

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 81.40.Gh, 81.65.-b, 81.70.Bt, 83.10.Tv

## Модифікування поверхні адитивно виготовленого ступу AlSi10Mg ультразвуковим ударним обробленням

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

\**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*

Досліджено вплив ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) на мікроструктуру та властивості ступу AlSi10Mg, виробленого селективним лазерним топленням порошку. В залежності від тривалості УЗУО проаналізовано еволюцію мікротвердості, морфології поверхні, залишкових напружень, ступеня деформації та структурно-фазового стану зразків AlSi10Mg безпосередньо після 3D-друку та після попереднього термічного

Corresponding author: Andriy Petrovych Burmak  
E-mail: [abyrmak@gmail.com](mailto:abyrmak@gmail.com)

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

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

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

Citation: A. P. Burmak, S. M. Voloshko, I. A. Vladymyrs'kyy, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyl'yev, and M. M. Voron, Surface Modification of the Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy by Ultrasonic Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 48, No. 1: 61–85 (2026) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.48.01.0061](https://doi.org/10.15407/mfint.48.01.0061)

© 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>)

оброблення T6 (нагрівання із 1°C/с, відпал за температури у 520°C, 1,5 години, гартування у воду, штучне старіння за температури у 150 ± 5°C, 10 год.). Доведено, що УЗУО може бути рекомендовано для постоброблення 3D-друкованих виробів, оскільки є ефективним засобом поліпшення комплексу властивостей ступу AlSi10Mg завдяки модифікуванню поверхні, а саме: зростанню мікротвердості вище 4 ГПа, наведенню макроскопічних стискальних напружень (до –1380 ГПа) та зменшенню дефектності.

**Ключові слова:** селективне лазерне топлення, термічне оброблення, ультразвукове ударне оброблення, мікроструктура, фазовий склад, AlSi10Mg.

The effects of ultrasonic impact treatment (UIT) on the microstructure and properties of the AlSi10Mg alloy manufactured by selective laser melting of powder are studied. Depending on the UIT duration, the evolutions of microhardness, surface morphology, residual stresses, strain extent, and structural–phase state of the AlSi10Mg-alloy specimens are analysed both directly after 3D printing and after preliminary T6 heat treatment (*i.e.*, heating at 1°C/s, tempering for 1.5 h, water quenching, and artificial ageing at 150°C for 10 h). As proven, UIT can be recommended for post-processing of the 3D-printed products, as it is an effective method for improving the properties' complex of the AlSi10Mg alloy owing to surface modification, namely: a microhardness increase above 4 GPa, the formation of macroscopic compressive stresses (up to –1380 GPa), and defectiveness reduction.

**Key words:** selective laser melting, thermal treatment, ultrasonic impact treatment, microstructure, phase composition, AlSi10Mg.

(Отримано 12 травня 2025 р.; остаточн. варіант — 20 липня 2025 р.)

## 1. ВСТУП

Технології адитивного виробництва (АВ) є невід'ємною частиною Industry 4.0 завдяки кардинальному скороченню етапів виробництва та мінімізації відходів. Швидкий розвиток АВ сприяє все більшій його важливості для виготовлення інноваційної продукції, особливо у високотехнологічних галузях для виготовлення складних компонентів конструкцій, які неможливо створити за допомогою традиційних виробничих інструментів [1].

Особлива увага до АВ ступу AlSi10Mg пов'язана з його легкістю, високою питомою міцністю та чудовою стійкістю до корозії, що робить його придатним для застосування в аерокосмічній, автомобільній і морській промисловостях. Така технологія АВ, як селективне лазерне топлення (СЛТ) порошку, дає змогу створювати з цього ступу легкі конструкції зі складною геометрією [2]. Але поки що не вдається уникнути дефектів/недосконалостей різних типів, таких як поруватість, вади топлення, шерстка поверхня, включення оксидів, бризки, нерозтоплені плями, сліди оброблення, утворення

кульок, подряпини від полірування, окремі частинки Si тощо [3]. Теплові умови під час виробництва, які залежать як від параметрів процесу (наприклад, потужності лазера, швидкості сканування, товщини шару та віддалі між траєкторіями сканування), так і від параметрів проектування (зокрема, геометрії деталю та його орієнтації під час побудови), можуть впливати на характеристики цих дефектів, включаючи розмір, розташування та кількість [4–8].

Загалом використання технології СЛТ для виготовлення деталей зі сплаву AlSi10Mg уможливорює досягти достатньо високих показників міцності; однак підвищена дефектність знижує пластичність і ускладнює оброблення матеріалу [9]. Окрім явних чинників, що впливають на механічні та технологічні властивості матеріалу, слід також зазначити формування високодисперсної структури та перенасичення твердого розчину на основі алюмінію Силіцієм. З одного боку, дисперсність структури може бути позитивним чинником для досягнення високих механічних і експлуатаційних характеристик сплаву AlSi10Mg, однак напруження розтягу в структурі, її перенасичення Силіцієм та анізотропія властивостей вимагають додаткового термічного оброблення 3D-виробів [10, 11].

Нині залишкові дефекти та напруження у таких виробках здебільшого усуваються саме за допомогою термічного оброблення, що у більшості випадків уможливорює поліпшити комплекс механічних характеристик, таких як межа плинності, міцність на розтяг, пластичність і довговічність. Варто зазначити, що конкретні параметри термічного оброблення, такі як температура, тривалість і швидкість охолодження, можуть істотно впливати на кінцеву мікроструктуру сплаву AlSi10Mg і, як наслідок, на критично важливі властивості матеріалу [12].

Для зміни мікроструктури поверхні використовують також і різні методи деформаційного впливу, включаючи шротоструменеве оброблення, прокатування, лазерне ударне зміцнення, ультразвукове ударне оброблення (УЗУО) та ін. Вважається, що саме УЗУО є одним з найбільш ефективних методів поверхневого зміцнення, оскільки завдяки високочастотному впливу спричиняє пластичну деформацію поверхневих шарів матеріалу, подрібнює зерна до нанорозмірів і генерує стискальні залишкові напруження [13, 14]. В результаті УЗУО вдалося, наприклад, збільшити втомну довговічність сплаву 7075-T651 до 20 разів порівняно з необробленим зразком [15]. А можливість усунення залишкової поруватості внаслідок УЗУО, як продемонстровано в [16, 17], є надзвичайно корисним ефектом для 3D-виробів, одержаних шляхом СЛТ.

Тому ультразвукові технології поверхневого оброблення останнім часом все частіше впроваджуються до адитивного виробництва, наприклад, ультразвукове абразивне полірування [18], УЗУО [19, 20] тощо. Інший підхід засновано на обробленні поверхні кожного

сформованого шару матеріалу ударним інструментом безпосередньо в процесі 3D-друку. В результаті ефективно підвищується якість кожного шару й усього виробу, заліковуються та ущільнюються наявні дефекти, подрібнюється структура, зростають твердість, мікротвердість і втомна міцність, ініціюються фазові перетворення [21, 22]. Наприклад, для стопу AlSi10Mg шерсткість поверхні зменшується на  $\cong 98\%$ , а твердість збільшується на  $\cong 24\%$  [23].

Використання УЗУО не тільки безпосередньо під час 3D-друку, а й в якості окремого етапу пост-оброблення поверхні готових виробів має очевидні переваги оскільки дає змогу обробляти великогабаритні деталі складної форми або здійснювати локальне зміцнення в місцях, що піддаються критичним вібраційним навантаженням. За допомогою УЗУО можна зменшити розмір зерна на 55,8%, збільшити густину дислокацій до 46%, рівномірно розподілити виділення вторинних фаз у матриці, таким чином ефективно поліпшуючи механічні властивості алюмінійового стопу 2219 [24]. Але в цьому випадку доцільно піддавати дії УЗУО вже термічно оброблений матеріал. Якщо це стосується СЛТ-стопу AlSi10Mg, то мова йде про термічне оброблення за типовим режимом T6 — відпал, загартування та штучне старіння [25].

Таким чином, вивчати вплив УЗУО на структуру та властивості стопу AlSi10Mg без термічного оброблення доцільно з метою удосконалення технології СЛТ шляхом застосування інтенсивного деформаційного впливу безпосередньо під час 3D-друку, а після термічного оброблення T6 — для зменшення кількості залишкових дефектів, зміцнення та наведення стискальних напружень у поверхневих шарах готових 3D-виробів. Однак режими УЗУО підлягають ретельному визначенню для обох зазначених випадків, на чому і зосереджено основний фокус цього дослідження.

Метою даної роботи є комплексна аналіза еволюції мікротвердості, морфології поверхні, залишкових напружень, ступеня деформації, структурно-фазового складу стопу AlSi10Mg, одержаного селективним лазерним топленням порошку, внаслідок ультразвукового ударного впливу різної тривалості, зокрема у комбінації з термічним обробленням T6.

