Metallophysics and Advanced Technologies
Металофіз. новітні технол.
Metallofiz. Noveishie Tekhnol.
2026, vol. 48, No. 8, pp. 843–863
https://doi.org/10.15407/mfint.48.08.0843
Reprints available directly from the publisher

© 2026 G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine
Published by license under
the G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics–
N.A.S. of Ukraine Publishers imprint.
Printed in Ukraine.

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Dd, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 68.35.Ct, 81.20.Ev, 81.65.Ps

Порівняння ефективности високочастотного ударного зміцнення у вібраційних камерах поверхні титанового стопу ВТ6, виготовленого металурґійним та адитивним способами

С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Б. М. Мордюк*, М. О. Васильєв*, Т. А. Красовський**, О. А. Вислий

НТУ України «КПІ імені Ігоря Сікорського»,
вул. Політехнічна, 35,
03056 Київ, Україна
**Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,*
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна
***Київський академічний університет,*
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142, Київ, Україна

Досліджено особливості зміцнення поверхні титанового стопу ВТ6, виготовленого металурґійним (гарячим вальцюванням (ГВ)) та адитивним способом селективного лазерного топлення (СЛТ), із застосуванням двох типів ультразвукових установок, які забезпечують різні моди збудження вібраційної камери, наповненої крицевими кульками, — високочастотно-

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

National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',
35 Polytechnic Str., UA-03056 Kyiv, Ukraine
G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine
Kyiv Academic University,
36, Academician Vernadsky Blvd., UA-03142, Kyiv, Ukraine

Citation: S. M. Voloshko, A. P. Burmak, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, T. A. Krasovskyi, and O. A. Vyslyi, Comparison the Efficiency of High-frequency Impact Surface Hardening of Ti–6Al–4V Titanium Alloy Manufactured by Metallurgical or Additive Routs in Vibration Chambers, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **48**, No. 8: 843–863 (2026) (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.48.08.0843

© 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)

го зміцнення кульками (ВЧЗК) і віброкамери з коливаннями її дна та стінок. Показано, що пониження шерсткости поверхні, формування стискальних залишкових напружень і значного зміцнення вдається досягти незалежно від схеми ініціювання ударів кульками у використаних ультразвукових віброкамерах за умови вибору певних оптимальних режимів оброблення. Впродовж 4 хв обробляння за допомогою використаних ультразвукових установок ВЧЗК і віброкамери досягнуто зміцнення зразків після гарячого вальцювання на 22,6% (4,72 ГПа) і 24,9% (4,81 ГПа) відповідно. Зміцнення зумовлено формуванням залишкових стискальних напружень (–1560 МПа) під час обробляння у віброкамері порівняно з ВЧЗК (–1240 МПа), подрібненням кристалітів α- (14–19 нм) і β-фаз (36–63 нм) у порівнянні з вихідним станом (150 нм і 174 нм відповідно). СЛТ-зразки після ВЧЗК і віброкамери зазнають зміцнення на 51% (6,61 ГПа) і 46,7% (6,41 ГПа) відповідно порівняно із вихідним станом (4,37 ГПа). У порівнянні з установкою ВЧЗК запропонована віброкамера дає змогу одержати як поздовжні коливання її дна, так і концентричні коливання стінок, що підвищує ефективність стабільного та керованого експрес-обробляння деталів і вузлів складної форми, а також пласких і тонких металевих деталів типу лопатей двигунів.

Ключові слова: селективне лазерне топлення, високочастотне зміцнення поверхні кульками, шерсткість, залишкові напруження, мікротвердість.

The features of the surface hardening of titanium alloy Ti–6Al–4V manufactured by metallurgical (hot rolling (HR)) and additive selective laser melting (SLM) methods are investigated, using two types of ultrasonic installations, which provide different modes of excitation of a vibration chamber filled with steel balls, namely, high-frequency ball hardening, *i.e.*, surface mechanical attrition treatment (SMAT), and a vibration chamber with oscillations of its bottom and walls. It is shown that a surface roughness reduction, the formation of compressive residual stresses and significant hardening can be achieved regardless of the initiating scheme of ball impacts in the used ultrasonic vibration chambers, if certain optimal processing modes are selected. Within 4 minutes of treatment using the SMAT unit and the vibration chamber, the HR samples are strengthened by 22.6% (4.72 GPa) and 24.9% (4.81 GPa), respectively. The strengthening is due to the formation of residual compressive stresses (of –1560 MPa) during processing in the vibration chamber compared to SMAT (of –1240 MPa), the refinement of α- (of 14–19 nm) and β-phase (of 36–63 nm) crystallites compared to the initial state (of 150 nm and 174 nm, respectively). The SLM samples after SMAT and the vibration chamber undergo strengthening by 51% (6.61 GPa) and 46.7% (6.41 GPa), respectively, compared to the initial state (4.37 GPa). Compared to SMAT unit, the proposed vibration chamber allows producing both longitudinal vibrations of its bottom and concentric vibrations of the walls that increases the efficiency of stable and controlled express processing of parts and assemblies of complex shape, as well as flat and thin metal parts such as engine blades.

Key words: selective laser melting, surface mechanical attrition treatment, roughness, residual stresses, microhardness.

(Отримано 26 вересня 2025 р.; остаточн. варіянт — 10 березня 2026 р.)

1. ВСТУП

Титан і його стопи посідають одне з провідних місць серед конструкційних матеріялів для авіяційної, космічної, енергетичної та медичної промисловостей завдяки високому співвідношенню міцности до густини, корозійній стійкості та здатності працювати за екстремальних температурних умов [1, 2]. Одним із найбільш використовуваних стопів у цій групі є стоп Ti–6Al–4V (ВТ6), що характеризується стабільним фазовим складом і придатністю до різних способів термічного та механічного оброблянь [3]. Останнім часом зростає інтерес до адитивного виробництва (АВ) деталів із титанових стопів [4, 5], зокрема методою селективного лазерного топлення (СЛТ), що дає змогу виготовляти вироби складної геометрії з мінімальною кількістю відходів [6].

Разом із тим, відомо, що структура та властивості титанових стопів, одержаних СЛТ, істотно відрізняються від матеріялів традиційної металурґії через високі ґрадієнти температур і швидкість охолодження у процесі формування шарів [7]. Це призводить до утворення текстурованих структур, анізотропії механічних властивостей і високого рівня залишкових напружень, що може неґативно впливати на експлуатаційні характеристики деталів [8]. Для усунення цих недоліків і поліпшення властивостей поверхневого шару перспективним є використання різних високочастотних механічних методів поверхневого модифікування як фінішного постпроцесу [9]. Серед них важливе місце займають поверхневі ультразвукові технології інтенсивної пластичної деформації (ІПД) [10], які мають високу ефективність і дають змогу формувати наноструктурований зміцнений шар металевої поверхні із вигідним розподілом залишкових напружень стиснення [11, 12]. Це повною мірою стосується й адитивно виготовленого титанового стопу ВТ6, властивості й експлуатаційний ресурс якого можна значно поліпшити, наприклад, вдвічі підвищити граничну втомну міцність [13]. Це особливо важливо для виробів, що працюють в умовах циклічного змінного навантаження, таких як лопаті, компресорні диски газотурбінних двигунів літаків та інші деталі складної форми. Оскільки найбільш істотною перевагою АВ є саме можливість виготовляти вироби складної геометричної форми, це потребує вибору відповідного ультразвукового обладнання та прикладеної енергії для забезпечення можливости оброблення великих площ поверхонь складної геометрії.

