укрупнюються до 5–6 мкм (рис. 5, б). Концентрація Si в Al-матриці досягає 12,4% ваг. (табл. 5). Термооброблення на твердий розчин понижує залишкові макронапруження стиску (рис. 2, б), що виникають в процесі СЛТ; в результаті пластичність зразків AlSi10Mg зростає.

Після відпаду стінки евтектики Si у литому AlSi10Mg повністю

ТАБЛИЦЯ 5. Хемічний склад СЛМ-зразків за даними мікрорентгеноспектральної аналізи.**TABLE 5.** Chemical composition of SLM samples based on micro-x-ray spectral analysis.

Стан зразка	Вміст елементів, % ваг.		
	Al	Si	Mg
СЛТ	91,69	7,53	0,78
СЛТ-О	86,77	12,54	0,69
СЛТ-Т4	89,91	9,48	0,61
СЛТ-Т6	87,95	11,40	0,65

зникають, а в мікроструктурі виникають дисперговані виділення Si, розмір яких більший, ніж у СЛТ-стопі. Також спостерігається певна перебудова структури. Внутрішні напруження розтягу, перенасиченість Силіційом твердого розчину, дефектність структури, які виникли під час кристалізації, поступово зникають від тривалого впливу високої температури, і на якийсь момент лита структура стопу нібито зникає. Натомість, формуються області, розділені найбільш крупними евтектичними об'ємами, що також включають фази з Mg та Fe, всередині яких залишається дендритна будова, яку складно розгледіти через рівномірний перерозподіл Si та заокруглення дендритів. Значної зміни мікротвердості порівняно із вихідним станом не спостерігається. Через високу термостабільність інтерметалідних фаз (Mg_2Si та голчасті інтерметалідні фази, збагачені на Fe), наявних у мікроструктурі литого стопу, оброблення на твердий розчин може не змінювати кількість і розмір таких фаз.

Термічне оброблення Т4. Розглянемо наслідки впливу термооброблення за температури у $520 \pm 10^\circ C$ упродовж 1,5 годин з наступним гартуванням у воду. Після швидкого охолодження, оскільки немає часу для виділення розчинених частинок та інших легувальних елементів з алюмінієвої матриці, утворюється нестабільний перенасичений твердий розчин на основі Al. Дійсно, цілями загартування є: (i) запобігання процесам передчасного виділення для збереження максимального дисперсійного зміцнення твердого розчину, (ii) утворення перенасиченого твердого розчину за температур навколишнього середовища, (iii) уловлювання якомога більшої кількості вакансій у межах атомарної ґратниці [23].

Загалом структура зразка СЛТ після гартування Т4 (рис. 4, а) нагадує попередню структуру після відпалу (рис. 4, б); проте через набагато менший час витримки стопу за високої температури весь надлишковий Si не встигає виділитись із матриці та перерозподілитись із подальшим переміщенням до меж зерен твердого розчину. Таким чином, для СЛТ-зразків саме структура гартування може вва-

жатися перехідною. В процесі такого режиму нагріву й охолодження характер зростання частинок евтектичного Si сильно анізотропний, що приводить до утворення граней із гострими краями. Приклад такої частинки трикутної форми найбільшого розміру у 6 мкм, що щільно оточена частинками фази Mg_2Si , наведено на рис. 6, а.

Термооброблення за режимом Т4 забезпечує другий за твердістю стан для ЛВ- та СЛТ-зразків. Водночас зміцнення СЛТ-стопу відбувається набагато сильніше, ніж ЛВ-стопу, через сукупність наступних чинників: незначне врівноваження структури, збереження перенасиченого твердого розчину на основі Al, більш глобулярна форма кремнієвих частинок і наявність на їхніх межах частинок Mg_2Si (рис. 8, а), які істотно понижують розбіжність між кристалічними ґратницями Si та Al.

Структура перенасиченого твердого розчину є нестабільною; тому після гартування та штучного старіння за проміжних температур надлишок елементів буде видалений з насиченого (і нестабільного) твердого розчину у вигляді зміцнювальних виділень і розчин стане більш стабільним, підвищуючи міцність стопу.

