

PACS numbers: 43.35.-c, 62.50.Ef, 68.35.Gy, 81.20.Ev, 81.20.-n, 81.40.-z

Модифікування поверхні 3D-друкованого стопу Ti–6Al–4V ультразвуковим ударним обробленням

С. М. Волошко*, Б. М. Мордюк*,**, М. О. Васильєв**, В. І. Закієв*,***,
А. П. Бурмак*, Н. В. Франчік*

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

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

***Національний авіаційний університет,
просп. Любомира Гузара 1,
03058, Київ, Україна

Досліджено механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні стопу Ti–6Al–4V, виготовленого за різними технологіями – селективного лазерного топлення порошку (СЛТ) і традиційної гарячої прокатки (ВТ6). Для модифікації поверхні зразків різного типу застосовано ультразвукову ударну обробку (УЗУО) в інертному середовищі. У вихідному стані СЛТ-зразок, який складається з гексагональної α -фази, має дещо більш високе (у 1,3 рази) значення мікротвердості (HV), ніж гарячекатаний пруток ВТ6, для якого крім α -фази фіксується наявність кубічної β -фази (18%). Після УЗУО фіксується зростання значення HV_{100} у 1,6–1,8 разів незалежно від методу

Corresponding author: Svitlana Mykhailivna Voloshko

E-mail: voloshkosvetlana13@gmail.com

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

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

***National Aviation University,
1 Lyubomyr Huzar Ave., UA-03058, Kyiv, Ukraine

Citation: S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, Surface modification of 3D-printed alloy Ti–6Al–4V by ultrasonic impact treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217–237 (2023), DOI: 10.15407/mfint.45.02.0217.

виробництва стопу. Із цим результатом задовільно узгоджуються дані, отримані методом наноіндентування — інструментальна твердість H_{IT} зростає в 1,4–1,5 разів. Серед причин зміцнення (зростання твердості), зафіксованих для обох типів досліджених стопів, у випадку УЗУО гарячекатаних зразків ВТ6 визначальну роль відіграє високий рівень стискаючих напружень 1-го роду. Зростання мікротвердості СЛТ-зразків відбувається у більшій мірі за рахунок деформаційного подрібнення зернової/субзернової структури (до 15 нм) та значної густини дислокацій, яка викликає мікродеформації кристалічної ґратниці голчастого мартенситу, що був сформований в процесі СЛТ внаслідок високої швидкості охолодження.

Ключові слова: 3D-друк, селективне лазерне топлення, ультразвукове ударне оброблення, мікроструктура, фазовий склад, механічні характеристики.

The mechanical characteristics, phase composition, macroscopic residual stresses and surface topography of the Ti–6Al–4V alloy produced by different technologies—selective laser melting (SLM) of powder and traditional hot rolling (VT6) were studied. Ultrasonic impact treatment (UIT) in an inert environment was used to modify the surface of samples of various types. In the initial state, the SLM sample, which consists of the hexagonal α -phase, has a slightly higher (1.3 times) microhardness (HV) value than that of the hot-rolled VT6 bar, for which, in addition to the α -phase, the presence of the cubic β -phase (18%) was observed. After UIT, an increase in the value of HV_{100} by 1.6–1.8 times was registered, regardless of the alloy production method. Data obtained by the nanoindentation method satisfactorily agree with this result—the instrumental hardness, H_{IT} , increases by 1.4–1.5 times. Among the reasons for hardening (the hardness increase) recorded for both types of studied alloys, a high level of compressive stresses of the 1st kind plays a decisive role in the case of UIT-treated hot-rolled samples of VT6. The increase in microhardness of the UIT-treated SLM samples occurs largely due to the deformational refinement of the grain/subgrain structure (down to 15 nm) and a significant dislocation density, which causes the lattice microstrain in acicular martensite, which was formed at the SLM process due to the high cooling rate.

Key words: 3D printing, selective laser melting, ultrasonic impact treatment, microstructure, phase composition, mechanical characteristics.

(Отримано 21 листопада 2022 р.; остаточн. варіант — 15 січня 2023 р.)