З цієї точки зору серед низки поверхневих методів ІПД, таких як ультразвукове обкочування поверхні роликами [14], ультразвукове нанокристалічне модифікування поверхні [15], ультразвукове уда-

рне оброблення [16], найбільш придатною є технологія високочастотного зміцнення кульками (ВЧЗК — SMAT—surface mechanical attrition treatment) [17]. Суть такого оброблення полягає в наступному. Оброблюваний зразок складної форми розміщується у камері, оснащеній вібраційним ґенератором, і обробляється крицевими кульками зазвичай із неіржавійної криці. Частота вібрації вакуумної камери може змінюватися в межах від 20 Гц до 20 кГц. В процесі обробляння кульки резонують і вдаряються об поверхню зразка впродовж певного проміжку часу. Швидкість польоту та кінетична енергія кульок залежать від частоти ґенератора, віддалі до поверхні зразка, а також їхнього розміру (маси). Напрямки ударів кульок об поверхню є випадковими та завдяки таким багаторазовим локалізованим механічним ударам із високою частотою досягається інтенсивна пластична деформація, що сприяє подрібненню зеренної структури, закриттю мікродефектів, зменшенню поруватости та підвищенню зносостійкости й втомної міцности [18]. Водночас параметри (частота й амплітуда) ультразвукових коливань, тривалість обробляння чинять істотний вплив на кінцевий результат зміцнення [19].

Незважаючи на значну кількість праць, присвячених ВЧЗК, більшість досліджень стосується титанових стопів традиційного виробництва, зокрема після гарячого вальцювання або штампування [20, 21]. Вплив ВЧЗК на стоп ВТ6, одержаний СЛТ, досліджено недостатньо. З огляду на відмінності структур, кількостей і типів дефектів (дислокації, пори, мікротріщини) та рівнів залишкових напружень, можна припустити, що ефективність ВЧЗК для такого матеріялу матиме свої особливості [22].

Крім того, сучасні дослідження демонструють необхідність оптимізації режимів ультразвукового оброблення залежно від типу вихідної структури матеріялу. Зокрема, роботи [17, 18, 23, 24] вказують, що для адитивних заготівок характерною є вища чутливість до режимів навантаження, що пов’язане з наявністю дрібнозернистих колонних структур і нерівномірного розподілу фаз. Важливим є також тип застосованої вібраційної камери, оскільки за різних конструкцій і методів збудження її різною може бути й оптимальна кінетична енергія кульок, що здійснюють деформаційне модифікування поверхні деталів складної форми. Це створює передумови для більш детального вивчення ефективности різних способів ВЧЗК залежно від технології одержання титанових стопів.

Таким чином, метою даної роботи є дослідження впливу різних способів ВЧЗК за допомогою спеціяльно виготовленого для цього високотехнологічного цифрового ультразвукового обладнання на морфологію поверхні, структуру, фазовий склад і механічні властивості титанового стопу ВТ6, одержаного методою СЛТ. Для порівняння використано також промисловий стоп ВТ6, одержаний га-

рячим вальцюванням (ГВ). Одержані результати дають змогу визначити оптимальні параметри фінішного оброблення адитивно виготовлених деталів зі стопу ВТ6 складної форми для підвищення їхніх експлуатаційних характеристик, що є актуальним завданням задля розвитку сучасних технологій у авіякосмічній, енергетичній і біомедичній галузях.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Використовувалися зразки титанового стопу ВТ6 з наступним хемічним складом (ваг.%): Ti — 85,21, Al — 6,18, V — 4,28, одержані гарячим вальцюванням і селективним лазерним топленням.

ГВ-зразки у вигляді пластин довжиною у 20 мм, шириною у 10 мм і товщиною у 5 мм (±0,5 мм) були одержані різанням прутків перпендикулярно напрямку вальцювання.

СЛТ-зразки було виготовлено на 3*D*-принтері Alfa-150D компанії «АЛТ України» («Адитивні лазерні технології України»). Номінальна потужність волоконного ітербійового лазера з довжиною хвилі у 1070 ± 2 нм складала 200 Вт, фокусний діяметер лазерного променя — 45 мкм, швидкість сканування — 500 мм/с, товщина шару — 25 мкм і віддаль штрихування — 150 мкм. Використовували сферичний порошок стопу Ti–6Al–4V дисперсністю у 15–53 мкм. Для запобіження окисненню виготовлення зразків проводилося в інертному середовищі Ar.

Високочастотне ударне зміцнення поверхні зразків стопу ВТ6 без попереднього шліфування проводилось із використанням кульок діяметром у 2 мм із неіржавійної криці з використанням двох різних устатковин. Перша — це камера ВЧЗК (рис. 1, *а*), у якій енергія ультразвукових коливань через торець сонотрода, розміщеного на дні камери, передається металевим кулькам і стимулює їхній рух у обмеженому об’ємі повітряного середовища дослідної камери та високочастотні удари по поверхні зразка (далі — оброблення I-типу). Друга — це віброкамера (рис. 1, *б*), вібрування стінок і дна якої забезпечує кульки кінетичною енергією (далі — оброблення II-типу). За допомогою ВЧЗК за схемою II-типу вдається зменшити кількість технологічних операцій оброблення виробів складної та ножеподібної форми (типу пера лопатки компресора чи газотурбінного двигуна) у порівнянні зі схемою I-типу (рис. 1, *а*), яка передбачає оброблення лише з одного боку плаского або рельєфного виробу та наступну зміну площини оброблення чи то використання двох зустрічних акустичних систем, під’єднаних до однієї камери (рис. 1, *в*), що веде до збільшення економічних витрат.

Камери інтеґруються до ультразвукової вібраційної системи, яка складається з ультразвукового п’єзокерамічного перетворювача, перетворювача швидкости коливань (бустера) та концентратора

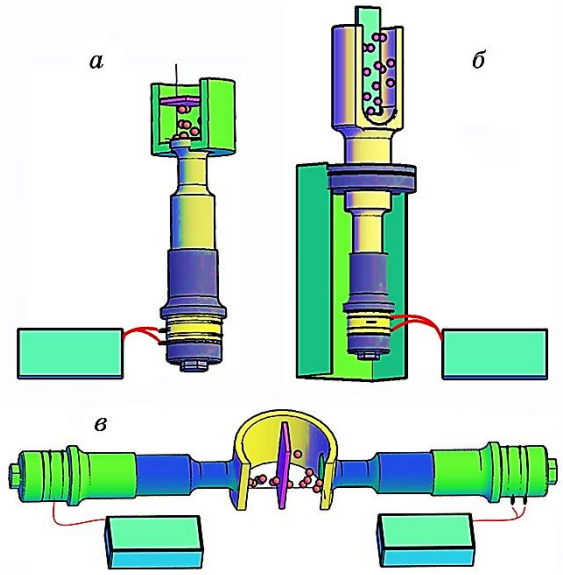


Рис. 1. Схематичне зображення установки ВЧЗК для оброблення I-типу (*а*, *в*) та віброкамери (сонотрод-концентратор) для оброблення II-типу (*б*) [20].

Fig. 1. Schematic view of device for high-frequency ball hardening of I-type treatment (*а*, *в*) and vibrochamber (sonotrode–concentrator) for II-type treatment (*б*) [20].

(сонотрода) й живиться від цифрового електронного ґенератора [20]. Амплітуда ультразвукових механічних коливань (пік-пік) становила 25 мкм, тривалість оброблення змінювалася від 2 хв до 8 хв, віддаль до зразка — 10 мм, кількість кульок — 35.