Концентрація Si в твердому розчині зменшується до $\cong 9,5\%$ ваг. Розмір інтерметалідних частинок стає меншим після оброблення Т4; вони розташовуються в основному по межах зерен (рис. 8, б). У той час, як і для випадку їхнього ЛВ-аналогу, ці частинки проходять через стадію укрупнення та досягають діаметра в кілька мікрометрів. Гартування литого зразка проявляється і в загальному зменшенні розмірів евтектичних ділянок (рис. 3, в). Після гартування величина залишкових напружень стиснення збільшується (рис. 1, б), що також сприяє підвищенню мікротвердості ЛВ-зразків.

Термічне оброблення Т6. Такий тип термічного оброблення на твердий розчин з наступним гартуванням у воді та штучним старінням за проміжних температур є найбільш поширеним і застосовується для модифікування мікроструктури та механічних властивостей стопу $AlSi10Mg$ оскільки поліпшує пластичність без істотної втрати міцності на розтяг/вигин. Відповідний механізм забезпечується сфероїдизацією виділень Si. Коли стоп $AlSi10Mg$ витримується упродовж деякого часу за температури розчинення, евтектична структура Si в пористій сітці фрагментується на вершинах і гранях кристалів, а внаслідок твердофазної само- та/або взаємної дифузії його атомів відбувається процес сфероїдизації [24–26].

Вплив термооброблення Т6 на мікроструктуру СЛТ-зразка показано на рис. 4, з, а також на рис. 6, б та рис. 9, а, б. Після Т6 розмір частинок Si є найменшим серед усіх досліджених режимів (рис. 4, з) і становить 1–2 мкм (рис. 6, б). Більш детальна аналіза свідчить, що, коли СЛТ-стоп $AlSi10Mg$ піддається такому термообробленню, частинки набувають округлої/овальної форми та нерівномірно дис-

перговані в матриці Al (рис. 6, б). Водночас вміст Mg є більшим на межах зерен матриці Al (рис. 9, а), оскільки Mg реагує з Si з утворенням частинок фази Mg_2Si , що саме й забезпечує зміцнення литих стопів Al–Si–Mg. Слід звернути увагу, що для випадку СЛТ-стопу добре фіксується наявність залізовмісних фаз (рис. 9, б) біля включень Si. Вважається, що процес СЛТ уможлиблює зменшити розмір і змінити форму інтерметалідів з високим вмістом Fe в порівнянні з традиційними методами [27]. За умов дрібнодисперсності та компактної морфології такі фази забезпечують додаткове зміцнення. Слід звернути увагу, що об'ємна частка ферумвмісних фаз збільшується (рис. 4, з) порівняно з іншими режимами термооброблення (рис. 4, б, в). Подібного ефекту для ЛВ-зразків не зафіксовано (рис. 3, б–з).

Відомо, що евтектичні частинки Si частково розчиняються, формуючи частинки округлої форми під час витримки за температури у $520^{\circ}C$ та штучного старіння через Оствальдів механізм [21, 28]. Атоми Si на поверхні дрібних частинок мають тенденцію відриватися та дифундувати до поверхні більших частинок. Більш енергетично стабільний стан досягається, коли великі частинки з меншим співвідношенням поверхні до об'єму і, отже, меншою поверхневою енергією, пов'язаною з поверхнею поділу між частинками Si та матрицею Al, наявні в структурі. Оскільки СЛТ-матриця залишається пересиченою (до 11,4% ваг., табл. 5) і частинки Si істотно розрізняються за розміром (рис. 6, б), то процес сфероїдизації не завершується, а більші за розміром частинки продовжуватимуть зростати під час подальшого природнього старіння за рахунок дрібніших частинок (рис. 9, б).

Частинки Si в термічно обробленому СЛТ-матеріалі більш дрібні та додатково сфероїдизовані (рис. 10, б, в) порівняно з термічно обробленим литим матеріалом (рис. 10, д, е). Це наочно ілюструють дані, наведені на рис. 11. Зазначений ефект тісно пов'язаний зі швидкістю охолодження під час твердіння і, отже, початковою мікроструктурою ЛВ- і СЛТ-матеріалів (рис. 10, а, з). За умов СЛТ завдяки вищій швидкості охолодження дендритний розмір менший, відповідно, і дифузійна віддаль менша, внаслідок чого тривалість стадії фрагментації (розпаду) Si-евтектики скорочується. Крім того, рушійна сила для дифузії атомів Si є більшою завдяки пересиченню твердого розчину під час охолодження (твердіння) матеріалу СЛТ.