1. ВСТУП

Технологія адитивного виробництва (АВ), або 3D-друку, створює тривимірні тверді об'єкти із різноманітних матеріалів впродовж однієї операції безпосередньо з їхньої 3D-комп'ютерної моделі шляхом послідовного пошарового додавання матеріалів [1–5]. Цей

метод принципово відрізняється від традиційного субтрактивного виробництва (фрезерування, зварювання, лиття, формування, кування та токарна обробка), яке базується на багатостадійному механічному видаленні зайвої частини матеріалу для формування потрібного об'єкту зі складною геометрією. Наукова спільнота визнає, що технологія АВ може стати початком нової промислової революції у світі, зокрема в різних галузях промисловості, таких як військова, аерокосмічна, автомобільна та медична [6–8]. На етапі розробки в 1990-х роках 3D-друк здебільшого використовувався для швидкого створення прототипів і швидкої обробки, яка включала лише полімерні та термопластичні матеріали. Проте розвиток лазерних і електронно-променевих технологій сприяв виготовленню 3D-металевих компонентів. Зараз 3D-друк металів ефективно використовується у багатьох галузях промисловості, дозволяючи друкувати складні металеві деталі за значно нижчою ціною порівняно з традиційними виробничими процесами. Металевий 3D-друк знайшов застосування в медичному секторі, наприклад, під час створення хірургічних імплантатів та протезів у стоматології. Значним досягненням АВ є широкий діапазон матеріалів, які можуть бути надруковані, включаючи кераміку, хемічні речовини, композити, бетон, харчові продукти та металеві матеріали, а саме: включають нержавіючу крицю, Co–Cr-стопи, Al-, Ni- та Ti-стопи тощо.

В останні кілька десятиліть значні зусилля досліджень і розробок спрямовані на виробництво 3D-друком деталей та виробів зі стопу Ti–6Al–4V (BT6). Завдяки відмінному співвідношенню міцності до ваги, високої питомої міцності, низькому модулю пружності, чудовій біосумісності та винятковій стійкості до корозії цей стоп широко використовується в авіаційній техніці, наприклад для виготовлення деталей газо-турбінних і реактивних двигунів та інших компонентів, а також в аерокосмічній, автомобільній, біомедичній, енергетичній і хемічній промисловості. Однак традиційне механічне оброблення виробів зі стопу Ti–6Al–4V є дуже тривалим і дорогим. Останні практичні результати численних досліджень показали, що сучасна АВ здатна усунути ці недоліки. Утім, у залежності від методів і параметрів 3D-друку спостерігається суттєва різниця механізмів та кінетики формування мікроструктури, а також механічних характеристик стопу Ti–6Al–4V порівняно з традиційними технологіями.

В даний час розроблено цілий ряд технологій АВ для 3D-друку металів, що відрізняються як витратними матеріалами (порошок, дріт або порошково-сполучна суміш), так і джерелом нагріву витратних матеріалів (лазер, електронний промінь, плазма, електрична дуга). Найбільш часто використовуваною технікою АВ для виготовлення 3D-зразків стопу Ti–6Al–4V є селективне лазерне топлення (СЛТ, SLM) [7]. Цей процес передбачає періодичний розподіл тон-

кого шару розпорошеного металевого порошку стопу $Ti-6Al-4V$ з подальшим топленням його потужним лазерним променем відповідно до цифрової 3D-моделі друкованого виробу. Серед основних параметрів процесу СЛТ можна відмітити наступні: потужність волоконного лазера, швидкість сканування і товщина шару (30–60 мкм) отопленого порошку. Таким чином, металевий об'єкт створюється шар за шаром. Як правило, процес пошарового друку характеризується високою швидкістю сканування та супроводжується високими температурними градієнтами, що призводить до високих швидкостей охолодження. Наслідком високих швидкостей охолодження є формування нерівноважних мікроструктур, що для певних застосувань потребує наступної термічної обробки. СЛТ, як технологія адитивного виробництва, в основному використовується для виготовлення дрібномасштабних і високоточних компонентів [8–13].