## 2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки стопу AlSi10Mg у вигляді паралелепіпеда розмірами  $20 \times 10 \times 5$  мм і густиною в  $2,66 \text{ г/см}^3$  виготовлено за технологією селективного лазерного топлення порошку на принтері Alfa-150D компанії «АЛТ України» (Адитивні лазерні технології України). Принципову схему друку та технічні характеристики використаного принтера наведено в [26].

У якості вихідного матеріалу використовувався сферичний по-

рошок стопу AlSi10Mg з розмірами частинок в діапазоні 20–63 мкм. Пристрій 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  $\cong 45$  мкм і довжиною хвилі у  $1070 \pm 2$  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 Ar.

Після відокремлення від платформи побудови СЛТ-заготівки стопу AlSi10Mg розділено на дві серії: першу використовували для досліджень у вихідному стані після друку, а другу — для досліджень після термічного оброблення (ТО).

Вибір режиму термічного оброблення ґрунтується на результатах, наведених в [12]. 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 1,5 години з гартуванням у воду. Штучне старіння упродовж 10 годин відбувалося за температури у  $150 \pm 5^\circ\text{C}$ .

Хемічний склад визначено методом рентгенофлуоресцентної аналізи і наведено в табл. 1.

Ультразвукове ударне оброблення проводилося на повітрі на приладі УЗГ-300 (рис. 1) ударною голівкою з циліндричним бойком діаметром у 10 мм та довжиною у 18 мм (із загартованої криці ШХ15) за методикою [27]. Для досліджень використовувалися зразки у вигляді паралелепіпедів розміром 10×10 мм і висотою у 5 мм ( $\pm 0,1$  мм). Амплітуда торця концентратора складала  $A = 25$  мкм, тривалість оброблення змінювалася від 30 с до 300 с. В процесі навантаження зразок отримував  $10^4$ – $10^5$  ударів. Вибір значення амплітуди торця концентратора, середовища та тривалости оброблення проведено з урахуванням попередніх досліджень, наведених в [28].

Використовувалися дві серії зразків — безпосередньо після 3D-друку та після подальшого термічного оброблення за режимом T6 згідно зі стандартом EN1780 [29]. Обробленню піддавалася найбільша площа; схему 3D-друку й особливості структури зразків наведено в [12].

Вимірювання мікротвердості поверхні проводилося за Віккерсо-

**ТАБЛИЦЯ 1.** Хемічний склад зразків стопу AlSi10Mg.

**TABLE 1.** Chemical composition of AlSi10Mg alloy samples.

Вміст, % ваг.				
Al	Si	Mg	Fe	Mn
88,065 ± 0,167	10,505 ± 0,132	0,718 ± 0,128	0,210 ± 0,009	0,502 ± 0,012



Рис. 1. Зовнішній вигляд установки для УЗУО.

Fig. 1. General view of UIT equipment.

ТАБЛИЦЯ 2. Позначення зразків.

TABLE 2. Samples markings.

№	Зразок	Вид оброблення
1	СЛТ	Вихідний стан безпосередньо після 3D-друку
2	СЛТ + Т6	Стан після 3D-друку та термічного оброблення
3	СЛТ + УЗУО	Стан після 3D-друку та ультразвукового ударного оброблення
4	СЛТ + Т6 + УЗУО	Стан після 3D-друку, термічного та ультразвукового ударного оброблень

вою методою з використанням приладу LHVS-1000Z із навантаженням у 100 г. За величиною мікротвердості  $HV$  з урахуванням табличних значень Пуассона коефіцієнта ( $\nu = 0,33$ ) і модуля Юнга ( $E = 70$  ГПа) розраховано межу плинності  $\sigma_{0,2}$  [30], характеристику пластичності  $\delta_n$ , межу міцності  $\sigma_s$  за Ю. В. Мільманом [31], пружну деформацію  $\varepsilon_e$  та пластичну деформацію  $\varepsilon_p$  [32] за формулами, яких наведено в [33].

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопа iScore IS.1053-PLMi. Для цього поліровані зразки стопу AlSi10Mg проявляли в 1% -водному розчині HF. Використано також сканівний електронний мікроскоп TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків пришвидшувальна напруга стано-

вила 20 кВ.

Для рентгеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінення  $\text{CuK}\alpha$ ): 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  $\varepsilon$  та кількісної фазової аналізу 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.

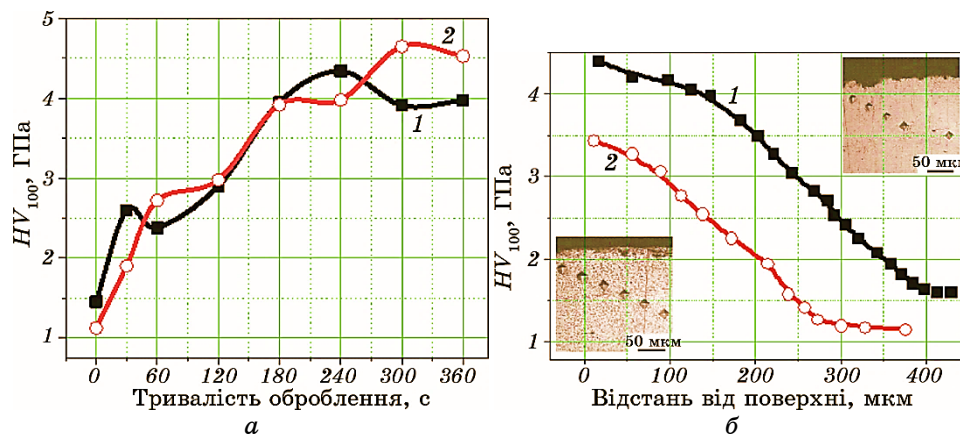
### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2, *a* наведено зміни мікротвердості в залежності від тривалості УЗУО алюмінійового СЛТ-стопу AlSi10Mg у вихідному стані, тобто безпосередньо після його 3D-друку, а також після наступного термічного оброблення за режимом T6.

Для вихідного стану стопу AlSi10Mg характерне значення мікротвердості у 1,45 ГПа, яке є вищим за значення мікротвердості термообробленого зразка. Це пов'язано з особливостями технології СЛТ, за якої формується дисперсна мікроструктура з окремих сегментів. У результаті межі зерен займають значний об'єм і стають одним з головних чинників гальмування руху дислокацій, що і забезпечує високу міцність адитивно виготовлених зразків AlSi10Mg.

Після термічного оброблення, — гартування та штучного старіння, — відбувається руйнування вихідної мікроструктури, яка забезпечувала високу твердість. Це супроводжується зменшенням значення мікротвердості СЛТ-стопу AlSi10Mg до 1,12 ГПа. Виділення Si та інших зміцнювальних фаз, яких цілком достатньо для забезпечення високої твердості ливарних стопів після T6, у даному випадку відіграють значно меншу роль.

УЗУО поверхні вихідного зразка AlSi10Mg зумовлює зростання мікротвердості поверхневого шару (рис. 2, *a*) від початкового значення у 1,5 ГПа до максимального значення у  $\cong 4,34$  ГПа після 240 с



**Рис. 2.** Залежність мікротвердості сплаву AlSi10Mg після УЗУО: від тривалості оброблення поверхні (1 — СЛТ, 2 — СЛТ + Т6) (а), за товщиною модифікованого шару (1 — СЛТ + УЗУО,  $\tau = 240$  с, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО,  $\tau = 300$  с) (б).

**Fig. 2.** Dependence of the AlSi10Mg-alloy microhardness after UIT: on the surface-treatment duration (1—SLM, 2—SLM + T6) (a), on the layer depth (1—SLM + UIT,  $\tau = 240$  s, 2—SLM + T6 + UIT,  $\tau = 300$  s) (b).

оброблення. Ефект зміцнення у цьому випадку сягає  $\cong 3$  разів. Подальше збільшення тривалості УЗУО призводить до зменшення величини мікротвердості, що пов'язане з початком перебігу релаксаційних процесів [34].

Характер зміни мікротвердості зразків СЛТ + Т6 після УЗУО має дещо інший характер — на залежності значень мікротвердості від тривалості оброблення спостерігаються горизонтальні ділянки. Максимальне значення мікротвердості у  $\cong 4,65$  ГПа досягається після 300 с оброблення, а максимальний ефект зміцнення зразка СЛТ + Т6 + УЗУО становить  $\cong 4,15$  разів. Тобто після термічного оброблення за режимом Т6 адитивно виготовленого сплаву AlSi10Mg можна досягти більш істотного зміцнення поверхні в процесі УЗУО, хоча і за дещо більшої тривалості оброблення.

