

PACS numbers: 06.60.Vz, 42.62.Cf, 43.35.+d, 61.72.Ff, 68.35.Ct, 81.20.Wk, 81.65.-b

Модифікування поверхні адитивно виготовленого ступу AlSi10Mg за допомогою піскоструминного оброблення

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

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

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

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

*****Національний університет охорони здоров'я України імені П. Л. Шупика,*
вул. Дорогожицька, 9,
04112, Київ, Україна

Corresponding author: Svitlana Mykhaylivna Voloshko
E-mail: voloshkosvetlana13@gmail.com

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

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

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

*****Shupyk National Healthcare University of Ukraine,*
9 Dorohozhyts'ka Str., UA-04112 Kyiv, Ukraine

Citation: S. M. Voloshko, A. P. Burmak, S. I. Sydorenko, I. A. Vladymyrs'kyi,
M. O. Vasylyev, B. M. Morduk, M. M. Voron, and P. O. Huryn, Surface Modification of
Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy by means of Sandblasting, *Metallofiz. Noveish-*
ie Tekhnol., **48**, No. 6: 587–609 (2026) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.48.06.0587](https://doi.org/10.15407/mfint.48.06.0587)

© Publisher PH 'Akademperiodyka' of the NAS of Ukraine, 2026. This is an open access
article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

Піскоструминне оброблення (ПО) поверхні алюмінійового стопу AlSi10Mg проведено після адитивної синтези методом селективного лазерного топлення порошку та додаткового термічного оброблення T6 (відпал за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин із гартуванням у воду та наступним штучним старінням за температури у $150 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 10 годин з охолодженням на повітрі). Використано стандартну схему ПО частинками абразиву Al_2O_3 на повітрі тривалістю від 10 с до 120 с. Показано, що основні відмінності адитивно друківаних і термічно оброблених зразків після ПО стосуються втрат маси, мікротвердості, шерсткості та характеру морфології, значень залишкових напружень. Докладно досліджено мікроструктуру, фазовий і хемічний склади, обговорено механізми зміцнення.

Ключові слова: адитивне виробництво, селективне лазерне топлення, піскоструминне оброблення, морфологія, деформація, стоп AlSi10Mg.

Sandblasting (SB) of the surface of the AlSi10Mg aluminium alloy is performed after additive synthesis by selective laser melting (SLM) and additional T6 heat treatment (annealing at a temperature of $520 \pm 10^\circ\text{C}$ for 1.5 hours followed by water quenching and subsequent artificial ageing at a temperature of $150 \pm 10^\circ\text{C}$ for 10 hours followed by air cooling). A standard SB scheme with abrasive Al_2O_3 particles in air is used for 10–120 s. As shown, the main differences between additively printed and heat-treated samples after SB relate to their mass loss, microhardness, surface roughness and morphology, and residual stresses. The microstructure, phase and chemical compositions are studied in detail, and the hardening mechanisms are discussed.

Key words: additive manufacturing, selective laser melting, sandblasting, morphology, deformation, AlSi10Mg alloy.

(Отримано 18 лютого 2026 р.; остаточн. варіант — 20 травня 2026 р.)

1. ВСТУП

Добре відомо, що багато властивостей металевих деталей і виробів визначаються структурою та фізико-хімічним станом їхньої поверхневої області. У сучасному машинобудуванні широкого застосування знаходять технологічні методи, що дають змогу модифікувати робочі поверхні деталей з метою забезпечення потрібних експлуатаційних характеристик, у тому числі зносостійкості, контактної жорсткості, а також корозійної та втомної стійкостей.

Дослідження останніх років показали, що до таких методів відноситься й поверхневе пластичне деформування, зумовлене піскоструминним обробленням (ПО). Перш за все, ПО використовується для очищення поверхні матеріалів від технологічних домішок і продуктів корозії [1–3]. У цьому разі поверхню зразка багаторазово оброблюють високошвидкісними оксидними частинками (Al_2O_3 ,

SiO₂, TiO₂). Крім цього, ПО використовують для формування сприятливого поверхневого рельєфу, наприклад, для подальшого нанесення різноманітних покриттів. Також за певних режимів ПО зумовлює інтенсивну пластичну деформацію поверхневих шарів металевих матеріалів, внаслідок чого у приповерхневій області виникають залишкові напруження стиснення, які поліпшують характеристики втомної міцності [4–8]. Додатково, застосовуючи ПО, можна одержати нанокристалічний стан поверхні з унікальними фізичними, хімічними та механічними властивостями, не змінюючи структуру та властивості об'єму матеріалу [9]. ПО, як один з методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД) поверхні, генерує високу густину дислокацій, перебудова яких забезпечує формування нанокристалічних зерен. Як приклади застосування ПО для нанокристалізації металевих поверхонь, наведемо наступні роботи. Внаслідок ПО зразків латуні у [10] виявлено формування нанозерен із середнім розміром у 20 нм і відповідне підвищення зносостійкості, а за даними [11] нанозерна мають дещо більший розмір у 50–70 нм до глибини у 5 мкм. Автори [12] на прикладі ПО неіржавійної криці 304 довели, що нанокристалічна поверхня характеризується підвищеною корозійною стійкістю та зменшеним зносом за умов тертя. ПО зразків алюмінію також уможливило сформувати нанозерна в діапазоні розмірів 50–70 нм [13].

Новий сплеск зацікавлення методом ПО останнім часом виник у зв'язку із запровадженням адитивного виробництва (АВ) компонентів зі складною геометрією, зокрема в аерокосмічній, енергетичній, автомобільній і медичній промисловостях. АВ — це технологія виготовлення, за якої тривимірний твердий об'єкт (частина, деталь) створюється поетапно шар за шаром, точка за точкою або лінія за лінією без деформації або видалення матеріалу за допомогою програмного забезпечення автоматизованого проектування [14–19].

До числа адитивних технологій відноситься метод селективного лазерного топлення (СЛТ), який знаходить все більшого використання завдяки таким перевагам, як короткий час виходу на ринок, зменшення матеріальних відходів, можливість одержання складних і заплутаних геометрій, універсальність, здатність виробляти функціональні деталі з унікальними інженерними особливостями та дизайном [3, 20–23]. Більшість наукових публікацій присвячено дослідженню впливу режимів СЛТ на структуру та властивості таких металевих матеріалів, як вуглецеві криці, стопи Ti6Al4V, Co–Cr, Inconel. Порівняно з іншими, виробництво деталей з алюмінієвих стопів за допомогою АВ вимагає особливої точності через високу відбивну здатність і теплопровідність алюмінію, як і більшу потужність лазера [23, 24]. Тим не менш, використання АВ-алюмінієвих стопів зростає в автомобільній, аерокосмічній, морській і теплообмінній промисловостях завдяки високій питомій мі-

цності, низькій густині, низькому коефіцієнту термодифузії та привабливій вартості. Серед стопів Al найбільш широко використовуваним і дослідженим є стоп AlSi10Mg (% мас.: Al баланс, Si 9–11, Mg 0,2–0,45, Mn < 0,45, Fe < 0,55, Cu < 0,05, Zn < 0,1, Ti < 0,15), який демонструє цікаві механічні властивості, як у готовому стані, так і за умов термічного оброблення, а також хорошу стійкість щодо корозії та теплопровідність, низьку в'язкість під час топлення та малу усадку виливків, а також високу технологічність [25–27].

Одним з істотних недоліків СЛТ зі стопів алюмінію, є завелика шерсткість, пористість, залишкові напруження та погане фінішне оброблення, а також наявність домішок і частинок вихідного порошкового матеріалу. Пористість виникає через багато чинників: розбризкування розтопу та потік Маранґоні під час лазерного сканування, захоплення газу через випаровування легкоотопких компонентів у стопі, усадкова пористість, що утворюється під час затвердіння, відсутність стоплення, спричинена поганим перекриттям басейнів розтопу [6, 28]. Що стосується залишкових напружень, то вони індукуються локально концентрованим введенням енергії, що визначає великі температурні градієнти, які, у свою чергу, частково призводять до деформацій або навіть тріщин [16, 29]. Шерсткість поверхні пов'язана з ефектом «сходинок» ('stair step' effect), тобто ступінчастим з'єднанням шарів на криволінійних і похилих поверхнях, а також явищем скочування або «утворення кульок» ('balling' phenomenon), що викликає утворення розривних доріжок і запобігає рівномірному осадженню нового шару порошку, також створюючи пористість і розшарування через погане міжшарове зв'язування [6, 30–32].