Перетворювач із високим коефіцієнтом ефективности трансформує високочастотну електричну енергію у потужні ультразвукові механічні коливання з частотою близько 20 кГц, які передаються через бустер і підсилюються сонотродом. Енергія ультразвукових коливань через торець сонотрода передається металевим кулькам і стимулює рух їх у замкненому повітряному об'ємі експериментальної камери та високочастотні удари по поверхні зразка. Задля зменшення дисипативних втрат під час коливань сонотрод устатковини виготовлено з титанового стопу ВТ22.

Електронний ґенератор із повністю цифровим керуванням подає живлення на п'єзокерамічний перетворювач. У схемі ґенератора застосовано сучасні мікропроцесорні технології: синтезу частоти DDS (Direct Digital Synthesis), цифрове фазове автоналаштування резонансного режиму з автоматичною адаптацією до тієї чи іншої акустичної системи. Ґенератор обладнано реґулятором і стабіліза-

тором амплітуди ультразвукових механічних коливань у діяпазоні від 5 до 100% (60 мкм) і реґулятором часу роботи за допомогою цифрового таймера від 0,01 с до 30 хв. Напруга живлення ґенератора становить 220 В, а вихідна потужність — до 2000 Вт.

Мікроструктуру досліджено з використанням оптичного металографічного мікроскопа iScope IS.1053-PLMi, а мікротвердість за методою Віккерса — за допомогою приладу LHVS-1000Z (навантаження у 100 г з витримкою у 10 с).

Морфологію поверхні зразків досліджено за допомогою стереомікроскопа Crystal 45 Konus із збільшенням у діяпазоні від ×7 до ×45 крат залежно від масштабів структурних особливостей і характеру поверхневих дефектів. Для поліпшення контрастности рельєфу використовували реґульоване світлодіодне освітлення стереомікроскопа, змінюючи кут падіння світла.

Для визначення поверхневого рельєфу та макроструктури застосовано профілометер JITAI-8103 Plus.

Для рентґеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінення — $\lambda_{K\alpha}$-Cu): інтервал кутів $2\theta = 20°–120°$, крок реєстрації — 0,04°, час витримки в точці — 2 с. Кількісний фазовий склад стопу ВТ6 розраховувався на основі інтеґральної інтенсивности неперекривних дифракційних максимумів, характерних для кожної фази, за Рітвельдовою методою у програмному забезпеченні PDXL. Уточнення фазового складу здійснювали шляхом підбору структурних моделів α-Ti (ГЩП, 194: $P6_3/mmc$) і β-Ti (ОЦК, 229: $Im–3m$) з бази ICSD (Inorganic Crystal Structure Database) й уточнення масштабних факторів, параметрів ґратниці, профілю дифракційних максимумів і фону. Застосовувалися функція профілю «псевдо-Фогт» і фонове моделювання поліномом. За результатами уточнень визначали кількісний фазовий склад, розмір областей когерентного розсіяння (ОКР) і ступінь деформації кристалічної ґратниці (ε).

Визначення величини напружень 1-го роду проведено методою $\sin2\psi$ за зміною кутового положення дифракційного максимуму α-Ti(110) для значень кутів $\psi = 0°, –5, –10, –15, –20$. Для згладжування профілів дифракційних максимумів використовувалася Savitzky–Golay-функція, а для відокремлення фону — Sonneveld–Vissers-функція. Визначення кутового положення дифракційних максимумів проводилося на основі значень положення центру ваги. Обробку одержаних даних проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku Residual Stress Analysis.

3. РЕЗУЛЬТАТИ Й ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2 показано зміни мікротвердости поверхонь зразків стопу Ti–6Al–4V, оброблених двома різними ультразвуковими

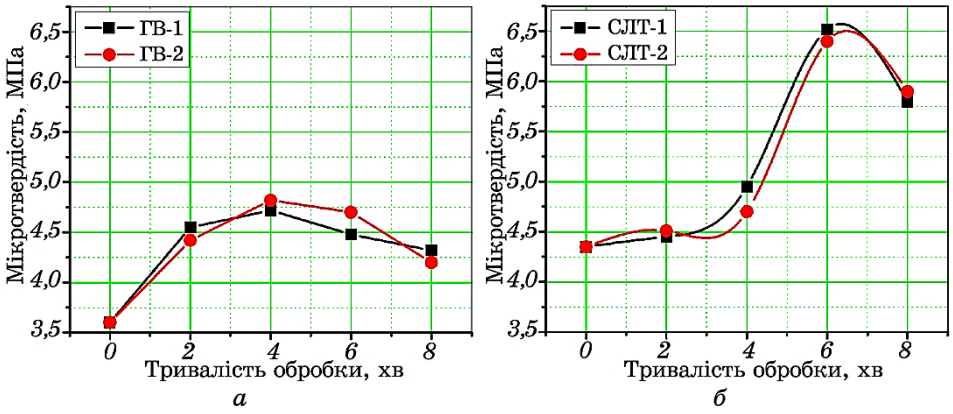


Рис. 2. Зміна мікротвердости ГВ- (*а*) та СЛТ-стопу ВТ6 (*б*) в залежності від тривалости ВЧЗК: 1 — оброблення I-типу, 2 — оброблення II-типу.

Fig. 2. Change of microhardness of HR (*a*) and SLM (*b*) Ti–6Al–4V alloy samples after SMAT (I-type) (1) and vibrochamber (II-type) (2) treatments.

устатковинами впродовж різного часу. Вихідне значення мікротвердости для ГВ-зразка складає 3,93 ГПа, для СЛТ-зразка — 4,37 ГПа. Після різних типів оброблення спостерігається аналогічна тенденція змін мікротвердости з часом, а саме, зростання її величини до максимального значення з наступним зменшенням внаслідок релаксаційних процесів. Для ГВ-зразків максимальні значення мікротвердости досягаються за 4 хв і становлять 4,72 ГПа (+20%) і 4,81 ГПа (+22,4%) після оброблень I-типу та II-типу відповідно. Таким чином, досягається майже однакове зміцнення, зумовлене обома типами оброблення. Після 8 хв деформаційного впливу мікротвердість зменшується до 4,32 ГПа і 4,2 ГПа для оброблення I-типу та II-типу відповідно.

Зміни мікротвердости СЛТ-зразків починають спостерігатися лише після оброблень обох типів упродовж 4 хв. Основна відмінність поведінки мікротвердости СЛТ-зразків від ГВ-зразків полягає в тому, що максимальні значення мікротвердости у 6,61 ГПа і 6,41 ГПа для оброблення I-типу та II-типу відповідно досягаються за час у 6 хв. В даному разі зміцнення становить 51% і 46,7%, а його ефективність є дещо вищою для оброблення I-типу. Надалі спостерігається знеміцнення після 8 хв деформаційного впливу до значень у 5,81 ГПа і 5,92 ГПа для оброблень I-типу і II-типу відповідно.

Вочевидь, наявність певного «інкубаційного» періоду відносно сталої мікротвердости СЛТ-зразків пов'язана з вищими величинами шерсткости їхньої поверхні, елементи якої деформуються впродовж перших 3 хв оброблення (рис. 2, *а*, *б*).

Параметри шерсткости поверхні зразків до та після оброблення

ТАБЛИЦЯ 1. Характеристики шерсткости поверхні стопу ВТ6 після оброблень різних типів.

TABLE 1. Dependences of the surface roughness of Ti–6Al–4V alloy on the time of treatments of different types.