Режим Т6 забезпечує найбільшу мікротвердість СЛТ- і ЛВ-зразків порівняно з іншими режимами оброблення. Водночас мікротвердість СЛТ-стопу є дещо вищою, ніж ЛВ-стопу, завдяки дії усіх перерахованих вище чинників. Однак максимального значення мікротвердості, притаманного вихідному стану СЛТ-зразка, не вдається досягти навіть після штучного старіння, оскільки специфічна мікроструктура типу «риб'ячої луски», що зафіксована без-

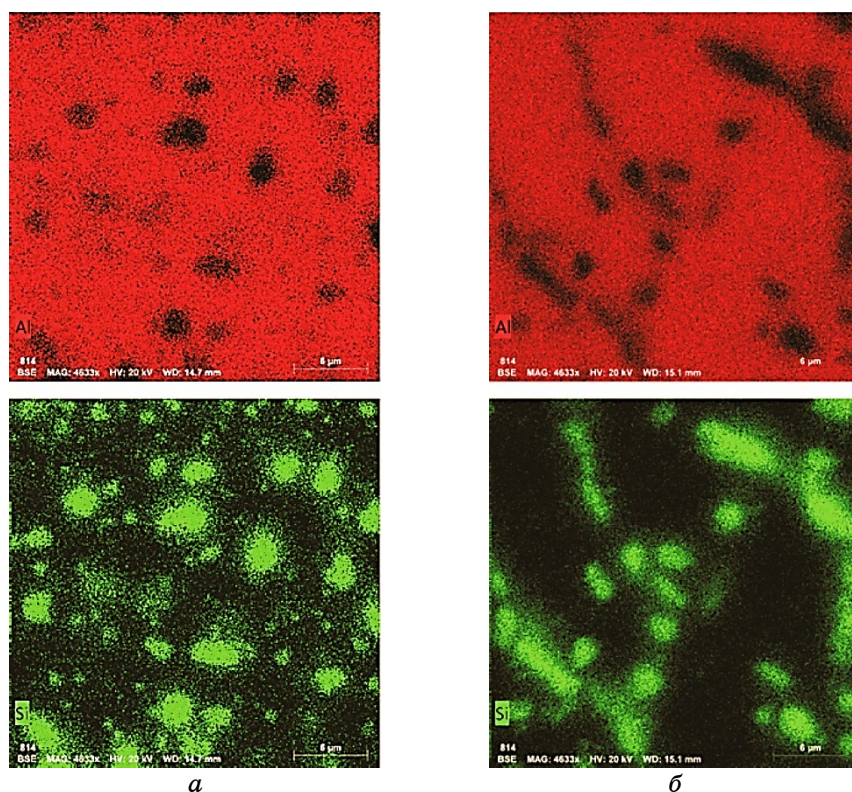


Рис. 11. Порівняння розміру та морфології включень Si після термічного оброблення T6 ступу AlSi10Mg, одержаного СЛТ (а) та ЛВ (б): мапи розподілу хемічного складу відповідають рис. 9, в та рис. 9, е.

Fig. 11. Comparison of the size and morphology of Si inclusions after T6 thermal treatment in AlSi10Mg alloy obtained by SLM (a) and casting (b): chemical composition distribution maps are shown in Fig. 9, в and Fig. 9, е.

ліччю нанорозмірних частинок Si, руйнується під час термічного впливу. Висока мікротвердість ЛВ-стопу після T6 в основному забезпечується максимальним значенням макронапружень стиснення (рис. 2, б), тоді як для СЛТ-стопу цей чинник практично не має значення. Тому доцільно розглянути зміни фазового складу після термічного оброблення ЛВ- та СЛТ-зразків і порівняти кількісний вміст фаз Mg та Fe, які можуть бути чинником додаткового зміцнення.