Такий багатостадійний характер змін мікротвердості, який проявляється у чергуванні стадій зміцнення та пластифікації упродовж УЗУО, спостерігається і для інших алюмінієвих сплавів. Наприклад, для сплаву Д16 знеміцнення під час аналогічної схеми УЗУО відбувається до практично постійного значення мікротвердості, що відповідає початковому деформаційному наклепу, який досягається за 30 с оброблення та вдвічі перевищує значення мікротвердості для вихідного стану [34].

В даному разі для зразка СЛТ + УЗУО також за стадіями зміц-

нення слідує стадії пластифікації, тоді як для термообробленого стопу СЛТ + Т6 + УЗУО спостерігаються періоди накопичення деформації, упродовж яких мікротвердість не змінюється, після чого стрибкоподібно зростає (причому ці три стадії чітко спостерігаються після кожних 120 с оброблення).

Добре відомо, що механізм зміцнення під час інтенсивної пластичної деформації (ІПД) заснований на подрібненні зерен і переході меж зерен до нерівноважного стану внаслідок накопичення високого рівня локальних внутрішніх напружень в їхньому оточенні. Кількість і характер розподілу дислокацій є ключовим чинником. Складні взаємодії між дислокаціями сприяють формуванню нових субзерен і посилюють ефект подальшого подрібнення. Як правило, зростання твердості на початкових стадіях деформації, — деформаційний наклеп, — зумовлено тим, що петлі дислокацій стають структурно більш організованими, формуючи межі дислокаційних комірок, всередині яких дислокації відсутні. Надалі для звичайних полікристалічних однофазних матеріалів зміцнення за рахунок подрібнення зерен стає домінуючим.

Для багатозфазних систем, до яких належать деформовані алюмінієві стопи, що зміцнюються термообробленням, механізм зміни механічних характеристик у процесі ІПД значно складніший і залежить від перебігу процесів дисперсійного твердіння. Формування під час старіння великої кількості зміцнювальних частинок сприяє створенню навколо них полів пружних напружень, які перешкоджають руху дислокацій. Субмікронні фази за ІПД можуть також зміщуватися, ділитися на нанорозмірні фрагменти та потім розчинятися, якщо їхній розмір менше критичного. Вторинні інтерметалідні фази можуть навіть повністю розчинятися. Такі складні процеси зумовлюють монотонне підвищення мікротвердості із зростанням ступеня деформації до певного рівня, після чого досягається насит. А за великих ступенів деформації відзначається ефект «пом'якшення» за рахунок динамічного відпочинку та повернення.

Що стосується адитивно виготовлених алюмінієвих стопів, яким притаманна достатньо специфічна мікроструктура у вигляді напівсферичних застиглих ванн розтопу (сегментів) з дрібними зернами, подальше подрібнення цих зерен під час ІПД, скоріш за все, не може бути домінуючим чинником у процесах зміцнення. Та й напружений стан, який формується після 3D-друку, спотворює баланс тих рушійних сил, що зазвичай забезпечують зміцнення [44].

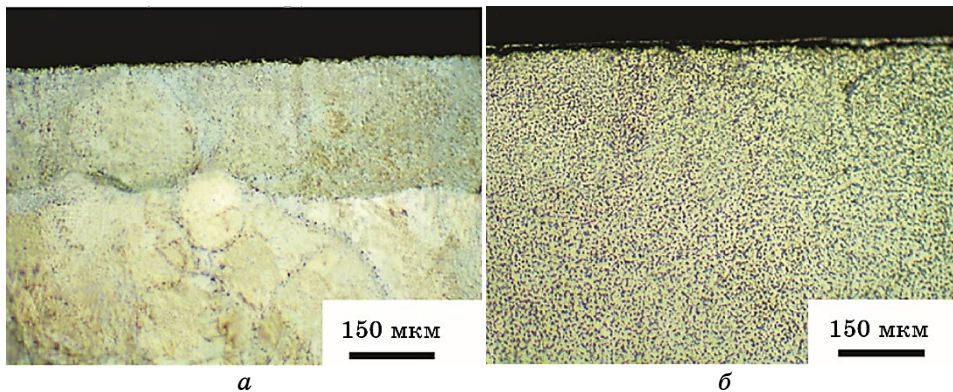
На рисунку 2, б показано зміни мікротвердості за глибиною зміцненого шару та мікроструктуру поперечного перерізу після тих режимів УЗУО, за яких спостерігається максимальне зростання мікротвердості поверхні СЛТ-стопу AlSi10Mg.

Можна бачити, що ефект зміцнення монотонно зменшується зі збільшенням віддалі від поверхні. За результатами мікроінденту-

вання товщина модифікованого шару для зразків СЛТ + УЗУО становить приблизно 400 мкм, а для СЛТ + Т6 + УЗУО — 300 мкм.

У першому випадку підвищена мікротвердість зберігається до віддалі  $y \cong 295$  мкм від поверхні (рис. 3, *a*). В модифікованому шарі товщиною  $y \cong 150$  мкм, твердість якого складає  $\cong 4$  ГПа, відсутня сегментована структура та дефекти. В перехідному (менш зміцненому) шарі спостерігаються залишки сегментів, межі яких гальмують деформаційний вплив. Ці межі зазвичай є більш крупнозернистими внаслідок циклічної термічної історії, яку зазнає зразок під час 3D-друку. Розмірний градієнт у басейнах розтопу та на їхніх межах зумовлено тепловими ефектами, зокрема максимальною температурою нагрівання та швидкістю охолодження від цієї температури.

Відомо, що істотне протоплення попереднього шару у період формування наступного шару та високий температурний градієнт перед межею твердіння сприяють формуванню смугастих крупнозернистих структур, у той час як недостатнє топлення порошку та низький перегрів супроводжуються утворенням дрібних майже рівновісних зерен [35, 44]. Слід також зважати на те, що охолодження останнього верхнього шару матеріалу 3D-зразка відбувається з найбільшою швидкістю, спричиненою додатковими втратами тепла через конвекцію та випромінювання. Специфічну мікроструктуру цього шару зумовлено також відсутністю перетоплення та термоциклювання, яких зазнають попередні шари. В результаті саме в поверхневому шарі формується найбільш дрібнодисперсна мікроструктура [36], яка найлегше піддається деформаційному зміцнен-



**Рис. 3.** Мікроструктура поперечного перерізу стопу AlSi10Mg (оптична мікроскопія): СЛТ + УЗУО тривалістю у 240 с (*a*), СЛТ + Т6 + УЗУО тривалістю у 300 с (*б*).

**Fig. 3.** Microstructure of AlSi10Mg-alloy cross-sections (optical microscopy): SLM + UIT for 240 s (*a*), SLM + T6 + UIT for 300 s (*b*).

ню з формуванням модифікованого шару практично однакової товщини.

У другому випадку СЛТ + Т6 + УЗУО (рис. 3, б) деформаційного оброблення зазнає вже гомогенізована структура, в якій сфероїдизовані включення силіцію рівномірно розподілені в об'ємі матеріялу; тому формується однорідний зміцнений шар, але меншої товщини порівняно із СЛТ + УЗУО. У цьому шарі спостерігаються скупчення подрібнених частинок Si, які ще більш сфероїдизовані, ніж в об'ємі. Вони можуть зупиняти рух дислокацій за Орованавим механізмом, що пояснює малопомітне виявлення зміни структури поверхневих шарів матеріялу внаслідок його ударного оброблення.

Одержані дані уможливають пропонувати поверхнєве модифікування за допомогою УЗУО у випадках, коли доцільним є зміцнення лише поверхневого шару з одночасним збереженням механічних властивостей серцевини. Такі бімодальні структурні стани дають змогу одержувати підвищені втомні характеристики у режимах малоциклової та багатоциклової втоми різних матеріалів [16, 17, 22, 46–48].

З метою оцінки комбінованого впливу ультразвукового та термічного оброблення на механічні характеристики вихідних зразків AlSi10Mg за одержаними величинами мікротвердості розраховано межу плинності ( $\sigma_{0,2}$ ), межу міцності ( $\sigma_S$ ), характеристику пластичності ( $\delta_H$ ), а також внески двох компонент деформації матеріялу під індентором: пружної  $\epsilon_e$  та пластичної  $\epsilon_p$ . Результати розрахунків представлено в табл. 3 та 4. Одержані величини  $\sigma_S$  добре корелюють із даними роботи [4], в якій виконано випробування на розтяг СЛТ-зразків стопу AlSi10Mg у друкованому та відпаленому (275°C, 2 год.) станах й одержано величини  $\sigma_S$  у 500 МПа і 310 МПа

**ТАБЛИЦЯ 3.** Механічні характеристики стопу AlSi10Mg (СЛТ + УЗУО).

**TABLE 3.** Mechanical characteristics of AlSi10Mg alloy (SLM + UIT).

Тривалість оброблення, с	$HV_{100}$ , ГПа	$\sigma_{0,2}$ , ГПа	$\delta_H$	$\sigma_S$ , ГПа	$H_M$ , ГПа	$\epsilon_e$	$\epsilon_p$
0	1,45	0,49	0,87	0,47	1,56	-0,010	-0,155
30	2,60	0,86	0,76	0,96	2,80	-0,018	-0,144
60	2,38	0,78	0,78	0,86	2,57	-0,017	-0,146
120	2,90	0,96	0,73	1,1	3,13	-0,020	-0,141
180	3,95	1,304	0,64	1,61	4,26	-0,028	-0,130
240	4,34	1,43	0,60	1,81	4,68	-0,030	-0,126
300	3,97	1,31	0,63	1,62	4,28	-0,028	-0,130
360	3,89	1,28	0,64	1,58	4,22	-0,027	-0,130

ТАБЛИЦЯ 4. Механічні характеристики ступу AlSi10Mg (СЛТ + Т6 + УЗУО).