З метою підвищення якості поверхні, що забезпечує підвищену твердість і високий рівень втомної міцності, як правило, рекомендується фінішне оброблення. Серед таких оброблень, як дробоструминне, ультразвукове (або ультразвукове нанокристалічне модифікування поверхні), лазерне ударне, кавітаційне, вібраційне, механічне, електрохімічне, полірувальне, ПО вирізняється можливістю опрацювання виробів будь-яких розмірів, форми та складності, а також підвищення твердості за рахунок формування поверхневої нанокристалічної структури віддрукованого виробу. За даними [33] значення твердості зразків AlSi10Mg значно поліпшується через деформаційне зміцнення, викликане процесом ПО, принаймні, до глибини у 175 мкм від поверхні. Позитивний ефект ПО на втомну міцність зразків адитивно виготовленого стопу AlSi10Mg показано авторами [6]. Кінетичне оброблення поверхні виявилось особливо багатообіцяючим для одержання цілого комплексу чудових характеристик, усуваючи воднораз потребу в додаткових стадіях оброблення поверхні, які можуть призвести до непослідовних даних, особливо тому що в більшості випадків пори не локалізуються реґу-

лярно поблизу поверхневого шару.

Тим не менш, достатньо часто використовують і комбіновані методи, наприклад, ПО + гаряче ізостатичне пресування, ПО + електрохімічне щавлення, ПО + термічне оброблення. Наприклад, поєднання ПО з відповідним термічним обробленням (зазвичай для цього конкретного стопу AlSi10Mg рекомендується режим T6 [34]) є ефективним способом підвищення механічних характеристик СЛТ-деталей конструкцій за умов динамічного навантаження [35]. Взагалі, щоб одержати одночасно високу міцність на розрив і міцність на втому, кінетичне оброблення поверхні може проводитись і без термічного оброблення, але якщо пластичність і висока втомна міцність потрібні одночасно, тоді ПО потрібно комбінувати з належним термічним обробленням, адаптованим відповідно до конкретних вимог.

Однак одержані на сьогодні результати вказують на те, що процедури постоброблення, які застосовуються для стопів алюмінію, виготовлених за стандартними технологіями, не завжди цілком придатні для поліпшення комплексу властивостей СЛТ-виробів, хоча й мають певний позитивний ефект, такий як гомогенізація структури [36]. Тому необхідні подальші дослідження для визначення оптимальних параметрів ПО адитивно виготовленого та термообробленого стопу AlSi10Mg .

Метою цієї роботи є дослідження впливу піскоструминного оброблення різної тривалості на структуру, фазовий склад, мікротвердість, шерсткість і характер морфології поверхні стопу AlSi10Mg , одержаного методом селективного лазерного топлення порошку, а також після його додаткового термічного оброблення — відпалу за температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 1,5 годин з гартуванням у воду та наступним штучним старінням за температури у $150 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж 10 годин з охолодженням на повітрі (T6).

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ

Досліджувалися зразки алюмінійового стопу AlSi10Mg у вигляді паралелепіпеду розмірами $20 \times 10 \times 5$ мм і густиною у $2,66 \text{ г/см}^3$, виготовлені за технологією селективного лазерного топлення порошку на принтері Alfa-150D компанії «АЛТ України» (Адитивні лазерні технології України). Принципова схема друку та технічні характеристики використаного принтера наведено в [37].

Як вихідний матеріал використовувався сферичний порошок стопу AlSi10Mg з розмірами частинок у діапазоні 20–63 мкм. Пристрій Alfa-150D з розміром робочого поля $150 \times 150 \times 180$ 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, віддаль штрихування — 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилося в інертному середовищі аргону [38].

Піскоструминне оброблення проводилося для попередньо відполірованих поверхонь зразків, оскільки за даними [39] полірування поверхонь перед додатковим обробленням або наступне видалення матеріалу приблизно на 25–30 мкм з поверхні поліпшує опір втомі. Для ПО тривалістю від 10 с до 120 с використовувався прилад EASY SAND (стоматологія «Доктор Гурин»; рис. 1).

Втрати маси визначалися шляхом зважування зразків до та після ПО на вагах FX-300i з точністю у 0,001 г.

Вимірювання мікротвердості за Віккерсом виконувалося на приладі LHSV-1000Z шляхом вдавлювання у поверхню зразка діамантової пірамідки з квадратною підставкою та двограним кутом з вершиною у 136° за навантаження у 10 г і 100 г впродовж 10–12 с. Задля зменшення похибки середнє значення мікротвердості визначалося за кількістю мірянь не менше 7.

Аналізу параметрів шерсткості проведено за допомогою оптичного профілометра Mahr ('Steelcut' LLC). Визначалися середнє арифметичне значення шерсткості R_a , найбільша висота профілю R_z , повна висота профілю R_{max} і середній крок нерівностей профілю S_m .

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопа iScore IS.1053-PLMi зі збільшеннями у $\times 200$, $\times 500$ разів. Для цього поліровані зразки стопу AlSi10Mg проявляли в 1%-водному розчині HF.

Використано також сканувальний електронний мікроскоп



Рис. 1. Зовнішній вигляд піскоструминної установки EASY SAND.

Fig. 1. View of the EASY SAND sandblasting device.

TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків пришвидшувальна напруга становила 10 кеВ. Дослідження проводилися в режимі вторинних (режим рельєфу поверхні) та відбитих (режим фазового контрасту) електронів. В режимі зйомки поверхні для вивчення топографії пришвидшувальна напруга становила 10 кеВ, струм електронного пучка — 10^{-10} А, діаметер пучка — 0,03 мкм. Хемічна аналіза поверхні стопів проводилася за допомогою енергодисперсійного аналізатора (ЕДА) INCA Energy 450XT з пришвидшувальною напругою у 20 кеВ.

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 аналізи використано програмне забезпечення PDXL, міжнародну базу даних дифракції ICDD (PDF-2 (2025)); кількісну фазову аналізу проведено методом RIR (Reference Intensity Ratio), яка полягає у порівнянні відношення інтенсивностей 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–Vissers. 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 до температури у $520 \pm 10^\circ\text{C}$ упродовж однієї години; витримка за цієї ж температури складала 1,5 години з подальшим гартуванням у воду. Штучне старіння упродовж 10 годин відбувалося за температури у $150 \pm 5^\circ\text{C}$. Такий режим за стандартом EN1780 для алюмінієвих стопів відповідає T6 [40]. Прийняті позначення зразків наведено у табл. 1.

3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2, а, б представлено мікроструктуру стопу AlSi10Mg, одержаного за технологією СЛТ. Спостерігається типова для СЛТ неоднорідна мікроструктура з окремих сегментів — мережа зварювальних ван напівкруглої форми за типом «риб'ячої луски» (fish-scale) [41]. Така хвиляста морфологія формується в процесі лазерного розтоплення порошку внаслідок послідовного твердіння кра-

пельних басейнів розтопу, всередині яких спостерігається дуже тонка дендритна структура матриці α -Al з волокнистою сіткою евтектики [Al + Si + Mg₂Si].

Під час термічного оброблення T6 специфічна мікроструктура типу «риб'ячої луски» руйнується (рис. 2, в, г), евтектична структура Si в пористій сітці фрагментується та відбувається процес сфероїдизації виділень Si. Частинки Si округлої форми нерівномірно дисперговані у матриці Al; водночас дрібнодисперсні частинки

ТАБЛИЦЯ 1. Позначення досліджуваних зразків.

TABLE 1. Indication of the studied specimens.