Стан зразка			Параметри шерсткости		
Умови одержання	Тип оброблення	Тривалість оброблення, хв	R_a, мкм	R_q, мкм	R_z, мкм
СЛТ	вихідний	–	5,750	7,190	34,341
СЛТ	I	4	4,072	4,761	21,786
СЛТ	I	6	3,27	4,253	22,707
СЛТ	I	8	3,593	4,437	22,939
СЛТ	II	4	8,024	10,623	54,570
СЛТ	II	6	5,133	6,548	34,115
СЛТ	II	8	4,677	6,069	32,081
ГВ	вихідний	–	1,336	1,681	8,832
ГВ	I	4	1,654	2,321	8,925
ГВ	I	8	2,524	3,234	10,567
ГВ	II	4	1,425	1,743	9,076
ГВ	II	8	3,915	4,787	21,398

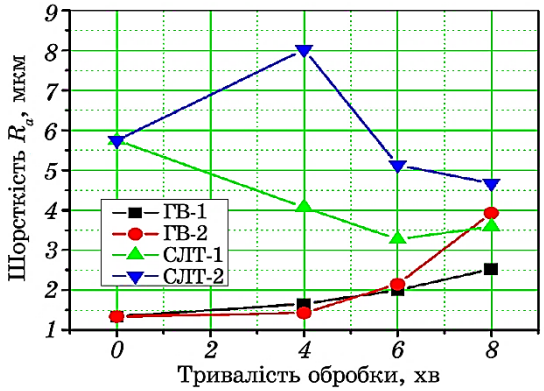


Рис. 3. Залежності шерсткости поверхні стопу ВТ6 від часу оброблень різних типів.

Fig. 3. Dependences of the surface roughness of Ti–6Al–4V alloy on the time of treatments of different types.

наведено в табл. 1.

На рисунку 3 наведено залежності середньоарифметичної шерсткости R_a ГВ- і СЛТ-зразків від тривалости їх оброблень обох типів. У вихідному стані середнє значення шерсткости R_a СЛТ-зразка є у 4,3

рази більшим порівняно із ГВ-зразком. Після оброблення I-типу СЛТ-зразка упродовж 4 хв величина R_a зменшується до 4,072 мкм, а для II-типу — збільшується до $\cong 8$ мкм внаслідок утворення западин і виступів, тоді як для ГВ-зразків істотних змін не відбувається. Збільшення тривалости деформаційного впливу зумовлює поступове зменшення шерсткости поверхні СЛТ-зразка до $\cong 3{,}6$ і $\cong 4{,}7$ мкм залежно від типу оброблення.

Слід зазначити, що після 8 хв оброблення II-типу в деяких ділянках СЛТ-зразка, які вільні від смуг і мають гладку морфологію, значення R_a зменшується (порівняно із 4 хв) практично на порядок величини — до $\cong 0{,}8$ мкм, тоді як для ГВ-зразка R_a навпаки збільшується практично втричі (у 2,75 разів).

Причиною більшої вихідної мікротвердости СЛТ-зразків також є особливості їхньої структури. Результатом циклічної термічної історії, яку зазнає зразок під час СЛТ, є формування шаруватої смугастої макроструктури з α- та β-фази (рис. 4, *а*, *б*), яка забезпечує вищі значення мікротвердости $3D$-виробів порівняно з будь-якими іншими технологіями виробництва [25]. Дійсно, процес АВ деталів зі стопу Ti–6Al–4V є унікальним через те, що після $3D$-друку може бути досягнуто надзвичайно дисперсну мікроструктуру, що має подібність до тієї, яка спостерігається після зварювання або гартування [26]. Така дрібнозернистість і значна густина дислокацій, як у АВ-стані, так і після оброблень I-типу та II-типу, забезпечують більші значення мікротвердости СЛТ-зразка, ніж структура після гарячого вальцювання, яка ще й може мати ознаки кристалографічної текстури. Разом з тим, ефект зміцнення ГВ- і СЛТ-зразків за умов оброблень обох типів майже однаковий і складає 1,5 ГПа і 2 ГПа відповідно.

Під час ударної механічної деформації у віброкамері (II-тип обро-

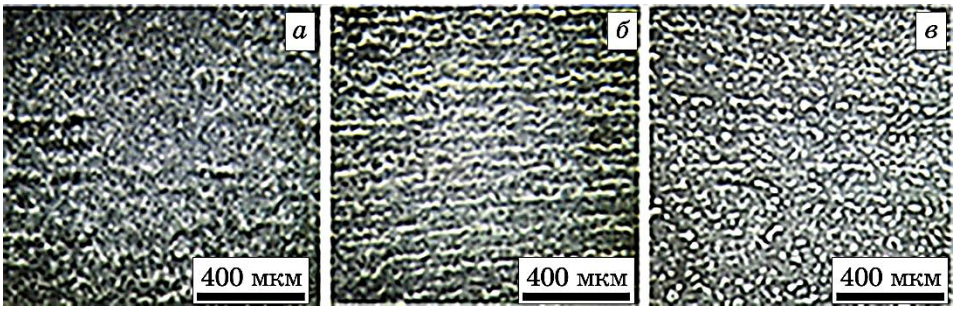


Рис. 4. Дезінтеґрація вихідної шаруватої СЛТ-структури (*а*) після оброблення II-типу упродовж 4 хв (*б*) та 8 хв (*в*) (збільшення ×25 крат).

Fig. 4. Disintegration of the initial layered SLM structure (*а*) after II-type treatment for 4 min. (*б*) and 8 min. (*в*) (magnification ×25).

блення) така шаруватість гальмує внесок напружень з протилежного боку зразка до вислідних напружень в об'ємі і, відповідно, в досліджуваному приповерхневому шарі. Із збільшенням часу оброблення смуги ущільнюються та виконують роль стопора для дислокацій, що ґенеруються в процесі пластичної деформації, і це забезпечує вищий рівень зміцнення СЛТ-зразків порівняно з ГВ-зразками (незалежно від типу оброблення). З подальшим збільшенням часу обробляння накопиченої деформації стає достатньо для переривання смуг і подрібнення їх на окремі фраґменти. Це може стати однією з додаткових причин зменшення значень мікротвердости, що спостерігається для СЛТ-зразків із перевищенням 6 хв оброблення. Такі складні трансформації значно розширюють діяпазон досяжних мікроструктур і механічних властивостей для АВ-деталів зі стопу Ti–6Al–4V (залежно від типів і режимів механічного оброблення).

Розглянемо більш докладно особливості морфології поверхні зразків (рис. 5), оброблених двома різними ультразвуковими устатко-

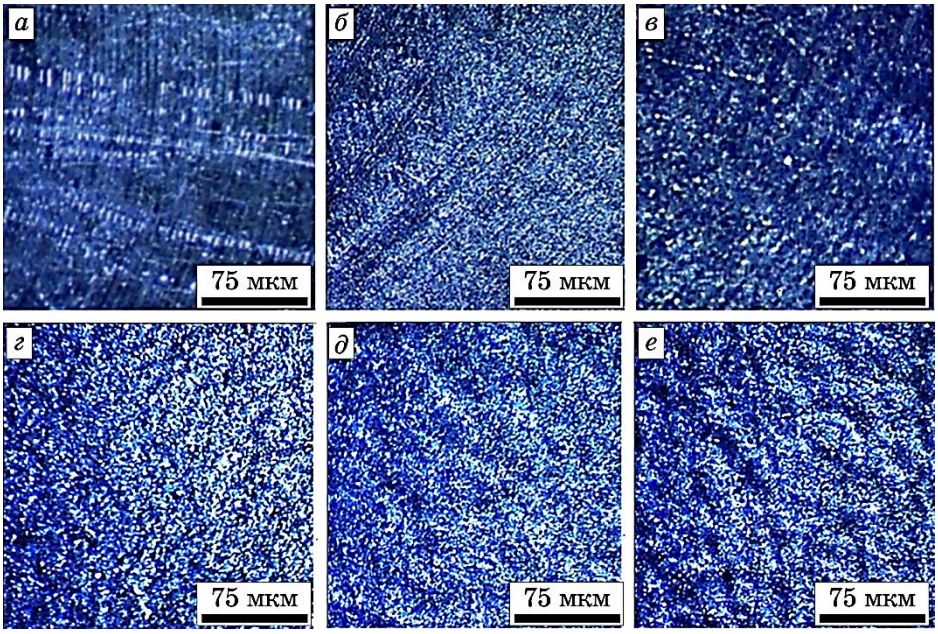


Рис. 5. Морфологія поверхні (*а*–*в*) ГВ- і (*г*–*е*) СЛТ-зразків стопу ВТ6: *а*, *г* — вихідний стан; *б*, *д* — оброблення I-типу, $\tau = 8$ хв; *в*, *е* — оброблення II-типу, $\tau = 8$ хв (×150).