На рисунку 12, а наведено дифрактограми для СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення. У вихідному стані наявні виключно дифракційні максимуми від Al (PDF-2 ID: 03-065-2869, просторова група 225: $Fm-3m$)

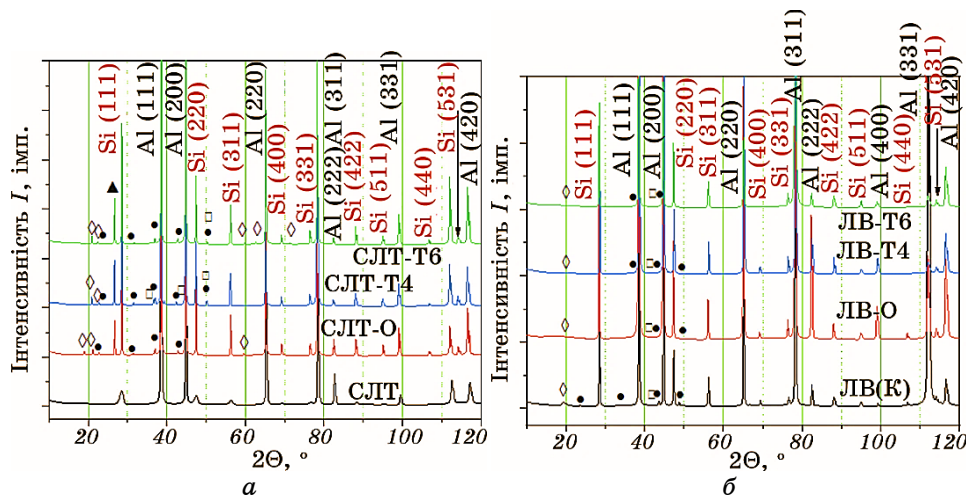


Рис. 12. Дифрактограми зразків сплаву AlSi10Mg, одержаних СЛТ (а) та ЛВ (б), у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення ($\square$ — Mg_2Si , $\bullet$ — $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, $\diamond$ — FeAl_3Si_2 , $\blacktriangle$ — Si).

Fig. 12. XRD patterns of AlSi10Mg alloy samples obtained by SLM (a) and casting (б) in the as-built condition and after various heat-treatment regimes ($\square$ — Mg_2Si , $\bullet$ — $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, $\diamond$ — FeAl_3Si_2 , $\blacktriangle$ —Si).

та Si (PDF-2 ID: 00-005-0565, просторова група 227: $Fd-3m$). За даними кількісної рентгенофазової аналізи вміст Si становить $\approx 11\%$ ваг. Розмір ОКР Al та Si становить 44 нм і 11 нм відповідно. Ступінь деформації кристалічної ґратки обох фазових складових дорівнює $\approx 0,1\%$ (табл. 6).

Після відпалу СЛТ-О додатково з'являються дифракційні максимуми від фаз Mg_2Si (PDF-2 ID: 01-079-5428, просторова група $Pnma$ (62)), $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ (PDF-2 ID: 01-071-4015, просторова група $Pm-3$ (200)), FeAl_3Si_2 (PDF-2 ID: 01-087-3224, просторова група $Pbcn$ (60)) та Si (PDF-2 ID: 01-080-4570, просторова група $I4/mmm$ (139)). Загальна кількість зміцнювальних фаз становить $\approx 9,5\%$ ваг. За такого оброблення розмір ОКР Al збільшується в 1,5 рази, а Si — майже в 7 разів порівняно із вихідним станом. Також вдвічі зменшується ступінь деформації кристалічної ґратки Al та Si (табл. 6). Зменшення розміру ОКР, ступеня деформації кристалічної ґратки та рівня стискальних макроскопічних напружень впливають на зменшення величини мікротвердості з 1,3 ГПа до 0,52 ГПа.

Наступне термічне оброблення за режимом СЛТ-T4 викликає збільшення загального вмісту фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ та Fe_3AlSi_2 до $\approx 13,8\%$ ваг. Розмір ОКР Al та Si зменшується на 8 нм і 18 нм відповідно.

ТАБЛИЦЯ 6. Кількісний фазовий склад, розмір ОКР і ступінь деформації кристалічної ґратниці в зразках стопу AlSi10Mg, одержаних за різними технологіями.

TABLE 6. Quantitative phase composition, crystallite size, and lattice strain in AlSi10Mg alloy samples produced by different technologies.