Позначення	Послідовність технологічних операцій
СЛТ0	Вихідний стан після 3D-друку
СЛТ	Стан після 3D-друку та полірування
СЛТ + ПО	Стан після 3D-друку, полірування та піскоструминного оброблення
СЛТ + T6	Стан після 3D-друку, термічного оброблення T6 та полірування
СЛТ + T6 + ПО	Стан після 3D-друку, термічного оброблення T6, полірування та піскоструминного оброблення

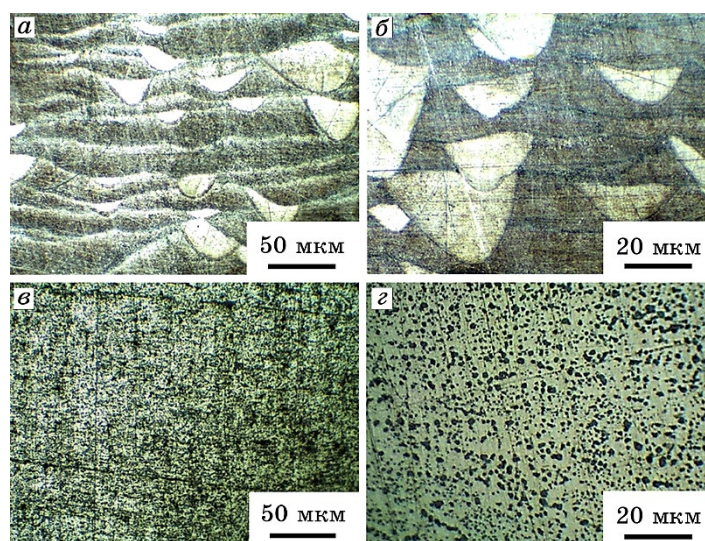


Рис. 2. Оптичні мікрофотографії СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані (а, б) та після термічного оброблення T6 (в, г).

Fig. 2. Optical microphotographs of SLM alloy in the initial state (a, b) and after thermal treatment T6 (c, d).

фази Mg_2Si забезпечують додаткове зміцнення стопів Al–Si–Mg.

Для детального дослідження мікроструктури поверхні зразка стопу AlSi10Mg після різних режимів ПО застосовано растрову електронну мікроскопію. На рисунку 3 для прикладу наведено мікроструктуру для тривалості оброблення у 10 с та 90 с, яка є найбільш показовою, а також відповідні EDX-мапи для Al, Si, Mg, O.

В таблиці 2 представлено результати хемічної аналізи.

Після СЛТ спостерігається 91,69% ваг. Al, 7,53% ваг. Si і 0,78% ваг. Mg; Оксиген відсутній. Після ПО упродовж 10 с характер розподілу Силіцію та Магнію на мапах практично не змінюється. Кі-

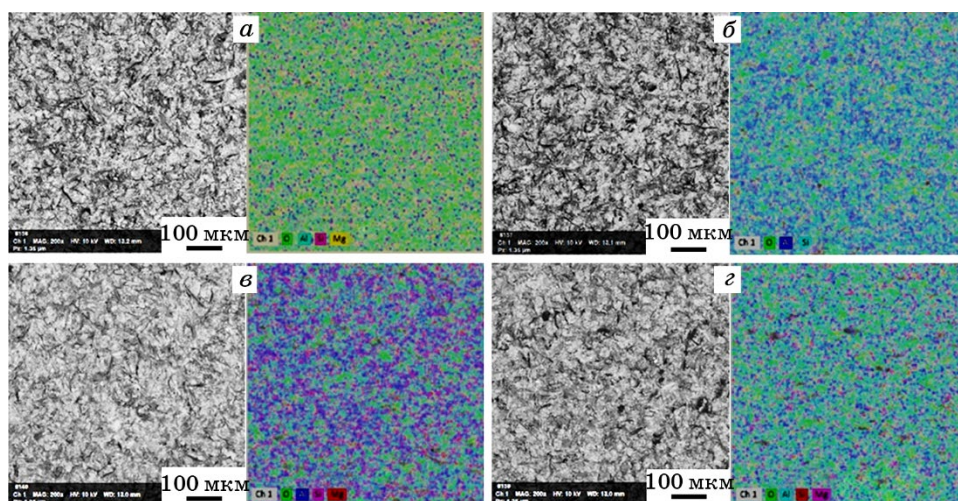


Рис. 3. Мікроструктура та мапи розподілу хемічного складу для зразків СЛТ + ПО: $t = 10$ с (а), $t = 90$ с (б) та СЛТ + Т6 + ПО: $t = 10$ с (в), $t = 90$ с (г).

Fig. 3. Microstructure and distribution maps of chemical composition for samples SLM + SB: $t = 10$ s (a), $t = 90$ s (b) and SLM + T6 + SB: $t = 10$ s (c), $t = 90$ s (d).

ТАБЛИЦЯ 2. Вміст елементів на поверхні зразків за даними мікрорентгеноспектральної аналізи.

TABLE 2. Content of elements on the specimen surface based on EDS analysis.

Умови оброблення	Вміст, % ваг.			
	O	Mg	Al	Si
СЛТ ₀	–	0,78	91,69	7,53
СЛТ + ПО, $t = 10$ с	22,68	0,56	69,79	6,08
СЛТ + ПО, $t = 90$ с	21,94	0,53	70,83	6,00
СЛТ + Т6 + ПО, $t = 10$ с	21,32	–	70,79	6,77
СЛТ + Т6 + ПО, $t = 90$ с	23,98	0,52	68,33	6,16

лькість основних елементів зменшується за рахунок значної кількості Оксигену у 22,68% ваг., тобто відбувається або окиснення поверхні, або втілення частинок Al_2O_3 . Процеси окиснення, подрібнення та втілення частинок абразиву Al_2O_3 під час ПО на повітрі є добре відомими для ливарних стопів [42].

Після 90 с оброблення візуально кількість Оксигену значно зменшується на мапі та фіксуються ділянки чистого алюмінію. Це — єдиний режим, за якого не виявлено Mg. Для зразка СЛТ + Т6 + ПО упродовж 10 с основною відмінністю є значно більша кількість Силіцію, але чітких сферичних виділень його не спостерігається, оскільки наявність Оксигену гальмує загальну картину. Оксигену у цьому випадку значно менше, ніж, наприклад, для зразка СЛТ + ПО після оброблення тривалістю у 10 с, але без попереднього термічного оброблення. В цьому випадку добре фіксується також Магній. Після 90 с ПО Оксигену стає значно більше, Алюмінію відповідно менше. Так само фіксується Магній, а Силіцію візуально стає значно менше, що свідчить про можливу фрагментацію сферичних виділень Si під час ПО.

Морфологію поверхневого рельєфу стопу AlSi10Mg після піско-струминного оброблення частинками Al_2O_3 упродовж 10 с і 90 с за кімнатної температури на повітрі показано на рис. 4. Після ПО формується шерстка та розвинена поверхня. Порівняно із вихідним

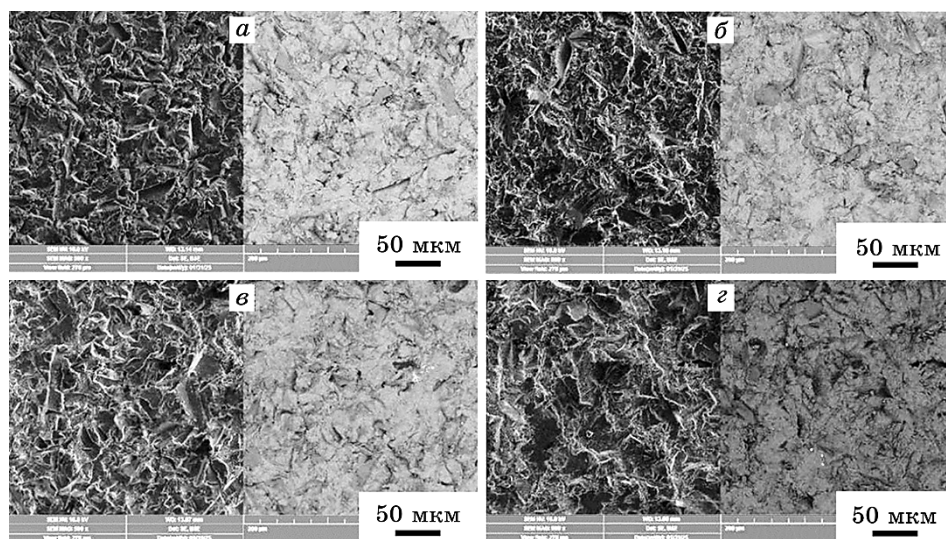


Рис. 4. Морфологія поверхневого рельєфу для зразків СЛТ + ПО: $t = 10$ с (а), $t = 90$ с (б) та СЛТ + Т6 + ПО: $t = 10$ с (в), $t = 90$ с (г).