Fig. 5. Surface morphology of HR (*а*–*в*) and SLM (*г*–*е*) samples of Ti–6Al–4V alloy: *а*, *г*—the initial state; *б*, *д*—I-type treatment, $\tau = 8$ min.; *в*, *е*—II-type treatment, $\tau = 8$ min. (×150).

винами. Порівняно з початковим станом, після ударного впливу морфологія поверхні ГВ- і СЛТ-зразків зазнає помітних змін, які проявляються у формуванні характерного ямкового рельєфу, але ступінь цих змін є різним. Після максимального часу оброблення II-типу поверхневий рельєф є більш дрібним і рівномірним для СЛТ-стопу (рис. 5, *е*) порівняно з ГВ-стопом (рис. 5, *в*). Водночас, навіть після максимальної тривалости оброблення, пошкодження поверхні з утворенням мікротріщин або інших дефектів, які можуть неґативно вплинути на механічні характеристики, не відбуваються ані для СЛТ-стопу, ані для ГВ-стопу (рис. 6).

Оскільки для СЛТ-стопу максимальне значення мікротвердости спостерігається після 6 хв інтенсивної пластичної деформації, на рис. 7 додатково наведено порівняння впливу оброблень I-типу та

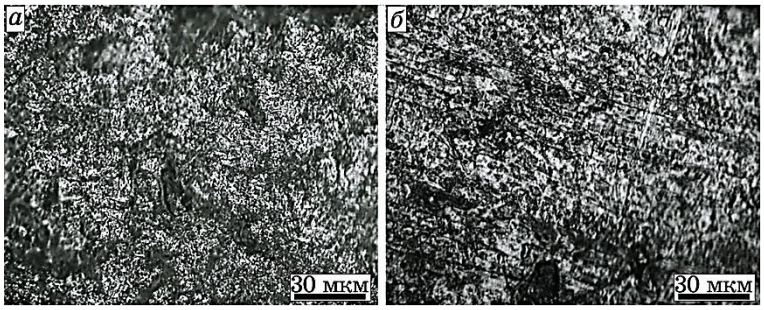


Рис. 6. Мікроструктура поверхні (*а*) СЛТ- і (*б*) ГВ-зразків стопу ВТ6 після оброблення I-типу, $\tau = 8$ хв (×400).

Fig. 6. Microstructure of the surface of SLM (*а*) and HR (*б*) samples of Ti–6Al–4V alloy after I-type treatment, $\tau = 8$ min. (×400).

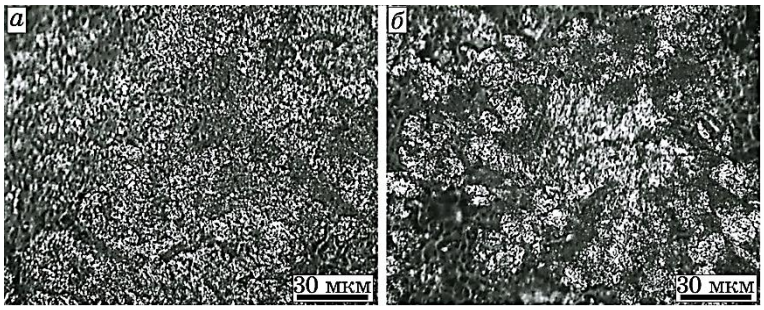


Рис. 7. Мікроструктура поверхні СЛТ-стопу ВТ6 після оброблення упродовж $\tau = 6$ хв: I-типу (*а*) та II-типу (*б*) (×400).

Fig. 7. Microstructure of the surface of SLM samples of Ti–6Al–4V alloy after I-type treatment (*а*) and II-type treatment (*б*) for $\tau = 6$ min. (×400).

II-типу саме такої тривалости на мікроструктуру поверхні. Для II-типу оброблення поверхня виглядає більш подрібненою із більшою глибиною западин.

Для виявлення структурно-фазових змін у стопі ВТ6, одержаному й обробленому різними способами, застосовано рентґеноструктурну аналізу (рис. 8 і 9). Визначено кількісний фазовий склад, розмір областей когерентного розсіяння, ступінь деформації кристалічної ґратниці та макронапруження I роду (табл. 2 і 3). Порівнювався структурно-фазовий стан зразків стопу ВТ6 після оброблення на максимальну твердість ($\tau = 4$ хв для ГВ- і $\tau = 6$ хв для СЛТ-зразка), а також після релаксації напружень ($\tau = 8$ хв).

На рисунку 8, *а* представлено фраґменти дифрактограм для вихідного стану ГВ-зразків і після оброблення I- і II-типу тривалістю у 4 хв і 8 хв. Основні рефлекси відповідають α-фазі титану із ГЩП-ґратницею та β-фазі з ОЦК-ґратницею. У вихідному стані цей двофазний стоп містить більшу кількість об'ємної частки α-фази; об'ємна частка β-фази складає не більше 15%. Після оброблення I- та II-типу тривалістю у 4 хв відбувається формування деформаційної текстури та переорієнтація зерен під дією повторюваних імпу-

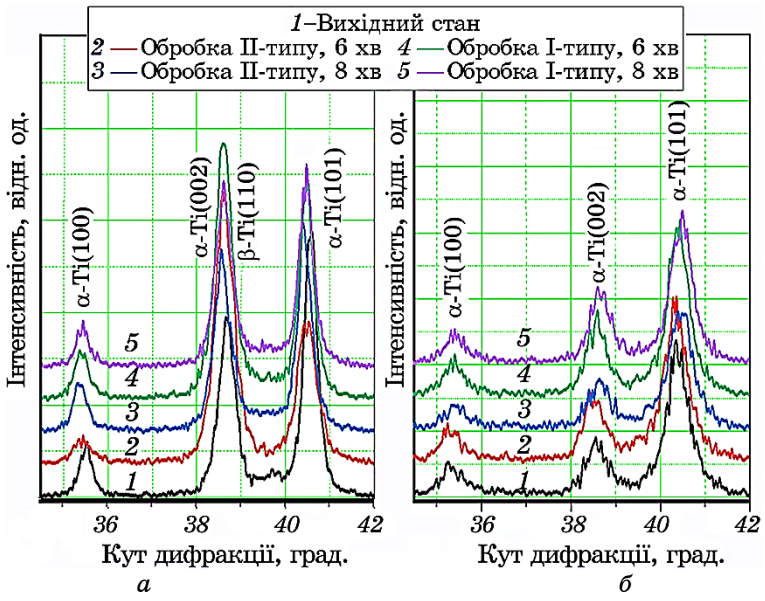


Рис. 8. Фраґменти дифрактограм (*а*) ГВ- і (*б*) СЛТ-зразків стопу ВТ6 у вихідному стані та після оброблення I-типу і II-типу різної тривалости.