До проблем, які все ще серйозно обмежують розвиток і масштабне впровадження АВ виробництва та вимагають подальших експериментальних досліджень, належать такі: анізотропія мікроструктури та механічних властивостей; макродефекти, у тому числі дефекти неповного стоплення, пори, шерсткість поверхні та високий рівень залишкових напружень розтягу. Ці дефекти значною мірою знижують втомну довговічність 3D-металевих виробів. В даний час залишкові дефекти та напруження в основному усуваються подальшим термічним обробленням та механічною деформацією, які дозволяють поліпшити комплекс механічних властивостей (межу плинності, міцність на розтяг, пластичність і довговічність).

Одним з ефективних сучасних способів усунення поверхневих макродефектів та пониження рівня розтягувальних залишкових напружень є ультразвукова ударна обробка (УЗУО), що уможливорює змінювати дислокаційну структуру матеріалу, підвищувати щільність дислокацій, подрібнювати зерна і субзерна до нанорозмірів, збільшувати кути розорієнтації дислокаційних фрагментів, впливати на фізичні властивості стопів [14]. При цьому ультразвукове деформування майже не змінює властивості всього об'єму матеріалу. Ефективність використання цієї обробки для поверхневого зміцнення показана для стопів титану, вироблених як за традиційними технологіями [15–17], так і методами компактування/спікання порошку [18, 19]. У [18, 19] показана можливість заліковування залишкової поруватості, що може бути важливим і для зразків/виробів, виготовлених СЛТ.

Роботи останніх років показали, що УЗУО може бути ефективним способом модифікації поверхні 3D-зразків стопу $Ti-6Al-4V$, надрукованих за АВ технологією, заснованою на плавленні дроту даного стопу електричною дугою [20–22]. В даних дослідженнях встановлено, що УЗУО може ефективно зменшувати залишкові на-

пруження, змінювати морфологію і розмір α - та β -зерен, і тим самим підвищувати твердість і міцність за розтягу.

Метою даної роботи є порівняння впливу ультразвукової ударної обробки на механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні стопу Ti-6Al-4V, виготовленого 3D-друком (СЛТ) і за традиційною технологією гарячої прокатки (ВТ6).

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

3D-зразки стопу Ti-6Al-4V (у вигляді монолітного кубу, розмірами $1 \times 1 \times 1$ см) отримані за технологією СЛТ на 3D-принтері Alfa-150D компанії ТОВ «Адитивні лазерні технології України» [23]. Принципова схема 3D-друку методом СЛТ в атмосфері аргону та технічні характеристики використаного 3D-принтера наведені на рис. 1 та в таблиці 1. Стратегію сканування лазерного променя в процесі друку показано на рис. 2.

Зразки стопу ВТ6 виготовлялись із прутків шляхом різання перпендикулярно напрямку гарячої прокатки та мали форму дисків діаметром 15 мм товщиною 2 мм ($\pm 0,1$ мм). Хімічний склад двох типів зразків наведений в табл. 2.

Ультразвукова ударна обробка проводилась на приладі УЗГ-300 в атмосфері аргону упродовж 120 с з амплітудою 25 мкм за методи-

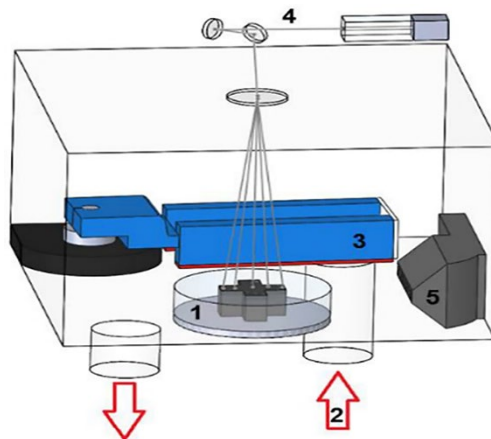


Рис. 1. Схема СЛТ: 1 — майданчик для 3D-друку об'єкта; 2 — контейнер для порошку; 3 — блок осадження; 4 — джерело живлення; 5 — сопло потоку аргону [24].

Fig. 1. SLM scheme: 1 is a site for 3D printing of the object; 2 is a powder container; 3 is a deposition unit; 4 is a power source; 5 is an argon flow nozzle [24].