Fig. 4. Morphology of surface relief for samples SLM + SB: $t = 10$ s (а), $t = 90$ s (б) and SLM + T6 + SB: $t = 10$ s (в), $t = 90$ s (г).

станом СЛТ (після механічного полірування) спостерігається тенденція до зростання шерсткості поверхневого рельєфу після ПО для усіх досліджених зразків. Із збільшенням часу ПО зміни інтенсифікуються та з'являються пошкодження й заглиблення, які є більш істотними для термообробленого зразка, що пов'язане із його меншою мікротвердістю порівняно із СЛТ-зразком. Таким чином, для зразків СЛТ + Т6 + ПО після 90–120 с оброблення спостерігається менш регулярний стан поверхні з явно ширшими та глибшими поверхневими кратерами. Слідів фрагментованих уламків частинок Al_2O_3 на поверхні не виявлено.

Середня шерсткість поверхні R_a у вихідному стані після полірування становить 0,088 мкм, після оброблення упродовж 10 с зростає у 24 рази до 2,092 мкм, а після 90 с досягає 2,219 мкм. Після термічного оброблення Т6 і наступного ПО упродовж 10 с значення R_a складає 2,078 мкм, а після 90 с набуває максимального значення серед усіх режимів — 2,285 мкм. Для зразків СЛТ + Т6 + ПО з тривалістю оброблення у 90 с характерна й найбільша висота профілю R_z — 14,8 мкм. Тобто ПО СЛТ-стопу AlSi10Mg після додаткового термічного оброблення зумовлює деяке збільшення шерсткості поверхні порівняно із ПО зразка у вихідному стані, і цей ефект залежить від часу оброблення. Для порівняння в табл. 3 наведено також дані для стану СЛТ₀.

Ці дані добре узгоджуються із залежностями втрати ваги від тривалості ПО для зразків AlSi10Mg безпосередньо після одержання (СЛТ + ПО) та після додаткового термооброблення (СЛТ + Т6 + ПО), яких представлено на рис. 5.

Після оброблення упродовж 10 с втрат маси для зразка СЛТ + ПО не спостерігається, а для зразка СЛТ + Т6 + ПО, тобто після термічного оброблення, вони складають 2,75 мг. Так само і для найбільшого часу ПО (120 с) втрати маси для зразка СЛТ + Т6 + ПО є більшими (до $\approx 2,5$ мг), аніж для СЛТ + ПО. Для проміжних значень ча-

ТАБЛИЦЯ 3. Параметри шерсткості поверхні зразків стопу AlSi10Mg у різних станах.

TABLE 3. Surface roughness parameters for samples of AlSi10Mg alloy in different states.

Умови оброблення	R_a , мкм	R_z , мкм	$R_{\max}$, мкм	S_m , мм
СЛТ ₀	3,02	16,847	21,567	0,1751
СЛТ + ПО, $t = 10$ с	0,088	0,661	0,855	0,0761
СЛТ + ПО, $t = 90$ с	2,092	13,494	14,870	0,0630
СЛТ + ПО, $t = 90$ с	2,219	13,615	15,288	0,0627
СЛТ + Т6 + ПО, $t = 10$ с	2,078	14,079	17,155	0,0593
СЛТ + Т6 + ПО, $t = 90$ с	2,285	14,8	16,442	0,0668

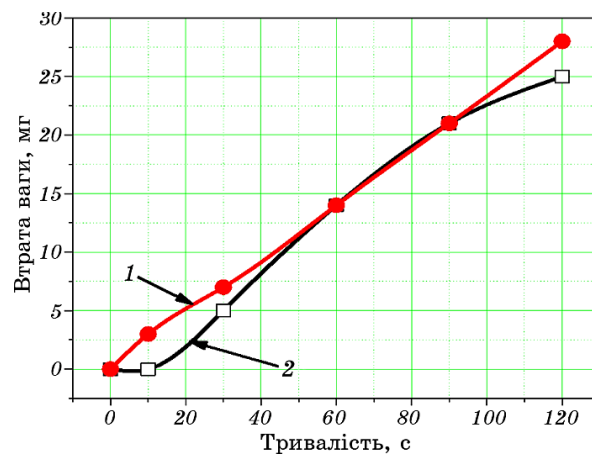


Рис. 5. Залежність втрати ваги зразків ступу AlSi10Mg від тривалості піскоструминного оброблення: 1 — СЛТ + Т6 + ПО, 2 — СЛТ + ПО.

Fig. 5. Dependence of mass losses of AlSi10Mg-alloy samples on the duration of sandblasting: 1—SLM + T6 + SB, 2—SLM + SB.

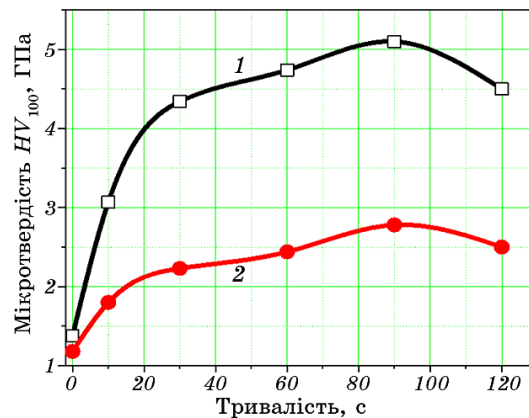


Рис. 6. Залежність зміни мікротвердості поверхні ступу AlSi10Mg від тривалості піскоструминного оброблення: 1—СЛТ + ПО, 2—СЛТ + Т6 + ПО.

Fig. 6. Dependence of surface microhardness of AlSi10Mg alloy on the duration of sandblasting: 1—SLM + SB, 2—SLM + T6 + SB.

су істотних розбіжностей не спостерігається. Тобто можна зробити попередній висновок, що зміцнення поверхневого шару ступу AlSi10Mg внаслідок термооброблення зумовлює більш значні втрати маси під час ПО, особливо на початкових стадіях оброблення.

Розглянемо зміни мікротвердості на поверхні (за навантаження у 100 г) для досліджуваних зразків у залежності від тривалості ПО

(рис. 6). Для адитивно виготовленого стопу у вихідному стані характерне значення мікротвердості у 1,38 ГПа, яке є вищим порівняно зі станом після звичайного ливарного виробництва (0,75 ГПа). Завдяки особливостям СЛТ-технології формується надзвичайно тонка мікроструктура, відбувається подрібнення зерна та, як наслідок, — межі зерен, які займають великий об'єм, стають основним чинником обмеження руху дислокацій і, отже, зумовлюють високу міцність зразків AlSi10Mg .

Значення мікротвердості термообробленого зразка після режиму Т6 є меншим, аніж для вихідного стану, і складає 1,12 ГПа. Це зумовлено в першу чергу руйнуванням специфічної мікроструктури «риб'ячої луски» (рис. 2, в, г), яка забезпечувала вихідну високу твердість. Виділення Si й інших зміцнювальних фаз, яких достатньо для забезпечення високої твердості ливарних стопів після Т6, у даному випадку відіграють меншу роль.

Після ПО значення мікротвердості зростають для усіх серій зразків. На першій стадії зміцнення до 30 с оброблення значення HV різко збільшуються втричі для стану СЛТ + ПО і вдвічі для стану СЛТ + Т6 + ПО. На другій стадії, яка триває до 90 с, процес зміцнення сповільнюється, значення HV коливаються в межах 4,5–5,2 ГПа для зразків СЛТ + ПО і 2,25–2,75 ГПа для СЛТ + Т6 + ПО. Після 120 с оброблення починається третя стадія, яка супроводжується зменшенням значень мікротвердості внаслідок релаксаційних процесів, що є характерним явищем для Al-стопів. Наприклад, подібний ефект багатостадійного характеру поверхневої деформації раніше виявлено для стопу Д16 під час ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) на повітрі, що полягає у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації. [43, 44]. Завдяки дисипації пружної енергії у процесах низькотемпературного динамічного повернення та динамічної рекристалізації поверхнева пластична деформація може неодноразово повторюватися, розпочинаючись наче «з чистого аркуша».