Fig. 8. Fragments of x-ray spectra of HR (*а*) and SLM (*б*) samples of Ti–6Al–4V alloy in the initial state and after I-type and II-type treatments for various durations.

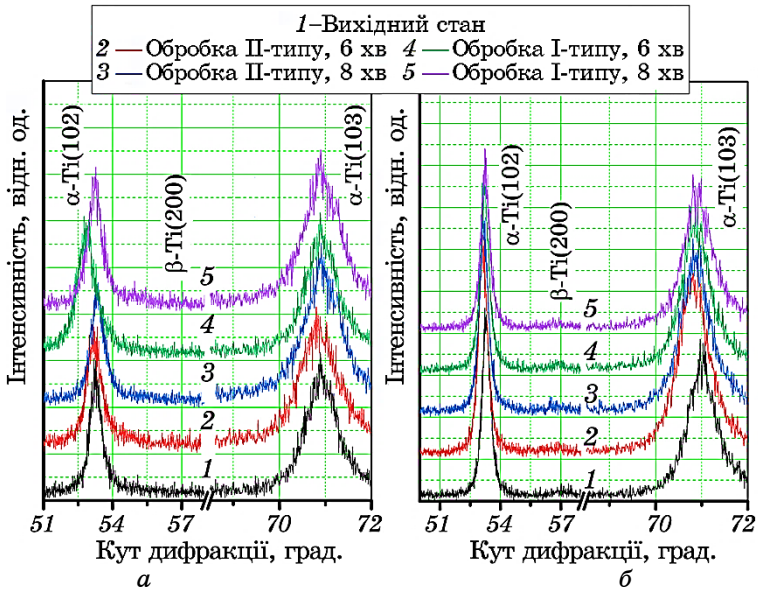


Рис. 9. Фраґменти дифрактограм (*а*) ГВ- і (*б*) СЛТ-зразків стопу ВТ6 у вихідному стані та після оброблення I-типу і II-типу різної тривалости.

Fig. 9. Fragments of x-ray spectra of HR (*а*) and SLM (*б*) samples of Ti–6Al–4V alloy in the initial state and after I-type and II-type treatments for various durations.

льсних ударів, що проявляється в зростанні інтенсивности рефлексу (002) й пониженні інтенсивности рефлексу (101) від α-фази титану. Більш тривале оброблення упродовж 8 хв зумовлює збільшення напівширини дифракційних максимумів і зменшення текстури в напрямку [001]. Кількість β-фази практично не змінюється для оброблення I-типу та дещо зменшується для оброблення II-типу.

На рисунку 8, *б* наведено фраґменти дифрактограм для СЛТ-стопу ВТ6. У порівнянні з ГВ-зразком у структурі СЛТ-стопу спостерігається 93% α-фази. Оскільки α-фаза має більшу мікротвердість, ніж β-фаза, це є ще однією з причин більшої мікротвердости СЛТ-зразка у вихідному стані порівняно з ГВ-зразком.

Після оброблення інтенсивність рефлексу (002) від α-фази дещо зростає у порівнянні з вихідним станом, особливо для випадку оброблення I-типу тривалістю у 8 хв. Це свідчить про переорієнтацію зерен за напрямком переважної текстури під дією багаторазових імпульсних навантажень [27]. Одночасно інтенсивність рефлексу (101) α-фази зменшується, що підтверджує формування деформаційної текстури та переорієнтацію кристалів.

Кількість β-фази після оброблення будь-якого типу дещо збіль-

шується до 10–11% порівняно із вихідним станом, але залишається втричі меншою, ніж у ГВ-зразках. Відсутність змін кількісного фазового складу свідчить, ймовірно, що основні трансформації, які зумовлюють різке збільшення мікротвердости для СЛТ-зразка після 6 хв оброблення стосуються α-фази.

Крім того, після оброблення дифракційні профілі помірно розширюються, що пов'язане із подрібненням зеренної структури та зростанням рівня мікродеформацій кристалічної ґратниці. Подібні ефекти спостерігалися під час ультразвукового ударного зміцнення у роботах [28] і [22], де відзначено, що інтенсивна пластична деформація СЛТ-стопів супроводжується формуванням субзерен з високою густиною дислокацій.

Можна зробити висновок, що всі ультразвукові процеси зумовлюють дроблення кристалітів у приповерхневому шарі ГВ-стопу. Водночас мінімальний розмір кристалітів ГВ-стопу був зафіксований після II-типу оброблення у віброкамері: для α-фази (14 нм) упродовж часу 4 хв, який відповідає максимальному значенню мікротвердости, а для β-фази (17 нм) упродовж 8 хв (табл. 2). Розмір ОКР, як для α-фази, так і для β-фази СЛТ-стопу у вихідному стані, є значно меншим порівняно із ГВ-стопом. Після оброблення як I-, так і II-типу істотних змін розміру ОКР не відбувається. Тобто подрібнення зерен є визначальним чинником змін мікротвердости тільки для ГВ-зразка.

Що стосується мікродеформацій, то значення ε для ГВ-стопу після I-типу оброблення збільшується після 4 хв і дещо зменшується після 8 хв, але залишається більшим, ніж у вихідному стані (табл. 2). Для II-типу оброблення мікродеформація α- та β-фаз відбувається по-різному. Після 4 хв значення ε зменшується для α-фази вдвічі та збільшується для β-фази з 0,77% до 2%. Із збільшен-

ТАБЛИЦЯ 2. Параметри кристалічної структури, кількісний фазовий склад і величина напружень 1-го роду ГВ-стопу ВТ6 у вихідному стані та після оброблення.

TABLE 2. Parameters of crystalline structure, quantitative phase composition, and stresses of first kind for HR Ti–6Al–4V alloy in the initial state and after treatment.

Тип оброблення	Тривалість оброблення, хв	Параметер α/β-фаз			Напруження σ, МПа
		ОКР, нм	ε, %	Вміст, %	
Вихідний стан		150/174	0,33/0,77	90/10	–523/–
I	4	19/63	0,58/1,19	92/8	–1240/–
	8	38/22	0,42/0,86	97/3	–398/–
II	4	14/36	0,15/2,0	95/5	–1560/–
	8	55/17	0,49/0,043	96/4	–762/–

ням часу навпаки більшої деформації зазнає кристалічна ґратниця α-фази (0,5%), а для β-фази ε має мінімальне значення (0,043%). Для СЛТ-стопу (табл. 3) за всіх режимів оброблення ε зростає, як для α-фази, так і для β-фази, порівняно із вихідним станом. Після 6 хв оброблення більші значення ε спостерігаються для II-типу оброблення порівняно з I-типом. Аналіза одержаних даних уможливлює зробити висновок, що в основному деформується ґратниця β-фази, а оскільки її набагато менше, ніж α-фази, цей чинник впливу на мікротвердість не є істотним.

Процес високочастотного механічного оброблення ГВ-стопу сприяє формуванню високого рівня стискальних залишкових макронапружень. Після 4 хв оброблення II-типу (табл. 3) досягається максимальний рівень стискальних напружень (–1560 МПа) порівняно із тим, що утворюється під час аналогічного оброблення I-типу (–1240 МПа), і вихідним станом (–523 МПа). Після 8 хв ці значення зменшуються до –762 МПа і –398 МПа відповідно, що корелює із зменшенням мікротвердости та підтверджує процеси релаксації напружень.

Таким чином, як подрібнення зерен, так і високі значення стискальних напружень є сприятливими чинниками для зміцнення поверхні ГВ-стопу ВТ6.