ТАБЛИЦЯ 1. Характеристики 3D-принтера Alfa-150D [23].**TABLE 1.** Characteristics of Alfa-150D 3D-printer [23].

Характеристики	Параметри
Розмір робочого поля	150×150×180 мм
Конфігурація оптичної системи	одиначна
Тип лазера	волоконний (ітербієвий) з повітряним охолодженням
Номинальна оптична потужність лазера	200 Вт
Довжина хвилі лазерного випромінювання	1070 ± 2 нм
Товщина шару	20–100 мкм
Фокусний діаметер лазерного променя	45 мкм
Максимальна швидкість сканування	10 м/с
Точність позиціонування лазерного променя	0,15 мкм
Витрата інертного газу (Ar) під час друку	< 3 л/хв
Споживана потужність	2,2 кВт

кою [25, 26]. Використовувався бойок циліндричної форми діаметром 5 мм із загартованої криці ШХ15, який коливався у високочастотному діапазоні (1–3 кГц). Зразок знаходився у зоні дії бойка за умов, наближених до квазігідростатичного стискування.

Вимірювання мікротвердості поверхні зразків у вихідному стані та після УЗУО проводилось за допомогою приладу ПМТ-3М із навантаженням 100 г.

Для рентгенівських досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda_{\text{CuK}\alpha}$). Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\Theta = 20\text{--}120^\circ$, крок реєстрації — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с; тривалість реєстрації дифрактограми одного зразка — 90 хв. Аналіза отриманих рентгенівських спектрів та проведення кількісного та якісного фазового аналізу здійснено з використанням програмного забезпечення PDXL, міжнародної бази даних дифракції ICDD (PDF-2) та відкритої бази кристалографічних даних COD. Визначення величини напружень 1-го роду проведено методом $\sin^2\psi$ за методом side-inclination за зміною кутового положення дифракційного максимуму (102) та значень кутів $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$. Обробку одержаних спектрів проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku Residual Stress Analysis.

Реєстрація топографії поверхні зразків та розрахунок параметрів шорсткості проводились за допомогою інтерференційного профіло-

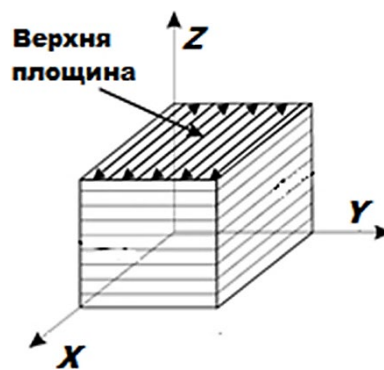


Рис. 2. Стратегія 3D-друку за технологією СЛТ.

Fig. 2. 3D-printing strategy in selective laser melting (SLM) technology.

ТАБЛИЦЯ 2. Хемічний склад досліджуваних стопів.

TABLE 2. Chemical composition of the studied alloys.

№ зразка	Масова частка елемента, %								
	Al	Ti	V	Домішки					
				Si	Mn	Cr	Zr	Mo	Fe
Ti-6Al-4V	5,71	основа	4,17	—	—	—	—	< 0,001	
BT6	5,3–6,8	основа	3,5–5,3	не більше 0,10	Cr+Mn не більше 0,15	не більше 0,30		не більше 0,6	

метра «Micron-alpha» [27].

Методом неперервного вдавлювання індентора (інструментального індентування) з використанням універсального мікро/нано-твердоміра «Micron-Gamma» досліджувалися механічні властивості поверхні зразків [28, 29].

Випробування проводились з навантаженням 50 гс зі швидкістю навантаження 5 гс/с. Для кожного зразка здійснювалось по десять вимірювань з кроком 50 мкм між відбитками індентора. Аналіза і обробка діаграм індентування для визначення твердості й контактного модуля пружності проводились з використанням програмного забезпечення приладу [30].