Слід зазначити, що застосування ПО дає змогу додатково зміцнювати поверхневий шар зразків AlSi10Mg , яких попередньо вже піддано штучному старінню. Максимальний ефект такого синергетичного (термічного та деформаційного) зміцнення сягає 245%.

На рисунку 7 показано зміни мікротвердості (за навантаження у 10 г) із глибиною зміцненого шару, а на рис. 8 — мікроструктуру поперечного перерізу. Можна бачити, що для зразків СЛТ + ПО зі збільшенням тривалості оброблення, товщина та мікротвердість модифікованого шару зростають, а для СЛТ + Т6 + ПО практично не змінюються. За даними оптичної мікроскопії максимальна глибина рівномірно зміцненого поверхневого шару для СЛТ + ПО складає приблизно 350 мкм, а для СЛТ + Т6 + ПО — 210 мкм. Після ПО адитивно виготовлених зразків вихідна мікроструктура рибиної луски

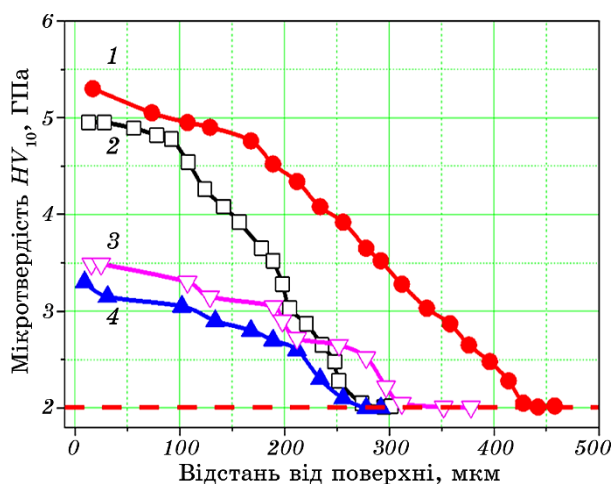


Рис. 7. Залежності зміни мікротвердості ступу AlSi10Mg із глибиною модифікованого шару: 1 — СЛТ + ПО ($t = 120$ с), 2 — СЛТ + ПО ($t = 60$ с), 3 — СЛТ + Т6 + ПО ($t = 120$ с), 4 — СЛТ + Т6 + ПО ($t = 60$ с).

Fig. 7. Depth dependences of microhardness of AlSi10Mg-alloy samples: 1—SLM + SB ($t = 120$ s), 2—SLM + SB ($t = 60$ s), 3—SLM + T6 + SB ($t = 120$ s), 4—SLM + T6 + SB ($t = 60$ s).

знижає аналогічно дії термічного оброблення та відбувається виділення дрібних частинок Силіцію з пересиченого твердого розчину на основі алюмінію (рис. 8, з). Формується також перехідний шар, в якому частково залишаються застигли ванни розтопу, які окантовані частинками Si. Скоріш за все, така структура та високі значення поверхневої мікротвердості свідчать про втілення частинок Al_2O_3 , які істотно подрібнюються під час ударної деформації.

У випадку зразків СЛТ + Т6 + ПО пришвидшеними частинками обробляється вже гомогенізована структура, в якій сферичні виділення Si достатньо рівномірно розподілені в об'ємі матеріалу. Тому яскраво вираженого зміцненого шару не спостерігається.

Можна лише зробити висновок, що у обробленій області подрібнені частинки Si вибудовуються у ряди, паралельні щодо поверхні зразка, тобто спостерігається більш упорядкована структура, тоді як в об'ємі ці виділення в деякій мірі повторюють сегменти вихідної СЛТ-структури з перехрещеннями, тобто розташовані більш хаотично.

Для порівняння автори [35], використовуючи піскоструминне оброблення мікросферами SiO_2 діаметром у 200–300 мкм під тиском у 0,7 МПа з віддалю у 20 см упродовж 40 с, досягли ефекту поверхневого зміцнення на 20% і товщини ураженого шару у ≈ 200 мкм. Водночас залишкові напруження стиснення, спричинені ударним обробленням поверхні, складали приблизно -90 МПа і сягали

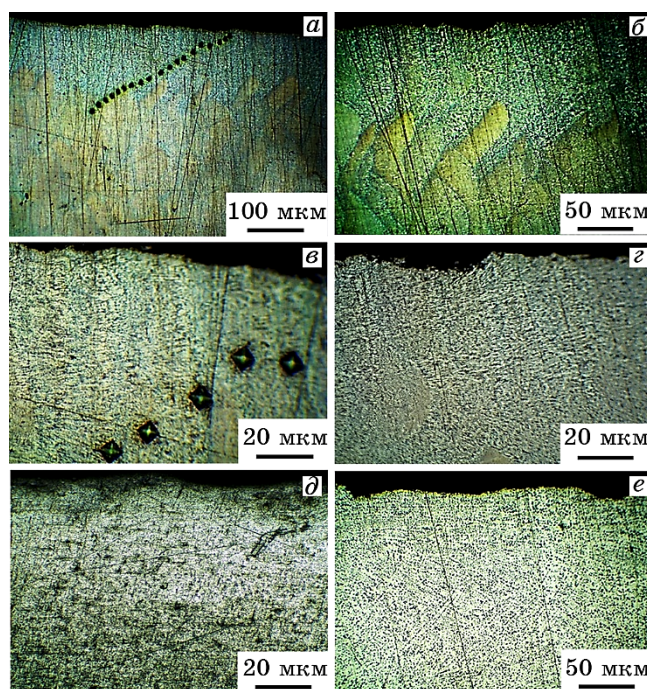


Рис. 8. Мікроструктура поперечного перерізу за різних збільшень для зразків ступу AlSi10Mg після оброблення на максимальну міцність: СЛТ + ПО (*a–в*), СЛТ + Т6 + ПО (*г, e*).

Fig. 8. Microstructure of cross-sections of AlSi10Mg alloy samples at various magnifications after treatment to maximum strength: SLM + SB (*a–в*), SLM + T6 + SB (*г, e*).

пікового значення у -155 МПа на глибині у $0,12$ мм. Після ПО термічно обробленого зразка залишкові напруження мали менше значення; максимальне напруження було виявлено на приблизно аналогічній глибині порівняно з відповідною серією без термічного оброблення ($0,14$ мм). Водночас загальна глибина шару, на який впливають залишкові напруження стиснення, була більшою та досягала $0,36$ мм.

Для виявлення напружень першого роду (σ_R), змін фазового складу та періодів кристалічної ґратниці, аналізу областей когерентного розсіяння (ОКР) і ступеня деформації кристалічної ґратниці (ε) алюмінію застосовано рентгеноструктурну аналізу (рис. 9 і 10). На рисунку 9 наведено фрагменти дифрактограм, які уможливають проаналізувати кутові положення й інтенсивність дифракційних максимумів Al(111), $Al_2O_3(012)$, Si(111) для СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані та після термічного оброблення, а також після різних режимів ПО.

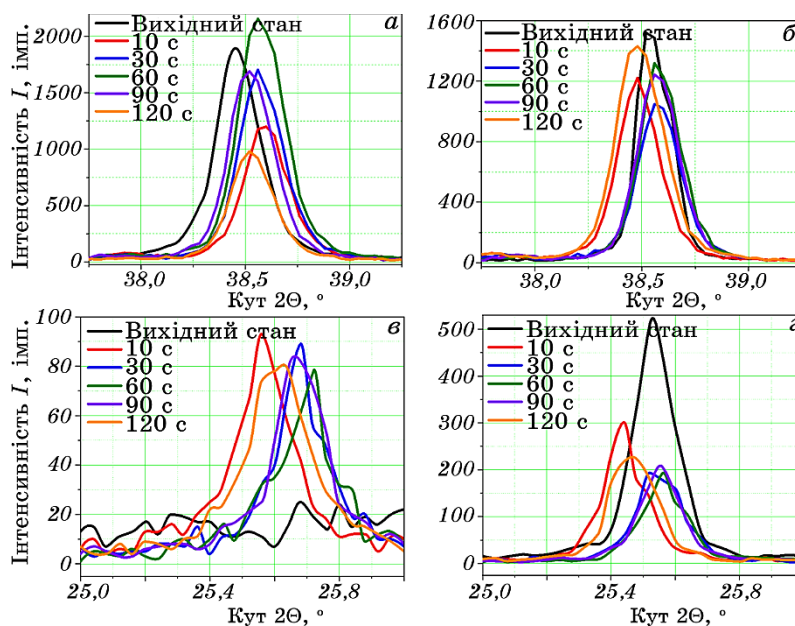


Рис. 9. Зміни інтенсивності та положення дифракційних максимумів для зразків стопу AlSi10Mg: Al(111), СЛТ + ПО (а); Al(111), СЛТ + Т6 + ПО (б); Al₂O₃(012), СЛТ + ПО (в); Si(111), СЛТ + Т6 + ПО (г).