У вихідному стані СЛТ-зразка напруження є розтягувальними (+175 МПа) і внаслідок високочастотного ударного оброблення змінюють знак [29]. Після 4 хв оброблення I- та II-типу значення σ дорівнюють –1625 МПа і –1413 МПа, а після 6 хв оброблення збільшуються до –1815 МПа і –1642 МПа відповідно. Надалі внаслідок релаксаційних процесів величина σ зменшується, але не настільки

ТАБЛИЦЯ 3. Параметри кристалічної структури, кількісний фазовий склад і величина напружень 1-го роду СЛТ-стопу ВТ6 у вихідному стані та після оброблення.

TABLE 3. Parameters of crystalline structure, quantitative phase composition, and stresses of first kind for SLM Ti–6Al–4V alloy in the initial state and after treatment.

Тип оброблення	Тривалість оброблення, хв	Параметр α/β-фаз			Напруження σ, МПа
		ОКР, нм	ε, %	Вміст, %	
Вихідний стан		11/62	0,18/0,58	93/7	+175/–
I	4	20/36	0,67/0,49	89/11	–1625/–
	6	18/32	0,37/0,79	90/10	–1815/–
	8	28/67	0,7/0,79	89/11	–1153/–
II	4	11/21	0,39/0,19	89/11	–1413/–
	6	17/23	0,55/0,92	95/5	–1642/–
	8	12/39	0,2/0,45	89/11	–1211/–

істотно, як для випадку ГВ-зразків.

Максимальне значення напружень (–1815 МПа) для II-типу оброблення СЛТ-зразка упродовж 6 хв незначно відрізняється від максимального значення для ГВ-зразка (–1560 МПа), досягнутого після 4 хв оброблення. Саме така тривалість ударного впливу відповідає максимальним значенням мікротвердости. Тобто значно більше значення мікротвердости СЛТ-зразка порівняно з ГВ-зразком, скоріш за все, може зумовлюватися не тільки рівнем залишкових макронапружень стиснення та подрібненням зеренної структури.

Тому виявлений ефект зміцнення СЛТ-стопу, ймовірно, слід пов'язувати із фазовими перетвореннями, які стосуються в основному α-фази (оскільки її значно більше і вона має більшу мікротвердість порівняно з β-фазою), а також зі змінами дислокаційної структури.

Спостережувані на рентґенограмах дифракційні рефлекси є суперпозицією рефлексів від α-фази і α'-мартенситу (просторова група $P6_3/mmc$, $a = 0{,}293$ нм, $c = 0{,}467$ нм). Близькі значення параметрів ґратниці цих фаз перешкоджають чіткому розділенню дифракційних максимумів. Згідно з [26], нерівноважні фази та морфології є характерною ознакою СЛТ-стопу ВТ6. Фізичну причину перебігу бездифузійного мартенситного перетворення в процесі 3D-друку забезпечує висока швидкість охолодження та формування дислокацій високої густини.

Як правило, β-стабілізатори мають недостатньо часу для дифундування з новоутвореної α-фази під час $\beta \to \alpha'$-перетворення, яке відбувається за швидкого твердннення. В результаті, з попередніх зерен β-фази утворюється мартенситна α'-фаза в пластинчастих або рейкових морфологіях, розміри яких варіюються від кількох мікрометрів до десятків нанометрів [30]. Ця мартенситна α'-фаза зберігає наявну структуру α-фази, але містить підвищену концентрацію β-стабілізаторів і зазвичай знаходиться всередині попередніх β-зерен.

Автори [31] зазначають, що структура СЛТ-зразків може складатися з двох різних варіянтів метастабільної фази, а саме, не тільки з гексагональної α'-мартенситної фази, а і з невеликої кількости базоцентрованої орторомбічної α''-мартенситної фази (5,45–8,0 мас.% V). Тобто у стопі ВТ6 можуть спостерігатися два типи метастабільних мартенситних перетворень, а саме, $\beta \to \alpha'$ і $\beta \to \alpha''$.

Завдяки пошаровому способу виготовлення СЛТ-стопу попередньо виготовлені шари матеріялу нагріваються й охолоджуються кілька разів, тобто піддаються термоциклуванню, яке відрізняється від традиційного ізотермічного термічного оброблення тим, що час термічного циклу знаходиться в межах мілісекунд. Тому замість β-фази з рівноважною концентрацією Ванадію утворюються нанорозмірні метастабільні області зі збільшеною його концентрацією

[31]. І саме в цих областях, збагачених β-стабілізувальними елементами, зазвичай спостерігається α″-мартенсит. Його утворення не вимагає такого великого переохолодження, як це потрібно для α′-фази.

Під час високочастотного механічного оброблення може відбуватися вирівнювання концентрації V і розкладання α″-мартенситу. Як відомо, на відміну від α′-мартенситу, поява α″-мартенситу приводить до розм'якшення, а його розкладення — до затвердіння титанових стопів [32].

Крім того, може змінюватися морфологія α′-мартенситу; він може набувати голчастої форми і таким чином забезпечувати високий рівень зміцнення. Можливі й інші фазові перетворення та трансформації дислокаційної структури, оскільки пластична деформація стиснення викликає високу щільність дислокацій і накопичення внутрішньої енергії [33]. Кількісна аналіза механізмів зміцнення показала, що є критичний рівень деформації, нижче якого посилення дислокаціями було домінувальним порівняно з посиленням меж зерен [34].

Складний взаємочин між умовами міжшарової деформації та вислідними механічними властивостями адитивно виготовлених матеріялів потребує подальших структурних досліджень із залученням методу високороздільчої електронної мікроскопії.

4. ВИСНОВКИ

1. Незалежно від схеми ініціювання ударів кульками по оброблюваній поверхні, порівнювані ультразвукові устатковини за певних оптимальних режимів оброблення можуть забезпечити пониження шерсткости, формування стискальних залишкових напружень, значне зміцнення, що позитивно впливає на експлуатаційний ресурс оброблених матеріялів і може сприяти довготривалій і безпечній експлуатації металевих виробів і конструкцій в автомобільній, машинобудівній, авіяційній промисловостях та у біомедичних застосуваннях.
2. Запропонована віброкамера уможливлює одержати як поздовжні коливання її дна, так і концентричні коливання стінок, що підвищує ефективність стабільного та керованого оброблення деталів і вузлів складної форми. У порівнянні з устатковиною ВЧЗК віброкамера дає змогу здійснювати експрес-оброблення з обох боків пласких і тонких металевих деталів, наприклад лопатей двигунів або компресорів.
3. Порівняно з мікротвердістю HV_{100} вихідного зразка стопу ВТ6 (3,85 ГПа), одержаного гарячим вальцюванням, використані ультразвукові устатковини забезпечили зміцнення його поверхні на 22,6% (4,72 ГПа) і 24,9% (4,81 ГПа) упродовж 4 хв оброблення для

ВЧЗК і віброкамери відповідно. Така ріжниця пояснюється формуванням максимальних залишкових стискальних напружень (–1560 МПа) під час оброблення у віброкамері порівняно з методою ВЧЗК (–1240 МПа). Подрібнення кристалітів α-фази Ti за 4 хв оброблення відбувається до приблизно однакового розміру у 14–19 нм (у вихідному стані — 150 нм), тоді як β-фаза (у вихідному стані — 174 нм) більш інтенсивно подрібнюється у віброкамері (36 нм), аніж за ВЧЗК (63 нм).