TABLE 4. Mechanical characteristics of AlSi10Mg alloy (SLM + T6 + UIT).

Тривалість оброблення, с	$HV_{100}$ , ГПа	$\sigma_{0,2}$ , ГПа	$\delta_H$	$\sigma_S$ , ГПа	$H_M$ , ГПа	$\varepsilon_e$	$\varepsilon_p$
0	1,12	0,37	0,90	0,35	1,21	-0,008	-0,159
30	1,92	0,63	0,82	0,67	2,07	-0,013	-0,151
60	2,72	0,898	0,75	1,02	2,93	-0,019	-0,143
120	2,98	0,98	0,72	1,14	3,21	-0,021	-0,140
180	3,92	1,294	0,64	1,59	4,23	-0,027	-0,130
240	3,98	1,31	0,63	1,62	4,29	-0,028	-0,129
300	4,65	1,53	0,57	1,97	5,02	-0,032	-0,122
360	4,53	1,5	0,58	1,91	4,89	-0,032	-0,124

відповідно. Тобто відпал і за нижчих температур також веде до погіршення механічних характеристик.

Після термічного оброблення 3D-друкованого ступу спостерігається незначне поліпшення пластичності (з 0,87 до 0,90) із істотним зменшенням мікротвердості (з 1,45 до 1,12 ГПа). Після УЗУО характеристика пластичності зменшується у більшій мірі для ступу після Т6, але для часу УЗУО у 180 с пластичність зразків СЛТ + УЗУО та СЛТ + Т6 + УЗУО стає однаковою (0,64), хоча межі плинності (1,304) і міцності (1,61) для СЛТ-ступу безпосередньо після 3D-друку мають дещо вищі значення, ніж для термічно обробленого зразка (1,294 і 1,59 відповідно), за практично однакових внесків пружної та пластичної деформацій матеріалу в напрямку прикладення навантаження.

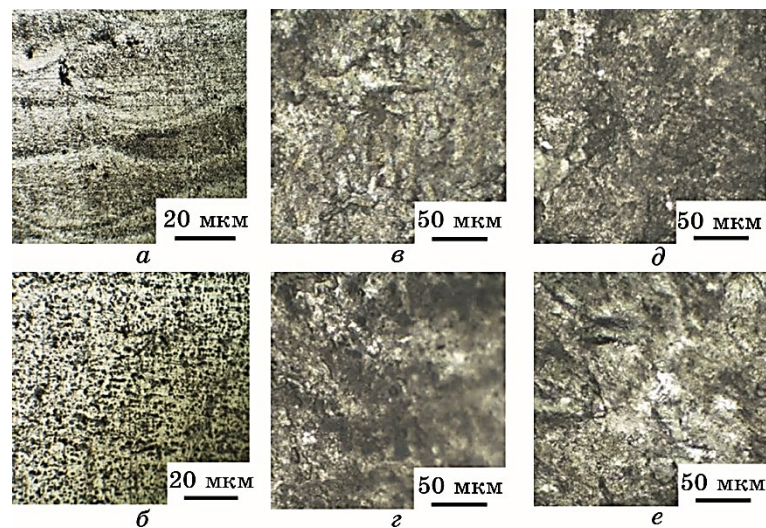
Як відомо, пружня деформація  $\varepsilon_e$  веде до зростання напруження згідно із Гуковим законом, нормальні складові якого є відповідальними за зародження та розвиток крихких тріщин [32]. Водночас, що легше за умов УЗУО відбувається пластична деформація, яка забезпечує релаксацію напружень, то більш пластичним є матеріал. Разом з тим, здатність матеріалу до релаксації напружень шляхом пластичної деформації після УЗУО зменшується приблизно в 1,2–1,3 рази, а пружня деформація збільшується (для СЛТ + УЗУО — у 2,7 разів, для СЛТ + Т6 + УЗУО — у 4 рази). Це пов'язане з розмноженням і перерозподілом дефектів кристалічної будови та відповідним зміцненням. Також слід враховувати, що за умов УЗУО на матеріал впливають дві складові — накопичувальна деформаційна складова, що діє в основному в поверхневих шарах, і вібраційна складова, пов'язана з вимушеними коливаннями атомів завдяки проходженню ультразвукових хвиль крізь об'єм матеріалу.

У залежності від амплітуди циклічних напружень порівняно з певною критичною величиною коливання можуть викликати або накопичення, або релаксацію дефектів структури.

На рисунку 4 наведено морфологію поверхні сплаву AlSi10Mg у вихідному стані після 3D-друку, після термічного оброблення та після УЗУО тривалістю у 180 с і 300 с. Саме за цих значень часу оброблення спостерігаються характерні максимуми мікротвердості (рис. 2).

Зазвичай мікроструктура сплаву AlSi10Mg складається з дендритної фази  $\alpha$ -Al та крупнозернистих Si-, Mg- і Fe-вмісних фаз. В той же час в СЛТ-зразках сформована евтектична мікроструктура містить більш дрібні частинки Si на відміну від крупнозернистого та голчастого евтектичного силіцію у ливарних стопах AlSi10Mg. Як відомо, висока швидкість охолодження під час СЛТ зумовлює формування пересиченого твердого розчину на основі Al із кількістю Si до  $\cong 8\%$  ваг. хоча за бінарною системою Al-Si максимальна розчинність Si у  $\alpha$ -Al становить 1,65% за температури у 577°C [10].

Термічне оброблення за режимом Т6 гомогенізує структуру за рахунок розпаду сегментованої структури — рисунок «риб'ячої луски» (рис. 4, а) та басейни розтопу зникають, морфологія евтектичного Si змінюється на сферичну (рис. 4, б). В результаті мікротвер-



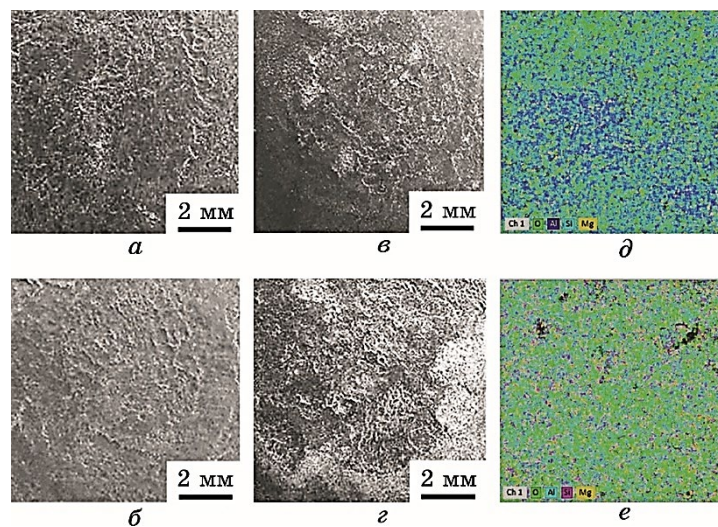
**Рис. 4.** Морфологія поверхні сплаву AlSi10Mg (оптична мікроскопія): СЛТ (а), СЛТ + Т6 (б), СЛТ + УЗУО тривалістю у 180 с (в) і 300 с (д) та СЛТ + Т6 + УЗУО тривалістю у 180 с (е) і 300 с (е).

**Fig. 4.** Surface morphology of AlSi10Mg alloy (optical microscopy): SLM (a), SLM + T6 (b), SLM + UIT for 180 s (c) and 300 s (d), and SLM + T6 + UIT for 180 s (e) and 300 s (e).

дість зразка СЛТ + Т6 порівняно з СЛТ зменшується. Вважається, що такий ефект забезпечується саме сфероїдизацією виділень Si за дифузійним механізмом.

На рисунку 4, *в-е* світлі ділянки відповідають  $\alpha$ -твердому розчину Al, темні можуть бути частинками евтектики ( $\alpha$ -Al + Si) або включеннями інших фаз. Якщо порівнювати із вихідним СЛТ-зразком (рис. 4, *а*), який не піддавався термічному обробленню, то після УЗУО відбувається деформаційне згладжування хвилеподібної морфології «риб'ячої луски», що пов'язане з локальними ударами УЗ-хвиль. Кількість мікронерівностей, дрібних заглиблень на поверхні зростає з часом оброблення.