Fig. 9. Changes in intensity and positions of diffraction peaks for AlSi10Mg alloy samples: Al(111), SLM + SB (a); Al(111), SLM + T6 + SB (б); Al₂O₃(012), SLM + SB (в); Si(111), SLM + T6 + SB (г).

Кількісний фазовий склад представлено в табл. 4.

Слід зазначити, що у вихідному стані СЛТ та СЛТ + Т6 наявні дифракційні максимуми від алюмінію (PDF-2 ID: 03-065-2869, просторова група 225: $Fm-3m$) та Si (PDF-2 ID: 00-005-0565, просторова група 227: $Fd-3m$). За даними кількісної рентгенофазової аналізи вміст Si становить $\cong 9,7\%$ ваг. У рівноважному стані для 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, що створює пересичену структуру твердого розчину на основі алюмінію.

Розмір ОКР алюмінію складає 44 нм і 105 нм для зразків без термічного оброблення та після Т6 відповідно. Ступінь деформації кристалічної ґратниці є вищим для СЛТ + ПО порівняно з СЛТ + Т6 + ПО та дорівнює $\cong 0,16\%$ порівняно з $0,075\%$.

Напруження першого роду (σ_R) є стискальними в обох випадках (50–100 ГПа), що пов'язане з механічним поліруванням зразків до проведення ПО.

Після СЛТ + ПО та СЛТ + Т6 + ПО з'являються рефлекси від

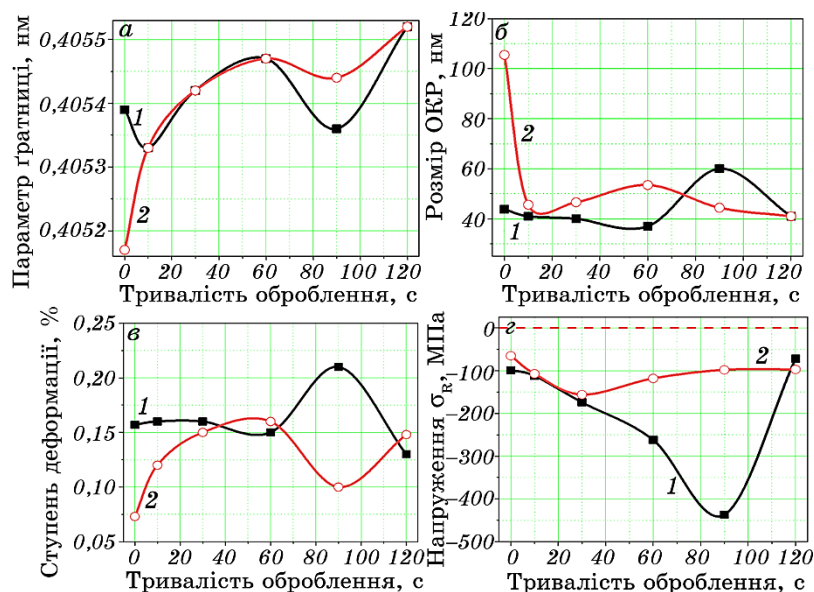


Рис. 10. Параметер кристалічної ґратниці алюмінію (а), розмір областей когерентного розсіяння (б), ступінь деформації кристалічної ґратниці (в) та рівень залишкових напружень першого роду (г) після піскоструминного оброблення стопу AlSi10Mg: 1 — СЛТ + ПО, 2 — СЛТ + Т6 + ПО.

Fig. 10. Crystal-lattice parameter of aluminium (a), coherent scattering area size (б), lattice microstrains (в), residual stresses of the first kind (г) after sand-blasting of AlSi10Mg alloy: 1—SLM + SB, 2—SLM + T6 + SB.

Al_2O_3 ; кількість цієї фази коливається від 26% ваг. до 35% ваг. і є дещо більшою для термооброблених зразків. Але істотної залежності від часу ПО не спостерігається.

Однією з причин зміцнення поверхні стопів алюмінію може бути процес механохімічного окиснення під дією інтенсивної пластичної деформації на повітрі. Як відомо, алюміній не існує в чистому вигляді у природі через його високу активність щодо Оксигену. У природньому стані вони швидко реагують, утворюючи пасивувальну плівку оксиду Алюмінію (Al_2O_3), яка покриває поверхню алюмінію. Повідомлялося, що за умов природньої атмосфери шар оксиду Алюмінію товщиною у 1 нм формується упродовж перших 2 годин і зрештою сягає товщини у 10 нм [45].

Оксид Алюмінію є тяжкотопким із температурою топлення у $\cong 2050^\circ C$; тому, незважаючи на жорсткий контроль Оксигену, його наявність може бути зафіксовано навіть на перетопленій лазером поверхні після СЛТ. Під час ПО частинки Al_2O_3 внаслідок удару можуть зруйнувати вихідну плівку оксиду Алюмінію, але нова плівка швидко утворюється знову в природньому середовищі, що може

ТАБЛИЦЯ 4. Кількісний фазовий склад за даними рентгеноструктурної аналізу.**TABLE 4.** Quantitative phase composition according to x-ray diffraction analysis.

Оброблення	Тривалість ПО, с	Вміст, % ваг.		
		Al	Si	Al ₂ O ₃
СЛТ	–	90,3	9,7	0
	10	64	6	30
	30	67,2	6,5	26,3
СЛТ + ПО	60	66	6,4	27,6
	90	65	6	29
	120	64	6,7	29,3
	10	65	7	28
	30	62	7	31
СЛТ + Т6 + ПО	60	63	7	30
	90	62	6	32
	120	60	5	35

пояснювати пік Оксигену, виявлений на модифікованій піскоструминним обробленням поверхні мікрорентгеноспектральною аналізою (табл. 2, рис. 3, б). На поперечному перерізі зразка ця тонка плівка оксиду достатньо наочно спостерігається. Але під нею модифікований шар містить втілені частинки Al₂O₃, що і є однією з можливих причин зміцнення поверхні.

У випадку, коли на поверхні матеріалу під дією інтенсивної пластичної деформації формується суцільний зміцнений оксидний «білий шар», як наприклад, для стопу Д16 під впливом УЗУО тривалістю у 80 с, концентрація Оксигену на поверхні та із глибиною приповерхневого шару наближується до 60 ат.%, а сам шар має зовсім іншу морфологію [44].

Ще однією причиною деформаційного зміцнення, пов'язаною з інтенсивною пластичною деформацією, викликану повторюваним впливом абразивних частинок на поверхню зразків, є можливе зменшення розміру кристалітів, на яких відбувається дифракція, а також зміни залишкового напруженого стану.

Що стосується розміру кристалітів (рис. 10, б), то цей чинник впливу має значення лише для зразків після термічного оброблення Т6, оскільки на початкових стадіях ПО відбувається зменшення ОКР в 2,3 рази до 45 нм. Для зразків СЛТ + ПО без термічного оброблення розмір ОКР істотно не змінюється та знаходиться в межах 40–60 нм.