Режим оброблення	Фазова складова	Кількісний фазовий склад, % ваг.		ОКР, нм		ε, %	
		ЛВ	СЛТ	ЛВ	СЛТ	ЛВ	СЛТ
Вихідний стан	Al	82	90,3	60	44	0,06	0,171
	Si	13	9,7	59	11	0,06	0,1
	Mg ₂ Si	3	—	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	1	—	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	1	—	—	—	—	—
О	Al	92	78,5	79	72	0,09	0,046
	Si	7	12	74	70	0,1	0,057
	Mg ₂ Si	0,2	2,6	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	0,6	1,9	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	0,2	5	—	—	—	—
Т4	Al	87	71,2	78	64	0,09	0,069
	Si	9	15	72	52	0,08	0,02
	Mg ₂ Si	2,2	4,7	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	1,2	4,3	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	0,6	4,8	—	—	—	—
Т6	Al	88,3	72,5	60	71	0,1	0,053
	Si	9	13	72	65	0,1	0,047
	Mg ₂ Si	0,3	5	—	—	—	—
	Al ₁₅ (Fe, Mn) ₃ Si ₂	1,3	4,8	—	—	—	—
	Fe ₃ AlSi ₂	1,1	4,7	—	—	—	—

Ступінь мікродеформації кристалічної ґратниці Al зростає в 1,5 рази, порівняно з відпалом СЛТ-О. Збільшення кількості зміцнювальних фаз та ступеня мікродеформації кристалічної ґратниці Al є причиною двократного зростання величини мікротвердості, порівняно з СЛТ-О, не зважаючи на зменшення величини стискальних залишкових макронапружень.

Після термічного оброблення СЛТ-Т6 відбувається збільшення загального вмісту зміцнювальних фаз до $\cong 14,5\%$ ваг.; водночас величина ОКР і ступінь мікродеформації кристалічної ґратниці Al та Si істотних змін не зазнають. Тобто зростання мікротвердості СЛТ-стопу AlSi10Mg після термічного оброблення за режимом Т6 відбувається здебільшого за рахунок високого загального вмісту зміцнювальних фаз.

На рисунку 12, б наведено дифрактограми для ЛВ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення. У вихідному стані спостерігаються дифракційні максимуми від Al , Si і фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ та FeAl_3Si_2 . Загальна кількість зміцнювальних фаз становить $\cong 5\%$ ваг., тоді як в СЛТ-стопі виявити їх не вдалося. Розмір ОКР Al та Si в ЛВ-стопі більший, аніж у СЛТ-стопі, в 1,5 рази та в 5 разів відповідно. Слід також відмітити, що ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці Al та Si в ЛВ-стопі майже вдвічі менший порівняно з СЛТ.

Більший розмір ОКР, менший ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці та розтягувальні залишкові напруження (рис. 2, б) пояснюють значно меншу величину мікротвердості (0,75 ГПа) ЛВ-стопу AlSi10Mg порівняно з СЛТ-стопом (1,3 ГПа) у вихідному стані.

Термічне оброблення за режимом ЛВ-О зумовлює зменшення загального вмісту зміцнювальних фаз до 1% ваг. Величина ОКР і ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці в ЛВ-стопі майже не відрізняються від СЛТ-стопу. Відсутність зменшення величини мікротвердості в ЛВ-зразках після такого оброблення, порівняно з вихідним станом, можна пояснити формуванням стискальних напружень у поверхневому шарі.

Після ЛВ-Т4 розмір ОКР і ступінь деформації кристалічної ґратниці істотно не змінюються. Проте збільшується загальний вміст зміцнювальних фаз з $\cong 1\%$ ваг. до $\cong 4\%$ ваг. порівняно з ЛВ-О, що пояснює деяке зростання величини мікротвердості. Також на зростання величини мікротвердості впливає збільшення величини стискальних напружень.

Після термічного оброблення ЛВ-Т6, як і після ЛВ-Т4, не спостерігається істотної зміни розміру ОКР, ступеня мікрореформації кристалічної ґратниці та кількості зміцнювальних фаз, але рівень залишкових макронапружень стиснення збільшується до максимального значення у -550 МПа.

За результатами проведених рентгеноструктурних досліджень можна зробити висновок, що домінуючим чинником впливу на величину мікротвердості в зразках ЛВ-стопу AlSi10Mg є високий рівень залишкових напружень стиснення (до -550 МПа), оскільки величина ОКР і ступінь мікрореформації кристалічної ґратниці за усіх режимів термічного оброблення істотних змін не зазнають. В зразках СЛТ-стопу AlSi10Mg домінуючим чинником впливу на величину мікротвердості є значно більший (до $\cong 5$ разів) загальний вміст зміцнювальних фаз порівняно з ЛВ. Результати кількісної аналізи вмісту цих фаз задовільно узгоджуються з якісними даними щодо розподілу Mg та Fe на мапах хемічного складу.