Для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО ультразвуковий ударний вплив зумовлює формування більш розвиненої морфології поверхні порівняно із СЛТ та СЛТ + УЗУО (рис. 4, *з, е*). У цьому випадку виявляються ознаки пластичної течії матеріалу з появою напливів, що пов'язане із меншою мікротвердістю зразка після термічного оброблення порівняно із СЛТ-зразком. Після УЗУО тривалістю у 180 с наявні ділянки поверхні з помітною структурною неоднорідністю, спостерігаються мікродфекти, які виникають внаслідок ППД поверхні. Збільшення розміру світлих областей після УЗУО впродовж 300 с, можливо, свідчить про фазові зміни або формування оксидних включень.



**Рис. 5.** Макроструктура поверхні СЛТ-стопу AlSi10Mg та мапи хемічного складу (растрова електронна мікроскопія): СЛТ + УЗУО —  $t = 180$  с (*а, д*),  $t = 300$  с (*в*); СЛТ + Т6 + УЗУО —  $t = 180$  с (*б, е*),  $t = 300$  с (*з*).

**Fig. 5.** Surface macrostructure of SLM AlSi10Mg alloy (SEM): SLM + UIT for 180 s (*a, d*), for 300 s (*e*); SLM + T6 + UIT for 180 s (*b, e*), for 300 s (*z*).

Структуру та хемічний склад поверхні стопу AlSi10Mg в області ультразвукового ударного впливу після різних режимів УЗУО досліджено із застосуванням растрової електронної мікроскопії та мікрорентгеноспектральної аналізи. На рисунку 5 наведено макроструктуру поверхні зразків після УЗУО тривалістю у 180 с і 300 с, яка є найбільш показовою, а також карти розподілу хемічних елементів Al, Si, Mg, O для часу оброблення у 180 с. В таблиці 5 представлено відповідні результати хемічної аналізи.

Можна бачити, що за тривалості УЗУО 180 с відбувається більш однорідне оброблення, а поверхнева шерсткість є меншою для випадку термообробленого зразка. Із збільшенням часу оброблення до 300 с шерсткість поверхні, кількість світлих ділянок і їхній розмір, навпаки, зростають для зразка СЛТ + Т6 + УЗУО.

У вихідному стані після 3D-друку зразки стопу AlSi10Mg мають наступний хемічний склад (% ваг.): Al — 91,69, Si — 7,53, Mg — 0,78, Оксиген відсутній (табл. 5). Після УЗУО упродовж 180 с відбувається насит оброблюваної поверхні атомами Оксигену, кількість якого становить  $\cong 21,8\%$  ваг. Збільшення тривалості оброблення до 300 с сприяє ще більшому зростанню вмісту Оксигену (табл. 5).

Після термічного оброблення стопу AlSi10Mg Оксиген також відсутній і зразки СЛТ + Т6 мають наступний хемічний склад (% ваг.): Al — 87,95, Si — 11,40, Mg — 0,65 (табл. 5). Для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО порівняно із СЛТ + УЗУО відбувається інтенсифікація процесів окиснення поверхні, що наочно простежується за картами хемічного складу (рис. 5, *д*, *е*). Так, за однакової тривалості УЗУО у 180 с вміст Оксигену для термообробленого зразка дорівнює  $\cong 28\%$  ваг., що на  $\cong 29\%$  більше, ніж для зразка без ТО. За тривалості оброблення у 300 с, за якої встановлено максимальне зна-

**ТАБЛИЦЯ 5.** Вміст елементів на поверхні зразків за даними мікрорентгеноспектральної аналізи.

**TABLE 5.** Elements contents on the sample surface based on the EDS data.

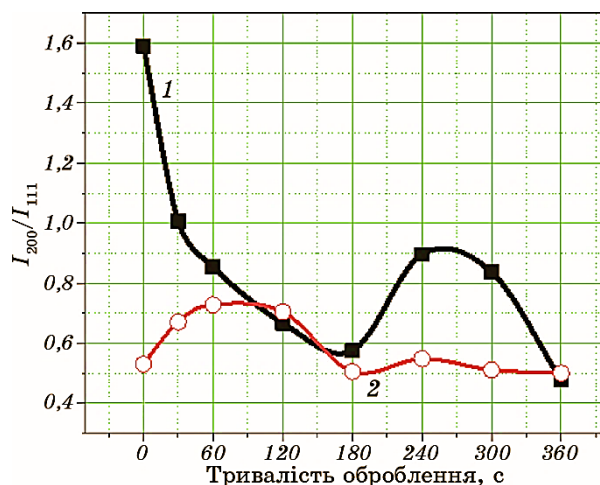
Умови оброблення	Вміст, % ваг.			
	Al	O	Si	Mg
СЛТ	91,69	–	7,53	0,78
СЛТ + УЗУО, $\tau = 180$ с	66,80	21,79	10,90	0,51
СЛТ + УЗУО, $\tau = 300$ с	60,44	31,42	7,75	0,39
СЛТ + Т6	87,95	–	11,40	0,65
СЛТ + Т6 + УЗУО, $\tau = 180$ с	62,08	28,13	8,76	1,03
СЛТ + Т6 + УЗУО, $\tau = 300$ с	56,28	35,98	7,13	0,61

чення мікротвердості, вміст Оксигену для СЛТ + Т6 + УЗУО також є вищим (і сягає  $\approx 36\%$  ваг.), порівняно з СЛТ + УЗУО.

Також слід зазначити, що для зразка СЛТ + Т6 + УЗУО спостерігається вдвічі більше Mg порівняно із зразком СЛТ + УЗУО та менше Si. Із збільшенням часу оброблення Силіцію стає менше, що свідчить про можливу фрагментацію його сферичних виділень та можливе масоперенесення атомів Si вглиб матеріялу впродовж УЗУО.

На дифрактограмах СЛТ-стопу AlSi10Mg після 3D-друку, термічного оброблення й УЗУО ідентифікуються виключно дифракційні максимуми від Al (PDF-2 ID: 03-065-2869, просторова група 225:  $Fm-3m$ ), Si (PDF-2 ID: 00-005-0565, просторова група 227:  $Fd-3m$ ) та Si (PDF-2 ID: 01-080-0005, просторова група 186:  $P63mc$ ). Хоча за результатами хемічної аналізи після УЗУО фіксується наявність Оксигену від  $\approx 21,8\%$  ваг. до  $\approx 36\%$  ваг., проте дифракційних рефлексів від оксиду Алюмінію не виявлено.

Достатньо інформативною є аналіза переважної кристалографічної орієнтації (рис. 6). Для полікристалічного алюмінію співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів (200) і (111) становить 0,476 [37]. Для стопу AlSi10Mg після 3D-друку це співвідношення становить  $I_{200}/I_{111} = 1,6$ , що свідчить про переважну кристалографічну орієнтацію в одному з напрямків й істотну мікροструктурну анізотропію [38, 39], наслідком якої є анізотропія механічних та інших властивостей [21, 40, 41].



**Рис. 6.** Співвідношення інтенсивностей дифракційних максимумів Al(111) та Al(200) для стопу AlSi10Mg: 1 — СЛТ + УЗУО, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО.

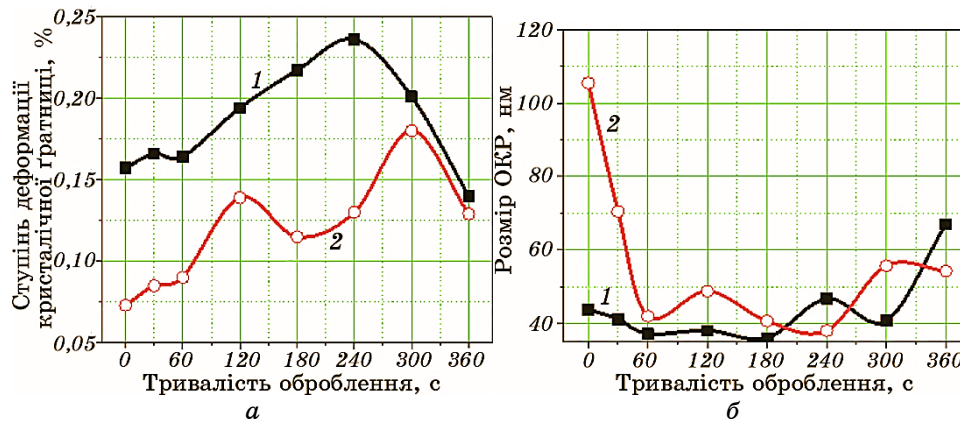
**Fig. 6.** Intensity ratio for diffraction maxima Al(111) and Al(200) for AlSi10Mg alloy: 1—SLM + UIT, 2—SLM + T6 + UIT.