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Типова $\alpha+\beta$ структура гарячекатаних прутків BT6 складається із

суміші α (ГЦП) та β (ОЦК) фаз [31]. Відомо, що фазове перетворення в стопах системи Ti–6Al–4V суттєво залежить від температури нагрівання та швидкості охолодження [32]. За повільного охолодження після нагрівання до температури формування β -фази відбувається дифузійне $\alpha+\beta$ -перетворення. Під час швидкого охолодження β -фаза розкладатиметься за допомогою бездифузійної нерівноважної мартенситної реакції з формуванням фази α' -мартенситу — пересиченого твердого розчину заміщення із гексагональною щільнопакованою ґратницею (просторова група $P63/mmc$, $a=0,293$ нм, $c=0,467$ нм).

Залежність кінетики фазових перетворень для даного стопу від швидкості охолодження наведено на рис. 3. Як видно з даного рисунка, ділянки, в яких швидкість охолодження перевищує $410^\circ\text{C}/\text{c}$, відповідають повному утворенню α' -мартенситу. Якщо швидкість охолодження знаходиться між $410^\circ\text{C}/\text{c}$ і $20^\circ\text{C}/\text{c}$, то відбувається неповний перехід в α' -фазу, а охолодження зі швидкістю $< 20^\circ\text{C}/\text{c}$ взагалі не призводить до виділення мартенситної фази. Такі дані важливі для розуміння природи структурно-фазових перетворень у процесі 3D-друку, коли швидкість кристалізації є надзвичайно високою. Тому дослідження мікроструктурних характеристик та механізму утворення мартенситів, які визначають механічні властивості, є важливим для зразків стопу Ti–6Al–4V, отриманих методом СЛТ. Подальше термічне та/або деформаційне обро-

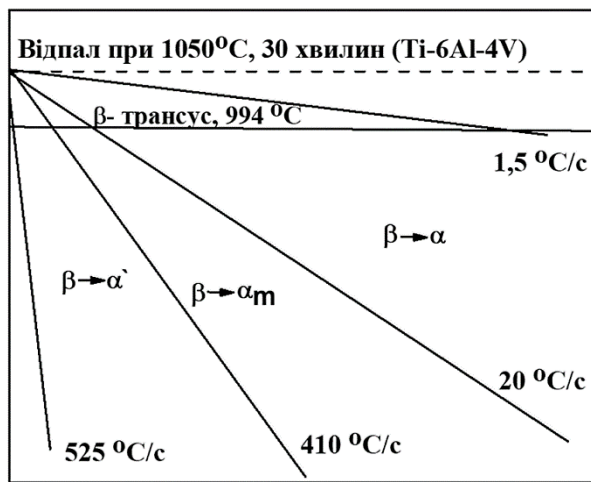


Рис. 3. Фазовий склад стопу VT6 в залежності від швидкості охолодження [32].

Fig. 3. Phase composition of VT6 (Ti–6Al–4V) alloy dependently on cooling rate [32].

блення викликають перетворення α' -мартенситу у суміш $\alpha+\beta$ фаз [33].

На рисунку 4 наведено дифрактограми зразків досліджуваного титанового стопу, отриманого СЛТ-друком та гарячою прокаткою, у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі. Можна бачити, що на дифрактограмах СЛТ-зразків як у вихідному стані, так і після УЗУО наявні дифракційні максимуми від тетрагональної α -фази, тоді як для гарячекатаних прутків додатково фіксуються дифракційні максимуми від кубічної β -фази.

За наведеними даними розраховано розмір областей когерентного розсіяння (ОКР) та величина мікродеформації кристалічної ґратниці α -фази, також методом $\sin^2\psi$ визначено напруження 1-го роду (рис. 5). Розмір ОКР для зразків стопу, отриманого 3D-друком та гарячою прокаткою, у вихідному стані становить близько 170 нм та 130 нм. Після УЗУО більш інтенсивно відбувається подрібнення