Слід також відмітити, що після термічного оброблення стопу AlSi10Mg , одержаного СЛТ та ЛВ, спостерігаються відмінності у

змінах співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів в різних кристалографічних напрямках (рис. 13).

Так, після відпалу за температури у 520°C інтенсивність дифракційного максимуму $\text{Al}(220)$ для СЛТ-стопу AlSi10Mg зменшується в 1,5 рази (рис. 13, а), а для ЛВ-стопу зростає у 2,5 рази (рис. 13, б). Після режиму Т6, за якого спостерігається максимальне зростання мікротвердості, інтенсивність дифракційного максимуму $\text{Al}(220)$ для СЛТ-стопу зростає вдвічі порівняно з режимом Т4, а для ЛВ-стопу навпаки — зменшується практично втричі. Наявність зерен переважної орієнтації щодо поверхні, тобто кристалографічної тек-

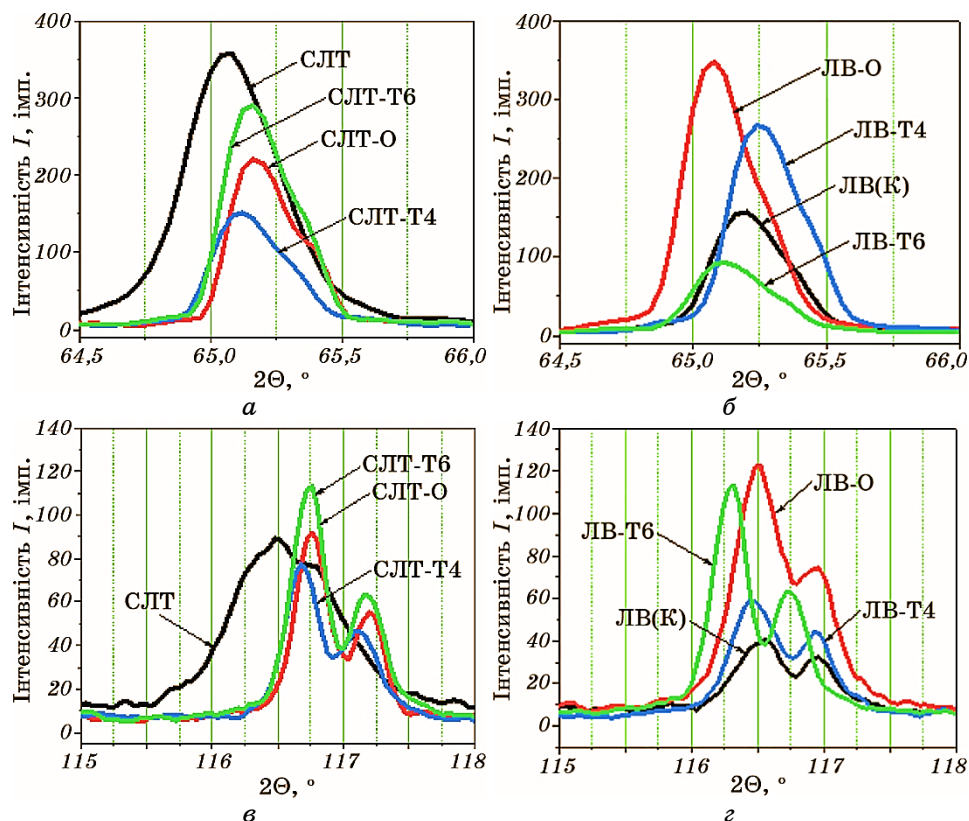


Рис. 13. Зміна інтенсивності та положення дифракційних максимумів $\text{Al}(220)$ та $\text{Al}(420)$ в стопі AlSi10Mg , одержаному СЛТ (а, в) та ЛВ (б, г), у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення: (220) (а, б), (420) (в, г).