4. Для стопу ВТ6, одержаного селективним лазерним топленням, забезпечується зміцнення на 51% (6,61 ГПа) і 46,7% (6,41 ГПа) порівняно із вихідним станом (4,37 ГПа) для ВЧЗК та віброкамери відповідно, але необхідний час оброблення збільшується до 6 хв через наявність стадії ($\cong$ 3 хв) деформування елементів більш шерсткої поверхні. Дрібнозернистість, шаруватість смугастої структури та наявність α'- й α''-мартенситу, сформованого внаслідок високої швидкости охолодження, забезпечують вищі значення мікротвердости СЛТ-зразка у вихідному стані.

5. Під час оброблення смугаста будова фазових складових і наявні міжфазні межі виконують роль стопорів для дислокацій, які ґенеруються в процесі пластичної деформації, що забезпечує вищий рівень зміцнення та мікротвердости СЛТ-зразків порівняно з ГВ-зразками незалежно від типу застосованого механічного оброблення. Також цілком можливі процеси еволюції морфології α'- та α''-мартенситу з подрібненням або перетворенням цих фазових складових.

ВНЕСОК АВТОРІВ

С. М. Волошко розробила концепцію роботи, виконала аналізу одержаних експериментальних результатів і підготувала перший варіянт рукопису. А. П. Бурмак виконав рентґенівські та мікроскопічні дослідження, а також макетування рукопису. Б. М. Мордюк виконав модифікування поверхні зразків за допомогою УЗУО, взяв участь у аналізі результатів, а також виконав редаґування рукопису. М. О. Васильєв проаналізував літературні дані щодо поверхневого оброблення титанових стопів методами деформування поверхні, взяв участь у аналізі результатів. Т. А. Красовський розробив і виготовив низку ультразвукових інструментів задля проведення модифікування поверхні зразків. О. А. Вислий виготовив зразки та провів дослідження мікротвердости після різних видів оброблення. Усі автори схвалили остаточну версію рукопису.

Роботу виконано за підтримки МОН України в рамках держбюджетної теми (№ держ. реєстрації 0124U001001) і часткової підтримки НАН України (№№ держ. реєстрації: 0123U102368, 0124U000361).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback, T. Mukherjee, J. W. Elmer, J. O. Milewski, A. M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, and W. Zhang, *Prog. Mater. Sci.*, **92**: 112 (2018).
2. Q. Zhao, Q. Y. Sun, S. W. Xin, Y. N. Chen, C. Wu, H. Wang, J. W. Xu, M. P. Wan, W. D. Zeng, and Y. Q. Zhao, *Mater. Sci. Eng. A*, **845**: 143260 (2022).
3. Z. Gao, X. Chen, S. Zhu, Y. H. He, and W. Xu, *Int. J. Fatigue*, **172**: 107608 (2023).
4. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Prog. Phys. Met.*, **24**, No. 1: 5 (2023).
5. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, and S. M. Voloshko, *Prog. Phys. Met.*, **24**, No. 1: 38 (2023).
6. A. K. Singla, M. Banerjee, and A. Sharma, *J. Manuf. Process.*, **64**: 161 (2021).
7. N. Eshawish, S. Malinov, W. Sha, and P. Walls, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 5290 (2021).
8. N. Baskin and C. Yüce, *J. Mater. Res. Technol.*, **30**: 7006 (2024).
9. M. Chen, W. L. Deng, J. S. Li, C. H. Jiang, and V. Ji, *Mater. Today Commun.*, **46**: 112901 (2025).
10. 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); S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyliev, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217 (2023).
11. G. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyliev, and S. M. Voloshko, *Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces* (Kyiv: Naukova Dumka: 2017); ISBN 978-966-00-1235-6
12. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakin, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).
13. X. C. Yan, S. Yin, C. Y. Chen, R. Jenkins, R. Lupoi, R. Bolot, W. Ma, M. Kuang, H. Liao, J. Lu, and M. Liu, *Mater. Res. Lett.*, **7**, No. 8: 327 (2019).
14. C. S. Liu, D. X. Liu, X. H. Zhang, D. Liu, A. Ma, N. Ao, and X. C. Xu, *J. Mater. Sci. Technol.*, **35**, No. 8: 1555 (2019).
15. A. Amanov, I.-S. Cho, D.-E. Kim, and Y.-S. Pyun, *Surf. Coat. Technol.*, **207**: 135 (2012).
16. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, Н. І. Хріпта, *Металофіз. новітні технол.*, **40**, № 8: 1029 (2018); M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, L. F. Yatsenko, and N. I. Khripta, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1029 (2018).
17. А. П. Бурмак, С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, Т. А. Красовський, В. І. Закієв, І. А. Владимирський, М. О. Васильєв, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 11: 1453 (2022); A. P. Burmak, S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, T. A. Krasovskyi, V. I. Zakiev, I. A. Vladymyrskyi, and M. A. Vasylyev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1453 (2022).
18. Q. Zhang, B. B. Duan, Z. Q. Zhang, J. B. Wang, and C. R. Si, *J. Mater. Res. Technol.*, **11**: 106 (2021).
19. J. Cai, H. Wu, Y. Tian, and X. Zhang, *Sci. Rep.*, **15**: 13548 (2025).
20. S. Diachenko, T. Krasovskyi, A. Burmak, S. Voloshko, V. Malinin, and

B. Mordyuk, *Proc. 7th Int. Sci. Pract. Conf. 'Scientific Goals and Purposes in XXI Century' (19–20 Oct. 2024, Seattle, USA)* (InterConf: 2024), p. 388.
21. T. Suzuki, K. Sakamoto, Y. Hirose, T. Okawa, H. Shimanuki, T. Nose, N. Ohta, H. Suzuki, and A. Moriai, *Adv. Mater. Res.*, **996**: 736 (2014).
22. Z. Wang, Z. Xiao, C. Huang, L. Wen, and W. Zhang, *Materials*, **10**, No. 10: 1203 (2017).
23. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakin, and N. I. Khripta, *J.Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
24. D. Yuan, L. Zhang, Y. Chen, D. Yuan, S. Shao, C. H. Guo, F. C. Jiang, and J. D. Wang, *Ultrason. Sonochem.*, **73**: 105472 (2021).
25. S. M. Kelly and S. L. Kampe, *Metall. Mater. Trans. A*, **35**: 1861 (2004).
26. E. Eshed and A. Shirizly, *Materials*, **18**, No. 13: 3198 (2025).
27. H. Sun, C. Si, and J. Wang, *Surf. Eng.*, **40**, No. 1: 1 (2024).
28. X. Luo, X. Ren, Q. Jin, H. Qu, H. Hou, and L. Zhang, *J. Mater. Res. Technol.*, **13**, No. 5: 1586 (2021).
29. P. Mercelis and J.-P. Kruth, *Rapid Prototyp. J.*, **12**: 254 (2006).
30. W. Okuniewski, M. Walczak, M. Szala, and D. Chocyk, *Eng. Failure Anal.*, **176**: 109653 (2025).
31. N. Kazantseva, P. Krakhmalev, M. Thuvander, I. Yadroitsev, N. Vinogradova, and I. Ezhov, *Mater. Charact.*, **146**: 101 (2018).
32. O. M. Ivasishin, H. M. Flower, and G. Lutjering, *Titanium'99: Sci. Technol.* (1999), p. 77.
33. M. Zhang, C. Liu, X. Shi, X. Chen, C. Chen, J. Zuo, J. Lu, and S. Ma, *Appl. Sci.*, **6**: 304 (2016).
34. A. Mithal, V. S. Sridharan, N. Y. J. Tan, S. J. Ng, and Y. Chew, *J. Mater. Process. Technol.*, **343**: 118982 (2025).