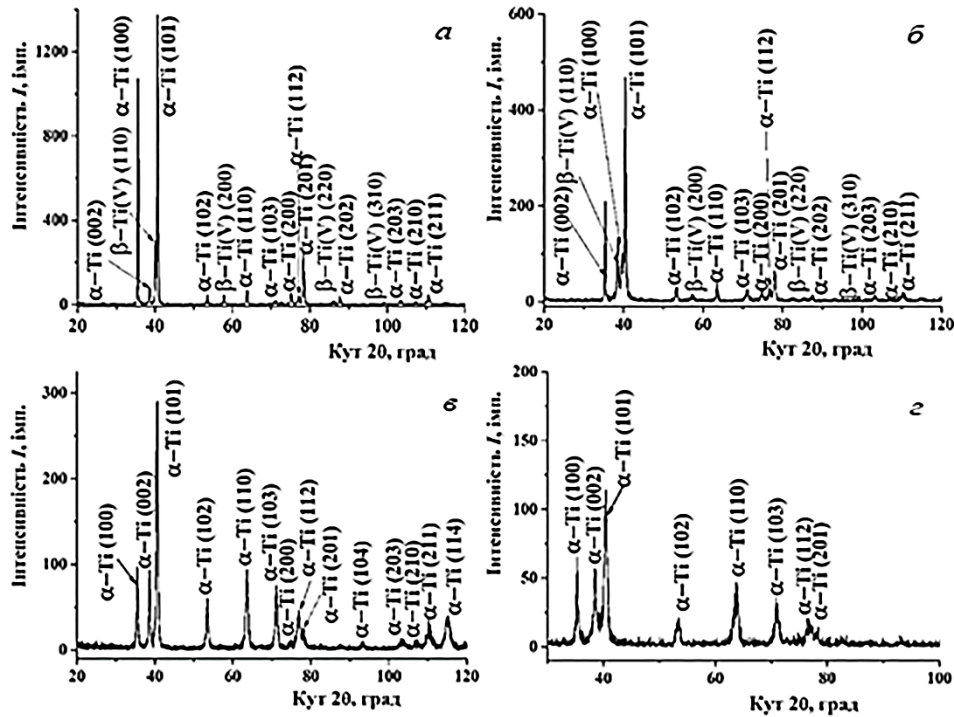


Рис. 4. Дифрактограми досліджених зразків титанового стопу: а — вихідний зразок VT6; б — зразок VT6 після УЗУО; в — вихідний СЛТ-зразок; г — СЛТ-зразок після УЗУО.

Fig. 4. Diffraction spectra of the studied samples: the initial (a) and UIT processed (b) VT6 samples, the initial (v) and UIT processed (r) SLM samples.

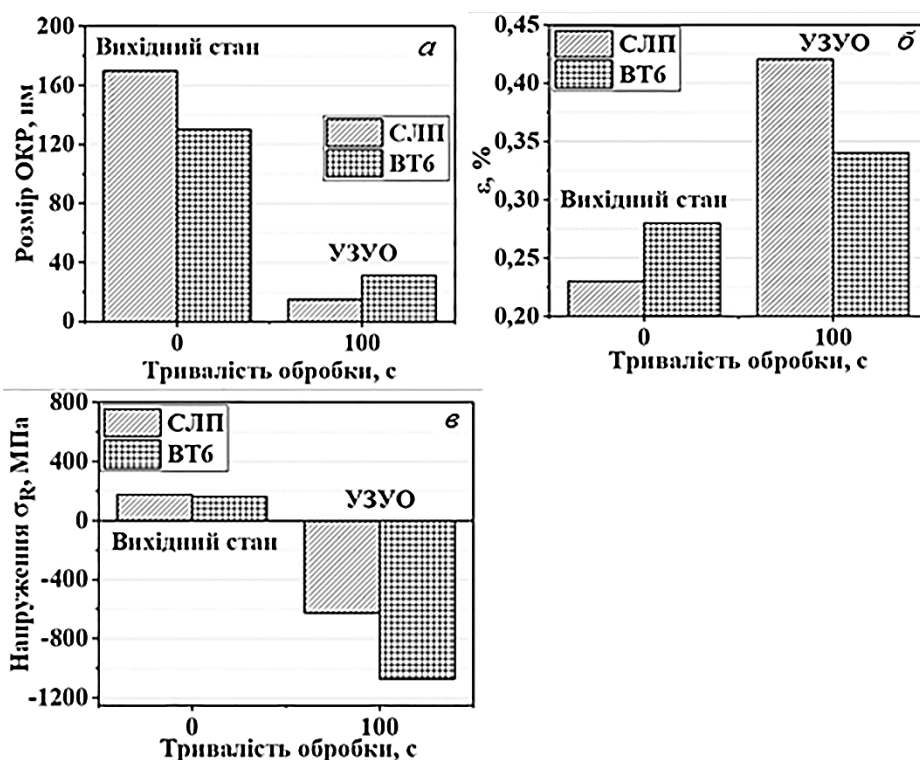


Рис. 5. Розмір областей когерентного розсіяння (а), ступінь деформації кристалічної ґратниці α -фази (б) та напруження 1-го роду (в) для зразків гарячекатаного ВТ6 та СЛТ-Тi6Al4V стопів у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі.