Напруження стиснення, навпаки, мають значення для зразків

СЛТ + ПО та практично не змінюються від вихідного рівня для зразків СЛТ + Т6 + ПО (рис. 10, *з*). Так, для часу оброблення у 90 с досягається максимальне значення у -450 ГПа, що значно більше за -150 ГПа, про яке повідомляють автори [35]. Очікується, що високий рівень напружень стиску позитивно вплине на втомну поведінку стопу, як продемонстрували автори [6]. Крім того, виміряні значення добре узгоджуються з висновками інших дослідників щодо стопу AlSi10Mg у готовому стані та підданому піскоструминному обробленню [33]. Для часу оброблення у 90 с зразків СЛТ + Т6 + ПО спостерігається й найменший параметер кристалічної ґратниці алюмінію (рис. 10, *а*), а також найбільший ступінь її деформації (рис. 10, *в*). Для 120 с оброблення напруження стиску різко зменшуються до вихідного стану, а ступінь деформації стає навіть меншим за вихідний СЛТ-стан; параметер ґратниці алюмінію водночас збільшується. Ці дані підтверджують перебіг релаксаційних процесів, який супроводжується зменшенням мікротвердості (рис. 6, *а*). Зміна положення дифракційних максимумів $\text{Al}(111)$ і $\text{Si}(111)$ також підтверджує релаксацію напружень: як для зразків СЛТ + ПО, так і СЛТ + Т6 + ПО після 120 с оброблення значення кута дифракції повертається до початкового, яке було зафіксовано для 10 с.

Як відомо, Силіцій зменшує параметер ґратниці алюмінію (за розчинення 1 ат. % Si — $\cong$ на 0,06%). В даному разі для СЛТ + ПО параметер ґратниці зменшується для 10 с і 90 с оброблення та збільшується для інших значень часу. Для зразків СЛТ + Т6 + ПО параметер ґратниці збільшується, тобто Si виділяється з твердого розчину, а це також сприяє зміцненню.

4. ВИСНОВКИ

Після піскоструминного оброблення морфологія поверхні, мікроструктура, мікротвердість і залишкові напруження зразків стопу AlSi10Mg зазнають значних змін, які мають немонотонний характер.

Вплив ПО на морфологію поверхні термооброблених зразків є більш очевидним, оскільки супроводжується формуванням ширших і глибших кратерів і, відповідно, більшими втратами маси.

Найбільшого деформаційного зміцнення зазнають СЛТ-зразки завдяки специфічній вихідній мікроструктурі. Термічне оброблення Т6, сприяючи мікроструктурній гомогенізації, усуненню зон впливу тепла та сфероїдизації кремнію, радикально змінює механічну поведінку виготовлених СЛТ-зразків. У цьому разі загальний ефект зміцнення зменшується, а після 120 с оброблення відбувається релаксація напружень і відповідне знеміцнення підповерхневих шарів.

Механізми зміцнення внаслідок ПО відрізняються для різних станів адитивно виготовленого стопу AlSi10Mg . Крім втілення змі-

цнювальних частинок абразиву Al_2O_3 у кількості до 35% ваг., для випадку СЛТ + ПО вирішального значення має високий рівень залишкових напружень стиснення (-450 ГПа), а для СЛТ + Т6 + ПО — в основному подрібнення вихідної структури (розмір ОКР зменшується більше ніж вдвічі до 45 нм).

Висока кінетична енергія частинок Al_2O_3 під час багаторазових ударів призводить до утворення поверхневих дефектів і з часом — до перебігу процесів релаксації у модифікованому шарі стопу AlSi10Mg і, таким чином, нівелювання бажаного ефекту зміцнення. В цьому випадку більш «м'яке» піскоструминне оброблення поверхні може бути більш сприятливим.

Механічне кінетичне оброблення поверхні стопу AlSi10Mg зумовлює високі залишкові напруження стиснення у підповерхневих шарах, що має позитивно впливати на втомну міцність.

Роботу виконано в рамках держбюджетної 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), а також за підтримки НАН України (№ д/р 0123U102368).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. H. N. Lim, S. J. Sebastin, and J. Hand, *The J. Hand Surgery (Asian-Pacific Volume)*, **27**, No. 1: 204 (2022).
2. Qomariah and T. Rochman, *Civil Eng. Architect.*, **11**, No. 1: 101 (2023).
3. M. Cao, D. G. Zhang, Y. Gao, R. P. Chen, G. L. Huang, Z. Feng, R. Poprawe, J. H. Schleifenbaum, and S. Ziegler, *Mater. Sci. Eng. A*, **801**: 140427 (2021).
4. L. A. Rinaldi, R. Gomes da Silva, C. B. Haro, T. Trivico, P. F. Cesar, and L. Hian da Silva, *Int. J. Adhesion Adhesives*, **133**: 103758 (2024).
5. E. Convens, *Sandblasting Basics* (Gaelic Victors: 2017).
6. A. Pola, D. Battini, M. Tocci, A. Avanzini, L. Girelli, C. Petrogalli, and M. Gelfi, *Frattura ed Integrita Strutturale*, **49**: 775 (2019).
7. F. Sausto, C. Tezzele, and S. Beretta, *Metals*, **12**: 898 (2022).
8. A. Avanzini, D. Battini, M. Gelfi, L. Girelli, C. Petrogalli, A. Pola, and M. Tocci, *Proc. Struct. Integrity*, **18**: 119 (2019).
9. M. O. Vasiliev, G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova, *Usp. Fiz. Met.*, **5**, No. 3: 345 (2004) (in Russian).
10. L. C. Wang and D. Y. Li, *Surf. Coat. Technol.*, **167**: 188 (2003).
11. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
12. X. Y. Wang and D. Y. Li, *Wear*, **255**, Iss. 7–12: 836 (2003).
13. X. S. Guan, Z. F. Dong, and D. Y. Li, *Nanotechnol.*, **16**: 2963 (2005).
14. A. Bandyopadhyay and S. Bose, *Additive Manufacturing* (CRC Press: 2021).
15. I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, *Additive Manufacturing Technologies* (Springer: 2021).

16. T. Mukherjee and T. DebRoy, *Theory and Practice of Additive Manufacturing* (Wiley: 2023).
17. E. Pei, A. Bernard, D. D. Gu, C. Klahn, and M. Monzyn, *Springer Handbook of Additive Manufacturing* (Springer: 2023).
18. S. Joshi, R. P. Martukanitz, A. R. Nassar, and P. Michaleris, *Additive Manufacturing with Metals: Design, Processes, Materials, Quality Assurance, and Applications* (Springer: 2023).
19. V. Kumar, *Hybrid Composite Materials and Manufacturing: Fibers, Nano-Fillers and Integrated Additive Processes* (De Gruyter: 2024).
20. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 1: 5 (2023).
21. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **23**, No. 2: 337 (2022).
22. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **25**, No. 3: 614 (2024).
23. N. Read, W. Wang, K. Essa, and M. M. Attallah, *Mater. Design*, **65**: 417 (2015).
24. L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, and J. V. Humbeeck, *Acta Mater.*, **61**: 1809 (2013).
25. B. Li, H. Wang, J. Jie, and Z. Wei, *Mater. Design*, **32**: 1617 (2011).
26. P. Fathi, M. Mohammadi, X. Duan, and A. M. Nasiri, *J. Mater. Process. Technol.*, **259**: 1 (2018).
27. Y. C. Tsai, C. Y. Chou, S. L. Lee, C. K. Lin, J. C. Lin, and S. W. Lim, *J. Alloy Compd.*, **487**: 157 (2009).
28. M. Tang and P. C. Pistorius, *Int. J. Fatigue*, **94**: 192 (2017).
29. P. Mercelis and J.-P. Kruth, *Rapid Prototyping J.*, **12**, Iss. 5: 254 (2006).
30. D. D. Gu and Y. F. Shen, *Mater. Design*, **30**: 2903 (2009).
31. А. П. Бурмак, С. М. Волошко, С. І. Сидоренко, І. А. Владимирський, М. М. Ворон, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, *Металофіз. новітні технол.*, **47**, № 5: 473 (2025).
32. А. П. Бурмак, М. М. Ворон, С. М. Волошко, С. І. Сидоренко, І. А. Владимирський, С. І. Конорев, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, *Металофіз. новітні технол.*, **47**, № 8: 827 (2025).
33. M. H. Nasab, A. Giussani, D. Gastaldi, V. Tirelli, and M. Vedani. *Metals*, **9**, Iss. 10: 1063 (2019).
34. S. Fini, D. Croccolo, M. De Agostinis, G. Olmi, L. Paiardini, C. Scapecchi, and M. Mele, *Prog. Additive Manufacturing*, **10**: 1385 (2025).
35. S. Bagherifard, N. Beretta, S. Monti, M. Riccio, M. Bandini, and M. Guagliano, *Mater. Design*, **145**: 28 (2018).
36. E. Maleki, S. Bagherifard, O. Unal, and M. Guagliano, *Mater. Design*, **248**: 113462 (2024).
37. 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).
38. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, **17**, No. 3: 209 (2016).
39. N. E. Uzan, S. Ramati, R. Shneck, N. Frage, and O. Yeheskel, *Additive Manufacturing*, **21**: 458 (2018).
40. <https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2022/11/aam-materials-3-designation-system.pdf>
41. B. Efremenko, Y. Chabak, I. Petryshynets, V. Efremenko, K. Wu, S. Arshad, and F. Kromka, *Materials*, **18**, Iss. 5: 1102 (2025).
42. М. О. Васильєв, Л. Ф. Яценко, С. М. Волошко, П. О. Гурін, *Металофіз. но-*