Fig. 13. Change in the intensity and position of the diffraction maxima (220) and (420) of Al in the AlSi10Mg alloy, obtained by SLM (a, в) and casting (б, г), in the as-received state and after various heat treatment conditions: (220) (a, б), (420) (в, г).

стури, істотно впливає на механічні властивості.

Зміна кутового положення максимуму Al(420) свідчить про зменшення рівня стискальних напружень у СЛТ-стопі (рис. 13, *в*) та перетворення розтягувальних напружень на стискальні в ЛВ-стопі з подальшим зростанням їхньої величини (рис. 13, *з*). Характер цих змін відповідає рис. 2, *б*.

Аналіза змін інтенсивності дифракційного максимуму Al(420) (рис. 13, *в, з*) підтверджує відмінність впливу термічного оброблення на кристалічну структуру стопу AlSi10Mg не тільки в залежності від технології одержання, а й від кристалографічного напрямку. Даний ефект може бути пов'язаний з анізотропією кристалічної структури, яка виникає під час одержання зразків за технологією селективного лазерного топлення.

4. ВИСНОВКИ

Для СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані характерні найвищі значення мікротвердості у 1,38 ГПа, межі міцності та плинності — 0,79 ГПа і 4,15 ГПа відповідно, але найменше значення характеристики пластичності. Це пов'язано з формуванням ультратонкої метастабільної комірчасто-дендритної мікроструктури у вигляді «риб'ячої луски» із середнім розміром комірок у 1 мкм.

Загальний розмір структурних елементів СЛТ-стопу AlSi10Mg набагато менший, ніж для його литого аналогу. У ЛВ-стопі наявні велика кількість голчастих або пластинчастих евтектик Si і навіть великі частинки первинного Si, які фрагментують матрицю Al, тим самим погіршуючи механічні властивості. Межі комірок і межі зерен СЛТ-стопу зафіксовано безліччю нанорозмірних частинок Si, що збільшує опір руху дислокацій. Хоча ці частинки Si розподілені випадково та мають низьку об'ємну частку, вони утворюють напівкогерентний інтерфейс з матрицею Al і дають внесок до загального результату високої твердості друкованого зразка AlSi10Mg.

Термічне оброблення істотно впливає на усі механічні характеристики зразків AlSi10Mg, виготовлених як СЛТ, так і ЛВ. Для СЛТ-зразків значення мікротвердості після усіх режимів термооброблення значно нижче, ніж для вихідного стану. Для ЛВ-зразків після Т4 і Т6 значення мікротвердості зростають порівняно з вихідним станом, але не досягають значень, характерних для СЛТ-зразків після аналогічного термічного оброблення. Це пов'язане з тим, що частинки Si в термічно обробленому СЛТ-матеріалі більш дрібні та додатково сфероїдизовані порівняно з термічно обробленим литим матеріалом.

Режим Т6 забезпечує найбільшу мікротвердість СЛТ- і ЛВ-зразків порівняно з іншими режимами оброблення. Однак максимального значення мікротвердості, притаманного вихідному стану СЛТ-зразка, досягти не вдається, оскільки внаслідок термічного

впливу відбувається руйнування специфічної мікроструктури типу «риб'ячої луски». Висока мікротвердість ЛВ-стопу після Т6 в основному забезпечується максимальним значенням макронапружень стиснення (до -550 МПа), тоді як для СЛТ-стопу цей чинник практично не має значення. Проте після СЛТ-Т6 відбувається збільшення загального вмісту зміцнювальних фаз Mg_2Si , $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, FeAl_3Si_2 до $\approx 14,5\%$ ваг., а після ЛВ-Т6 цей вміст у 7 разів менший.