Застосування УЗУО для поверхневого зміцнення зразків стопу AlSi10Mg після 3D-друку зумовлює стрімке зменшення величини  $I_{200}/I_{111}$ , ймовірно, через формування у поверхневому шарі ультрадисперсної дезорієнтованої структури. За тривалості оброблення у 180 с значення  $I_{200}/I_{111}$  дорівнює 0,57, а після 240 с зростає до 0,89, вказуючи на підвищення кількості зерен, орієнтованих за площиною (100) паралельно до поверхні. За максимальної тривалості УЗУО величина  $I_{200}/I_{111}$  становить 0,48, що практично відповідає значенню для полікристалічного алюмінію [42]. Одержані дані корелюють із результатами роботи [49], в якій найвищі твердість і міцність екструдованого стопу AlSiMgCu спостерігалися для перерізу, що характеризувався максимальною інтенсивністю рентгеновських піків (111) і/або (200).

Застосування термічного оброблення за режимом T6 після 3D-друку стопу AlSi10Mg майже повністю усуває текстуру, оскільки співвідношення  $I_{200}/I_{111}$  дорівнює 0,53. Застосування УЗУО в даному випадку зумовлює лише незначне зростання величини  $I_{200}/I_{111}$  на початкових етапах оброблення (максимальне значення 0,73 досягається за 60 с, після чого зменшується до рівня вихідного стану).

Слід відмітити, що після термічного й ультразвукового ударного оброблень стопу AlSi10Mg також спостерігаються зміни співвідношення інтенсивностей дифракційних рефлексів Si у різних кристалографічних напрямках. За результатами рентгеноструктурних досліджень стопу AlSi10Mg після 3D-друку встановлено наявність двох модифікацій силіцію — з гранецентрованою кубічною ґратницею (просторова група 227:  $Fd-3m$ ) і гексагональною кристалічною ґратницею (просторова група 186:  $P63mc$ ). Внаслідок УЗУО вміст силіцію з ГЦК-ґратницею збільшується і після 300 с оброблення дифракційні максимуми від силіцію з ГЦП-ґратницею вже не фіксуються. Після термічного оброблення стопу AlSi10Mg за режимом T6 також залишаються дві модифікації силіцію. Відмінність від попереднього випадку полягає тільки в тому, що зменшення вмісту ГЦП-силіцію відбувається за менший час УЗУО — 240 с. Зменшення кількості ГЦП-силіцію може бути одним з чинників знеміцнення поверхні стопу AlSi10Mg після тривалого деформаційного впливу (рис. 2), оскільки за літературними даними твердість кубічного силіцію становить 11,1 ГПа, а з ГЦП-ґратницею — близько 12,2 ГПа [43].

За результатами рентгеноструктурних досліджень також розраховано ступінь деформації кристалічної ґратниці та розмір областей когерентного розсіяння (рис. 7). Після 3D-друку стопу AlSi10Mg ступінь деформації кристалічної ґратниці ε алюмінію становить 0,157%, а після його термічного оброблення очікувано зменшується до 0,073%. Застосування УЗУО зумовлює зростання ступеня деформації кристалічної ґратниці, характер залежності



**Рис. 7.** Ступінь деформації кристалічної ґратниці (а) та розмір областей когерентного розсіяння (б) для сплаву AlSi10Mg: 1 — СЛТ + УЗУО, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО.

**Fig. 7.** Crystalline lattice strain extent (a) and coherent scattering area size (b) for AlSi10Mg alloy: 1—SLM + UIT, 2—SLM + T6 + UIT.

якої від часу дещо відрізняється для зразків СЛТ + УЗУО та СЛТ + Т6 + УЗУО (рис. 7, а).

Для зразків СЛТ + УЗУО спостерігається стрімке зростання  $\varepsilon$  до максимального значення 0,236% за тривалості оброблення у 240 с (у 1,5 рази вище за вихідне значення). Ця тривалість УЗУО відповідає максимуму величини мікротвердості для даного зразка. Подальше збільшення тривалості УЗУО до 360 с супроводжується зменшенням  $\varepsilon$  до значень, менших, ніж у вихідному стані, що свідчить про початок релаксаційних процесів, у тому числі й внаслідок можливого зростання температури поверхні зразка [34].

Характер зміни ступеня деформації кристалічної ґратниці СЛТ-зразків, які пройшли стадію термічного оброблення після 3D-друку, є дещо іншим — після УЗУО спостерігаються два максимальні значення за тривалості оброблення у 120 с і 300 с, які також відповідають максимумам на залежності мікротвердості від часу оброблення (рис. 2, а).

Розмір областей когерентного розсіяння після 3D-друку зразків сплаву AlSi10Mg приблизно становить 44 нм, а після термічного оброблення за режимом Т6 — 105 нм (рис. 7, б). Застосування УЗУО для зміцнення поверхні СЛТ-зразка не супроводжується істотними змінами розміру ОКР до 180 с оброблення та лише із подальшим зростанням тривалості УЗУО починає збільшуватися, що пояснюється локальним розігрівом поверхні та початком розвитку процесів динамічної рекристалізації. За тривалості оброблення у 360 с розмір ОКР стає в 1,5 рази більшим, ніж у вихідному стані. Після

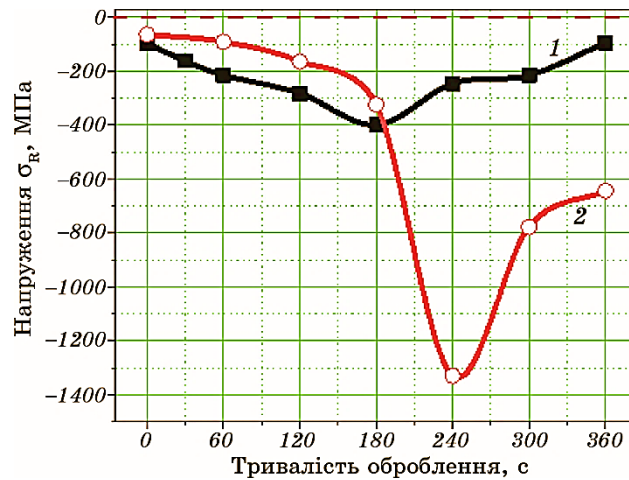
УЗУО зразків, які піддавалися термічному обробленню, спостерігається стрімке зменшення розміру ОКР до  $\cong 40$  нм вже після 60 с оброблення. Подальше збільшення тривалості оброблення вже не викликає значних змін ОКР (40–50 нм), але після 240 с оброблення спостерігається тенденція до зростання розміру ОКР, що узгоджується із зменшенням величини мікротвердості (рис. 2).

На рисунку 8 наведено зміни величини напружень першого роду для різних зразків стопу AlSi10Mg після УЗУО, яких також визначено за рентгенівськими даними.

У вихідному стані в зразках, як безпосередньо після 3D-друку, так і після термічного оброблення, фіксуються напруження стиснення, величина яких становить близько  $-100$  МПа після СЛТ і  $-65$  МПа після СЛТ + ТО.

Для зразків СЛТ + УЗУО величина стискальних напружень досягає максимального значення у  $-400$  МПа за тривалості оброблення у 180 с, після чого відбувається поступове зменшення напружень до вихідного стану, ймовірно, через релаксацію, зумовлену початком подальшої перебудови накопичених дефектів. Ця залежність цілком задовільно корелює із змінами величини поверхневої мікротвердості, хоча максимальне значення мікротвердості відповідає тривалості оброблення у 240 с, але це свідчить лише про те, що ефект зміцнення досягається за рахунок комплексного впливу багатьох чинників, у тому числі структурних.

Більш значні зміни спостерігаються для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО



**Рис. 8.** Рівень залишкових напружень першого роду в стопі AlSi10Mg після УЗУО: 1 — СЛТ + УЗУО, 2 — СЛТ + Т6 + УЗУО.

**Fig. 8.** Residual stresses of the first order in AlSi10Mg alloy after UIT: 1—SLM + UIT, 2—SLM + T6 + UIT.

— до 180 с оброблення напруження стиснення зростає монотонно, а зі збільшенням тривалості деформаційного впливу до 240 с стрибкоподібно збільшується до  $-1380$  ГПа, після чого починає зменшуватися. Тобто в даному випадку максимальному значенню мікротвердості ( $\tau = 240$  с) відповідає до 6 разів більша величина стискальних напружень (порівняно із СЛТ + УЗУО). Слід відмітити, що за тривалості оброблення у 360 с величина напружень стиску становить  $-610$  МПа для СЛТ + Т6 + УЗУО та  $-100$  МПа для СЛТ + УЗУО. Тобто відновлення до вихідного стану не відбувається, а перебіг релаксаційних процесів є повільнішим для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО (значення  $\sigma$  зменшується вдвічі порівняно із 4-разовим зменшенням для СЛТ + УЗУО). Таким чином сформовані напруження стиснення, що уможливають підвищити опір втомним навантаженням СЛТ-стопу AlSi10Mg [46], демонструють достатньо високу тривкість, а отже, здатні подовжувати витривалість і експлуатаційний ресурс конструкцій і виробів, що також було показано експериментально для різних матеріалів [16, 17, 22, 48].