- вітні технол., **38**, № 5: 683 (2016).
43. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісти ХТУУ «КПІ»*, № 3: 42 (2009).
 44. Г. І. Прокопенко, А. Л. Березина, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Металофіз. новітні технол.*, **32**, № 3: 397 (2010).
 45. H. Y. Fan, A. Witvrouw, F. Wolf-Monheim, R. Souschek, and S. F. Yang, *Hybrid Additive Manufacturing of Cost-Effective Automobile Parts by Diecasting (AlSi7Mg0.3 (A356)) and Selective Laser Melting (AlSi7Mg0.5 (A357)) — Effects of Substrate Surface Treatments on Bimetallic Interface Bonding Quality* (Prepr./KU Leuven, 2022) (Leuven: 2022).

REFERENCES

1. H. N. Lim, S. J. Sebastin, and J. Hand, *The J. Hand Surgery (Asian-Pacific Volume)*, **27**, No. 1: 204 (2022).
2. Qomariah and T. Rochman, *Civil Eng. Architect.*, **11**, No. 1: 101 (2023).
3. M. Cao, D. G. Zhang, Y. Gao, R. P. Chen, G. L. Huang, Z. Feng, R. Poprawe, J. H. Schleifenbaum, and S. Ziegler, *Mater. Sci. Eng. A*, **801**: 140427 (2021).
4. L. A. Rinaldi, R. Gomes da Silva, C. B. Haro, T. Trivico, P. F. Cesar, and L. Hian da Silva, *Int. J. Adhesion Adhesives*, **133**: 103758 (2024).
5. E. Convens, *Sandblasting Basics* (Gaelic Victors: 2017).
6. A. Pola, D. Battini, M. Tocci, A. Avanzini, L. Girelli, C. Petrogalli, and M. Gelfi, *Frattura ed Integrità Strutturale*, **49**: 775 (2019).
7. F. Sausto, C. Tezzele, and S. Beretta, *Metals*, **12**: 898 (2022).
8. A. Avanzini, D. Battini, M. Gelfi, L. Girelli, C. Petrogalli, A. Pola, and M. Tocci, *Proc. Struct. Integrity*, **18**: 119 (2019).
9. M. O. Vasiliev, G. I. Prokopenko, and V. S. Filatova, *Usp. Fiz. Met.*, **5**, No. 3: 345 (2004) (in Russian).
10. L. C. Wang and D. Y. Li, *Surf. Coat. Technol.*, **167**: 188 (2003).
11. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
12. X. Y. Wang and D. Y. Li, *Wear*, **255**, Iss. 7–12: 836 (2003).
13. X. S. Guan, Z. F. Dong, and D. Y. Li, *Nanotechnol.*, **16**: 2963 (2005).
14. A. Bandyopadhyay and S. Bose, *Additive Manufacturing* (CRC Press: 2021).
15. I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, *Additive Manufacturing Technologies* (Springer: 2021).
16. T. Mukherjee and T. DebRoy, *Theory and Practice of Additive Manufacturing* (Wiley: 2023).
17. E. Pei, A. Bernard, D. D. Gu, C. Klahn, and M. Monzyn, *Springer Handbook of Additive Manufacturing* (Springer: 2023).
18. S. Joshi, R. P. Martukanitz, A. R. Nassar, and P. Michaleris, *Additive Manufacturing with Metals: Design, Processes, Materials, Quality Assurance, and Applications* (Springer: 2023).
19. V. Kumar, *Hybrid Composite Materials and Manufacturing: Fibers, Nano-Fillers and Integrated Additive Processes* (De Gruyter: 2024).
20. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **24**, No. 1: 5 (2023).
21. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **23**, No. 2: 337 (2022).

22. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Progress in Physics of Metals*, **25**, No. 3: 614 (2024).
23. N. Read, W. Wang, K. Essa, and M. M. Attallah, *Mater. Design*, **65**: 417 (2015).
24. L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, and J. V. Humbeeck, *Acta Mater.*, **61**: 1809 (2013).
25. B. Li, H. Wang, J. Jie, and Z. Wei, *Mater. Design*, **32**: 1617 (2011).
26. P. Fathi, M. Mohammadi, X. Duan, and A. M. Nasiri, *J. Mater. Process. Technol.*, **259**: 1 (2018).
27. Y. C. Tsai, C. Y. Chou, S. L. Lee, C. K. Lin, J. C. Lin, and S. W. Lim, *J. Alloy Compd.*, **487**: 157 (2009).
28. M. Tang and P. C. Pistorius, *Int. J. Fatigue*, **94**: 192 (2017).
29. P. Mercelis and J.-P. Kruth, *Rapid Prototyping J.*, **12**, Iss. 5: 254 (2006).
30. D. D. Gu and Y. F. Shen, *Mater. Design*, **30**: 2903 (2009).
31. A. P. Burmak, S. M. Voloshko, S. I. Sydorenko, I. A. Vladymyrs'kyi, M. M. Voron, B. M. Mordyuk, and M. O. Vasylyev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 5: 473 (2025) (in Ukrainian).
32. 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. Vasylyev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, № 8: 827 (2025) (in Ukrainian).
33. M. H. Nasab, A. Giussani, D. Gastaldi, V. Tirelli, and M. Vedani, *Metals*, **9**, Iss. 10: 1063 (2019).
34. S. Fini, D. Croccolo, M. De Agostinis, G. Olmi, L. Paiardini, C. Scapecchi, and M. Mele, *Prog. Additive Manufacturing*, **10**: 1385 (2025).
35. S. Bagherifard, N. Beretta, S. Monti, M. Riccio, M. Bandini, and M. Guagliano, *Mater. Design*, **145**: 28 (2018).
36. E. Maleki, S. Bagherifard, O. Unal, and M. Guagliano, *Mater. Design*, **248**: 113462 (2024).
37. 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).
38. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, **17**, No. 3: 209 (2016).
39. N. E. Uzan, S. Ramati, R. Shneck, N. Frage, and O. Yeheskel, *Additive Manufacturing*, **21**: 458 (2018).
40. <https://european-aluminium.eu/wp-content/uploads/2022/11/aam-materials-3-designation-system.pdf>
41. B. Efremenko, Y. Chabak, I. Petryshynets, V. Efremenko, K. Wu, S. Arshad, and F. Kromka, *Materials*, **18**, Iss. 5: 1102 (2025).
42. M. O. Vasylyev, L. F. Yatsenko, S. M. Voloshko, and P. O. Huryn, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 5: 683 (2016) (in Ukrainian).
43. H. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. Ye. Kotenko, and A. P. Burmak, *Naukovi Visti NTUU 'KPI'*, No. 3: 42 (2009) (in Ukrainian).
44. G. I. Prokopenko, A. L. Berezina, S. M. Voloshko, I. E. Kotenko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 3: 397 (2010) (in Russian).
45. H. Y. Fan, A. Witvrouw, F. Wolf-Monheim, R. Souschek, and S. F. Yang, *Hybrid Additive Manufacturing of Cost-Effective Automobile Parts by Diecasting (AlSi7Mg0.3 (A356)) and Selective Laser Melting (AlSi7Mg0.5 (A357)) — Effects of Substrate Surface Treatments on Bimetallic Interface Bonding Quality* (Prepr./KU Leuven, 2022) (Leuven: 2022).