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

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. B. Li, H. Wang, J. Jie, and Z. Wei, *Mater. Design*, **32**, Iss. 3: 1617 (2011).
2. P. Fathi, M. Mohammadi, X. Duan, and A. M. Nasiri, *J. Mater. Processing Technol.*, **259**: 1 (2018).
3. S. D. McDonald, K. Nogita, and A. K. Dahle, *Acta Mater.*, **52**: 4273 (2004).
4. M. Srivastava, S. Rathee, S. Maheshwari, and T. K. Kundra, *Additive Manufacturing: Fundamentals and Advancements* (Boca Raton: CRC Press: 2019).
5. Y. Chabak, B. Efremenko, I. Petryshynets, V. Efremenko, A. G. Lekatou, V. Zurnadzhly, I. Bogomol, V. Fedun, K. Koval', and T. Pastukhova, *Mater.*, **14**, Iss. 24: 7671 (2021).
6. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 1: 38 (2023).
7. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **23**, No. 2: 337 (2022).
8. T. Ghidini, L. Pambaguian, and S. Blair, *European Space Agency Bulletin*, **163**: 24 (2015).
9. N. Read, W. Wang, K. Essa, and M. M. Attallah, *Mater. Design*, **65**: 417 (2015).
10. G. Maculotti, G. Genta, M. Lorusso, and M. Galetto, *Key Eng. Mater.*, **813**: 171 (2019).
11. D. Manfredi, F. Calignano, M. Krishnan, R. Canali, E. P. Ambrosio, S. Ugues, M. Pavese, and P. Fino, *Light Metal Alloys Applications* (Ed. W. A. Monteiro) (IntechOpen: 2014), p. 3.
12. S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, and M. Haghsheenas, *Results in Materials*, **10**: 100178 (2021).
13. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217 (2023) (in Ukrainian).
14. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Progress in Physics of Metals*, **17**, No. 3: 209 (2016).
15. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko, *Low Temperature Phys.*, **36**: 645 (2010).
16. Ю. В. Мильман, А. Н. Слипенюк, В. В. Куприн, Д. В. Козырев, *Вопросы атомной науки и техники*, № 4: 85 (2011); Yu. V. Mil'man, A. N. Slipenyuk,

- V. V. Kuprin, and D. V. Kozyrev, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 4: 85 (2011) (in Russian).
17. O. B. Бякова, O. I. Юркова, Ю. В. Мільман, O. В. Білоцький, *Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при індентуванні на макро- та мікрорівнях* (Київ: Гарант СЕРВІС: 2011); O. V. Byakova, O. I. Yurkova, Yu. V. Mil'man, and O. V. Bilotskyu, *Teoretychni Osnovy i Metody Vyznachennya Mekhanichnykh Vlastyvostry Materialiv ta Pokryttiv pry Indentuvanni na Makro- ta Mikrorivnyakh* [Theoretical Foundations and Methods for Determining the Mechanical Properties of Materials and Coatings During Indentation at Macro- and Micro-Levels] (Kyiv: Harant SERVIS: 2011) (in Ukrainian).
 18. А. П. Бурмак, С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильев, В. І. Закієв, М. М. Ворон, П. О. Гурін, *Металлофіз. новітні технол.*, **45**, № 7: 909 (2023); A. P. Burmak, S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiyev, M. M. Voron, and P. O. Huryn, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 7: 909 (2023).
 19. *The Aluminium Automotive Manual, Materials—Designation System*.
 20. L. Lu, K. Nogita, and A. K. Dahle, *Mater. Sci. Eng. A*, **399**, Iss. 1–2: 244 (2005).
 21. W. Li, S. Li, J. Liu, A. Zhang, Y. Zhou, Q. Wein, C. Yann, and Y. Shi, *Mater. Sci. Eng. A*, **663**: 116 (2016).
 22. F. Alghamdi, X. Song, A. Hadadzadeh, B. Shalchi-Amirkhiz, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Mater. Sci. Eng. A*, **783**: 139296 (2020).
 23. L. J. Colley, M. A. Wells, and W. J. Poole, *Canadian Metall. Quarterly* **53** (2): 125–137 (2014).
 24. E. Ogris, *Development of Al–Si–Mg Alloys for Semi-Solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al–Si Cast Alloys* (Disser. for Dr. Techn. Sci.) (Zurich: Swiss Federal Institute of Technology Zurich: 2002).
 25. M. Haghshenas, A. Zarei-Hanzaki, and M. Jahazi, *Mater. Characterization*, **60**, Iss. 8: 817 (2009).
 26. X. Liu, B. Beausir, Y. Zhang, W. Gan, H. Yuan, F. Yu, C. Esling, X. Zhao, and L. Zuo, *J. Alloys Compd.*, **730**: 208 (2018).
 27. Le Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, *Mater. Characterization*, **143**: 5 (2018).
 28. A. E. W. Jarfors, H. Keife, and T. Antonsson, *J. Mater. Processing Technol.*, **127**, Iss. 2: 159 (2002).