За результатами проведених рентгеноструктурних досліджень можна зробити висновок, що високий рівень напружень першого та другого роду є важливим чинником впливу на мікротвердість стопу AlSi10Mg після УЗУО. Для зразків СЛТ-стопу AlSi10Mg, які піддавалися термічному обробленню за режимом Т6, величина макроскопічних напружень стиску більше ніж втричі перевищує це значення для зразків без ТО. Зміни розміру ОКР є істотними тільки для зразків СЛТ + Т6 + УЗУО для тривалості оброблення до 60 с.

#### 4. ВИСНОВКИ

Ультразвукове ударне модифікування поверхні стопу AlSi10Mg після його 3D-друку дає змогу досягти максимального значення мікротвердості у  $4,34$  ГПа упродовж 240 с оброблення. Ефект зміцнення зберігається до віддалі у  $\cong 400$  мкм від поверхні. В обробленому шарі зникає специфічна мікроструктура типу «риб'ячої луски», характерна для металевих стопів після 3D-друку. В перехідному, менш зміцненому, шарі деформаційний вплив гальмується на сферичних межах залишкової сегментованої мікроструктури. Домінуювальними чинниками зміцнення є подвійне зростання величини напружень першого та другого роду, а також зміни в переважній орієнтації зерен поверхневого шару.

Застосування УЗУО до термічно оброблених після 3D-друку зразків є навіть більш доцільним, оскільки уможливує підвищити мікротвердість до  $\cong 4,65$  ГПа, хоча і за дещо більшої тривалості оброблення — 300 с, а також додатково втричі збільшити рівень стискальних напружень. Товщина зміцненого шару з дрібними виділеннями Si дорівнює 300 мкм. Порівняно із вихідним станом, мак-

симальний ефект зміцнення зразка СЛТ + Т6 + УЗУО становить  $\cong 4$  рази.

Для зразка СЛТ + УЗУО спостерігається циклічний характер деформації — за стадіями зміцнення слідує стадія пластифікації, тоді як для термообробленого зразка СЛТ + Т6 + УЗУО між цими стадіями наявні періоди накопичення деформації, які чергуються через кожні 120 с оброблення та характеризуються усталеними значеннями мікротвердості. Остаточне зменшення величини мікротвердості за великих часів оброблення пов'язане із початком релаксаційних процесів, які приводять до зменшення величини стискальних напружень та кількості ГЦП-силіцію; тому тривалість УЗУО, яка більша за 240–300 с, слід вважати недоцільною.

Застосування УЗУО є ефективним засобом зміцнення поверхні стопу AlSi10Mg, одержаного селективним лазерним топленням, оскільки зумовлює подрібнення мікроструктури, істотне зміцнення та високий рівень макроскопічних напружень стиснення, а також заліковування залишкових пор, і може бути перспективним видом деформаційного пост-оброблення 3D-друкованих виробів.

Роботу виконано в рамках д/б теми № 2701ф Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» «Наукові основи ультразвукової ударної та адитивної технологій виготовлення високонавантажених деталей БПЛА з покращеною дальністю» (д/р № 0124U001001) та за часткової підтримки НАН України (д/р № 0123U102368).

## AUTHORS' CONTRIBUTIONS

А. П. Бурмак виконав рентгенівські та мікроскопічні дослідження, а також макетування рукопису. С. М. Волошко розробила концепцію роботи, виконала аналіз отриманих експериментальних результатів і підготувала перший варіант рукопису. І. А. Владимирський взяв участь у аналізі результатів, Б. М. Мордюк виконав модифікування поверхні зразків, взяв участь у аналізі результатів, а також виконав редагування рукопису. М. О. Васильєв проаналізував літературні дані щодо поверхневого оброблення стопів системи AlSiMg методами деформації поверхні, взяв участь у аналізі результатів. М. М. Ворон виконав термічне оброблення зразків. Усі автори схвалили остаточну версію рукопису.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. Bartošák, M. Jambor, J. Halamka, L. Pelikán, O. Stránský, E. Galčíková, M. Slaný, J. Horváth, Š. Petrášek, and I. Šulák, *Mater. Design*, **253**: 113926 (2025).

2. A. M. Fattahi, H. Beheshti, and M. Shamanian, *J. Mater. Res. Technol.*, **17**: 3016 (2022).
3. M. M. H. Tusher and A. Ince, *Eng. Failure Analysis*, **154**: 107667 (2023).
4. A. Tridello, J. Fiocchi, C. A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, and D. S. Paolino, *Int. J. Fatigue*, **137**: 105659 (2020).
5. H. Rao, S. Giet, K. Yang, X. Wu, and C. H. J. Davies, *Mater. Design*, **109**: 334 (2016).
6. Z. M. Jian, G. A. Qian, D. S. Paolino, A. Tridello, F. Berto, and Y. S. Hong, *Int. J. Fatigue*, **143**: 106013 (2021).
7. M. T. Andani, R. Dehghani, M. R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, and J. Ni, *Additive Manuf.*, **20**: 33 (2018).
8. R. K. Rhein, Q. Shi, S. Arjun Tekalur, J. Wayne Jones, and J. W. Carroll, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct.*, **44**, Iss. 2: 295 (2021).
9. D. Bhatt, J. Vora, P. Sahlot, and P. Trivedi, *Int. J. Membrane Sci. Technol.*, **8**, No. 2: 119 (2020).
10. 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).
11. S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Results Mater.*, **10**: 100178 (2021).
12. 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).
13. Z. Xu, L. Xu, W. Liu, J. Li, J. Wu, W. Zhou, X. Zhang, D. Zhang, C. Ye, and H. Ding, *J. Mater. Eng. Perform.*, **34**: 9198 (2025).
14. Y. Yuan, R. Li, X. Bi, M. Yan, J. Cheng, and J. Gu, *J. Mater. Res. Technol.*, **30**: 1319 (2024).
15. H. Zhang, A. Amanov, and Y. S. Pyun, *Int. J. Fatigue*, **153**: 106463 (2021).
16. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
17. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
18. J. Zhang, Y. F. Xing, J. J. Zhang, J. Y. Cao, F. Y. Yang, and X. B. Zhang, *Materials*, **15**, Iss. 15: 5168 (2022).
19. Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He, and J. Ma, *Metals*, **13**, Iss. 2: 398 (2023).
20. C. Ye, A. Telang, A. S. Gill, S. Suslov, Y. Idell, K. Zweigacker, J. M. K. Wiezorek, Z. Zhou, D. Qian, S. R. Mannava, and V. K. Vasudevan, *Mater. Sci. Eng. A*, **613**: 274 (2014).
21. С. М. Волошко, А. П. Бурмак, А. К. Орлов, М. М. Ворон, *Металознавство та обробка металів*, **30**, № 1: 28 (2024).
22. S. M. Voloshko, M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and M. M. Voron, *Метал та лиття України*, **32**, № 3–4: 41 (2024).
23. A. Teramachi and J. Yan, *J. Micro-Nano-Manuf.*, **7**, Iss. 2: 024501 (2019).
24. C. Wang, Y. Li, W. Tian, J. Hu, B. Li, P. Li, and W. Liao, *J. Mater. Res. Technol.*, **21**: 781 (2022).
25. L. Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, *Mater. Characterization*, **143**: 5 (2018).
26. 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).

27. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металофіз. новітні технол.*, **39**, № 7: 905 (2017).
28. D. A. Lesyk, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiyi, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 8567 (2022).
29. *European Aluminium. The Aluminium Automotive Manual, Materials—Designation System* (European Aluminium Association: 2002).
30. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko. *Low Temp. Phys.*, **36**, Iss. 7: 645 (2010).
31. Y. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
32. О. В. Бякова, О. І. Юркова, Ю. В. Мільман, О. В. Білоцький, *Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при ідентифікації на макро- та мікрорівнях* (Київ: Гарант СЕРВІС: 2011).
33. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **42**, № 3: 381 (2020).
34. Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак, *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, № 3: 42 (2009).
35. T. Wang, Y. Y. Zhu, S. Q. Zhang, H. B. Tang, and H. M. Wang, *J. Alloys Compd.*, **632**: 505 (2015).
36. Y. Kok, X. P. Tan, P. Wan, M. L. S. Nai, N. H. Loh, E. Liu, and S. B. Tor, *Mater. Design*, **139**: 565 (2018).
37. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
38. K. Kempen, L. Thijs, and J. Van Humbeeck, *Phys. Procedia*, **39**: 439 (2012).
39. W. Li, S. Li, and J. Liu, *Mater. Sci. Eng. A*, **663**: 116 (2016).
40. P. Yang, L. A. Deibler, and D. R. Bradley, *J. Mater. Research*, **33**: 4040 (2018).
41. G. Y. Oh, Y. K. Kim, S. K. Kim, H. K. Lim, and Y. J. Kim, *Mater. Trans.*, **58**, Iss. 8: 1241 (2017).
42. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
43. Y. Zhang, D. Wang, and Y. Li, *Scripta Mater.*, **213**: 114936 (2022).
44. J. Wu, X. Wang, W. Wang, M. Attallah, and M. Loretto, *Acta Mater.*, **117**: 311 (2016).
45. W. Pan, Z. Ye, Y. Zhang, Y. Liu, B. Liang, and Z. Zhai, *Materials*, **15**, Iss. 7: 2528 (2022).
46. E. Maleki, S. Bagherifard, N. Razavi, M. Riccio, M. Bandini, A. du Plessis, F. Berto, and M. Guagliano, *Mater. Sci. Eng. A*, **829**: 142145 (2022).
47. P. Snopiński, T. Yu, X. Zhang, and D. Juul Jensen, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **1310**: 012039 (2024).
48. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **563**: 138 (2013).
49. C. M. Park, J. K. Jung, B. C. Yu, and Y. H. Park, *Metals Mater. Int.*, **25**: 71 (2019).

## REFERENCES

1. M. Bartošák, M. Jambor, J. Halamka, L. Pelikán, O. Stránský, E. Galčíková, M. Slaný, J. Horváth, Š. Petrásek, and I. Šulák, *Mater. Design*, **253**: 113926 (2025).

2. A. M. Fattahi, H. Beheshti, and M. Shamanian, *J. Mater. Res. Technol.*, **17**: 3016 (2022).
3. M. M. H. Tusher and A. Ince, *Eng. Failure Analysis*, **154**: 107667 (2023).
4. A. Tridello, J. Fiocchi, C. A. Biffi, G. Chiandussi, M. Rossetto, A. Tuissi, and D. S. Paolino, *Int. J. Fatigue*, **137**: 105659 (2020).
5. H. Rao, S. Giet, K. Yang, X. Wu, and C. H. J. Davies, *Mater. Design*, **109**: 334 (2016).
6. Z. M. Jian, G. A. Qian, D. S. Paolino, A. Tridello, F. Berto, and Y. S. Hong, *Int. J. Fatigue*, **143**: 106013 (2021).
7. M. T. Andani, R. Dehghani, M. R. Karamooz-Ravari, R. Mirzaeifar, and J. Ni, *Additive Manuf.*, **20**: 33 (2018).
8. R. K. Rhein, Q. Shi, S. Arjun Tekalur, J. Wayne Jones, and J. W. Carroll, *Fatigue Fracture Eng. Mater. Struct.*, **44**, Iss. 2: 295 (2021).
9. D. Bhatt, J. Vora, P. Sahlot, and P. Trivedi, *Int. J. Membrane Sci. Technol.*, **8**, No. 2: 119 (2020).
10. A. P. Burmak, S. M. Voloshko, S. I. Sydorenko, I. A. Vladymyrs'kyy, M. M. Voron, B. M. Mordyuk, and M. O. Vasyl'yev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 5: 473 (2025) (in Ukrainian).
11. S. I. Shakil, A. Hadadzadeh, B. Shalchi Amirkhiz, H. Pirgazi, M. Mohammadi, and M. Haghshenas, *Results Mater.*, **10**: 100178 (2021).
12. A. P. Burmak, M. M. Voron, S. M. Voloshko, S. I. Sydorenko, I. A. Vladymyrs'kyy, S. I. Konorev, B. M. Mordyuk, and M. O. Vasyl'yev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 8: 827 (2025) (in Ukrainian).
13. Z. Xu, L. Xu, W. Liu, J. Li, J. Wu, W. Zhou, X. Zhang, D. Zhang, C. Ye, and H. Ding, *J. Mater. Eng. Perform.*, **34**: 9198 (2025).
14. Y. Yuan, R. Li, X. Bi, M. Yan, J. Cheng, and J. Gu, *J. Mater. Res. Technol.*, **30**: 1319 (2024).
15. H. Zhang, A. Amanov, and Y. S. Pyun, *Int. J. Fatigue*, **153**: 106463 (2021).
16. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
17. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
18. J. Zhang, Y. F. Xing, J. J. Zhang, J. Y. Cao, F. Y. Yang, and X. B. Zhang, *Materials*, **15**, Iss. 15: 5168 (2022).
19. Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He, and J. Ma, *Metals*, **13**, Iss. 2: 398 (2023).
20. C. Ye, A. Telang, A. S. Gill, S. Suslov, Y. Idell, K. Zweigacker, J. M. K. Wiezorek, Z. Zhou, D. Qian, S. R. Mannava, and V. K. Vasudevan, *Mater. Sci. Eng. A*, **613**: 274 (2014).
21. S. M. Voloshko, A. P. Burmak, A. K. Orlov, and M. M. Voron, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, **30**, No. 1: 28 (2024) (in Ukrainian).
22. S. M. Voloshko, M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and M. M. Voron, *Metal ta Lytva Ukrainy*, **32**, Nos. 3–4: 41 (2024).
23. A. Teramachi and J. Yan, *J. Micro-Nano-Manuf.*, **7**, Iss. 2: 024501 (2019).
24. C. Wang, Y. Li, W. Tian, J. Hu, B. Li, P. Li, and W. Liao, *J. Mater. Res. Technol.*, **21**: 781 (2022).
25. L. Zhou, A. Mehta, E. Schulz, B. McWilliams, K. Cho, and Y. Sohn, *Mater. Characterization*, **143**: 5 (2018).
26. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyl'yev, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217 (2023) (in Ukrainian).

27. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 7: 905 (2017) (in Ukrainian).
28. D. A. Lesyk, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiyi, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 8567 (2022).
29. *European Aluminium. The Aluminium Automotive Manual, Materials—Designation System* (European Aluminium Association: 2002).
30. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko. *Low Temp. Phys.*, **36**, Iss. 7: 645 (2010).
31. Y. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
32. O. V. Byakova, O. I. Yurkova, Yu. V. Mil'man, and O. V. Bilots'kyy, *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 Microlevels] (Kyiv: Harant SERVIS: 2011) (in Ukrainian).
33. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).
34. H. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, I. Ye. Kotenko, and A. P. Burmak, *Naukovi Visti NTUU 'KPI'*, No. 3: 42 (2009) (in Ukrainian).
35. T. Wang, Y. Y. Zhu, S. Q. Zhang, H. B. Tang, and H. M. Wang, *J. Alloys Compd.*, **632**: 505 (2015).
36. Y. Kok, X. P. Tan, P. Wan, M. L. S. Nai, N. H. Loh, E. Liu, and S. B. Tor, *Mater. Design*, **139**: 565 (2018).
37. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
38. K. Kempen, L. Thijs, and J. Van Humbeeck, *Phys. Procedia*, **39**: 439 (2012).
39. W. Li, S. Li, and J. Liu, *Mater. Sci. Eng. A*, **663**: 116 (2016).
40. P. Yang, L. A. Deibler, and D. R. Bradley, *J. Mater. Research*, **33**: 4040 (2018).
41. G. Y. Oh, Y. K. Kim, S. K. Kim, H. K. Lim, and Y. J. Kim, *Mater. Trans.*, **58**, Iss. 8: 1241 (2017).
42. E. Strumza, O. Yeheskel, and S. Hayun, *Additive Manufacturing*, **29**: 100762 (2019).
43. Y. Zhang, D. Wang, and Y. Li, *Scripta Mater.*, **213**: 114936 (2022).
44. J. Wu, X. Wang, W. Wang, M. Attallah, and M. Loretto, *Acta Mater.*, **117**: 311 (2016).
45. W. Pan, Z. Ye, Y. Zhang, Y. Liu, B. Liang, and Z. Zhai, *Materials*, **15**, Iss. 7: 2528 (2022).
46. E. Maleki, S. Bagherifard, N. Razavi, M. Riccio, M. Bandini, A. du Plessis, F. Berto, and M. Guagliano, *Mater. Sci. Eng. A*, **829**: 142145 (2022).
47. P. Snopiński, T. Yu, X. Zhang, and D. Juul Jensen, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **1310**: 012039 (2024).
48. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **563**: 138 (2013).
49. C. M. Park, J. K. Jung, B. C. Yu, and Y. H. Park, *Metals Mater. Int.*, **25**: 71 (2019).