Fig. 5. Size of coherent scattering areas (a), α -phase lattice microstrains (b) and 1st order (macro) stresses (c) for VT6 and SLM samples in the initial state and after UIT process in the inert environment.

структури саме СЛТ-зразків до величини $\cong 15$ нм, на відміну від гарячекатаних зразків ВТ6 ($\cong 30$ нм).

Величина мікродеформації кристалічної ґратниці ϵ після УЗУО СЛТ-зразків також зростає більш інтенсивно (в 1,8 рази), порівняно з вихідним станом. В зразках, отриманих за традиційною технологією, величина мікродеформації зростає лише в 1,2 рази.

Також, слід зауважити, що інтенсивна пластична деформація поверхневих шарів зразків, отриманих обома методами, веде до перерозподілу орієнтацій зерен із переважанням зерен, для яких базисна площина стає паралельною оброблюваній поверхні. Це підтверджує неодноразово отримані дані щодо деформаційно ініційованого формування базисної кристалографічної текстури у ГЦП-

металах/стопах, яка сприяє їхньому додатковому зміцненню та підвищенням антикорозійним властивостям [17, 18, 34–36].

Рентгенографічна аналіза напружень 1-го роду, за методом $\sin^2\psi$, показала, що для вихідного стану зразків, отриманих за різними методами, характерні розтягувальні напруження. Для гарячекатаного та СЛТ-зразка ця величина становить 162 МПа та 175 МПа, відповідно. Після УЗУО в інертному середовищі напруження змінюють знак і стають стискаючими, при цьому величина цих напружень для СЛТ-зразка (–625 МПа) є суттєво меншою ніж для гарячекатаного прутка (–1073 МПа).

Слід зауважити, що залишкові напруження в матеріалах АВ мають вирішальне значення для їхньої механічних характеристик та збереження здатності досягати геометрії форми, близької до заданої. Залишковий напружений стан у СЛТ-зразках залежить від: 1) геометрії зразка; 2) параметрів виготовлення (щільність енергії процесу, товщини шару порошку, кількості шарів, геометрії та стратегії сканування тощо); 3) термічної обробки та 4) відокремлення від основи [37]. При цьому основний механізм, що обумовлює виникнення залишкових напружень розтягу пов'язаний із температурним градієнтом, швидкістю охолодження розтопленого верхнього шару (10 К/с – 10⁸ К/с) та кількістю мартенситної фази, що формується у цьому шарі. Тому, наприклад, що менша швидкість сканування СЛТ-лазера, то більшим є об'єм, на який впливає введена енергія, та, відповідно, меншим є температурний градієнт. На сьогодні немає однозначних даних стосовно рівня залишкових напружень у СЛТ-зразках Ti–6Al–4V.

Зокрема, в роботі [38] наводяться середні значення від 220 МПа до 645 МПа для зразків різної геометрії. У роботі [39] справедливо зазначається, що рентгеноструктурна аналіза дає інформацію тільки про зовнішні поверхневі шари (десятки мкм) і для адекватної оцінки напружень доцільно додатково застосовувати або руйнівні методи, або методи ультразвукового неруйнівного контролю [36, 40]. Автори цієї роботи [39] наводять близькі до отриманих нами значень напружень на глибині 20 мкм (150–300 МПа) із подальшим лінійним їх зростанням до досягнення максимуму ~875 МПа на глибині близько 8 мкм. При цьому спостерігається анізотропія напружень для різних граней зразка [41]. Максимальне значення розтягувальних напружень паралельно напрямку сканування може бути майже вдвічі вищим, ніж перпендикулярно напрямку сканування [42]. В цій роботі наводиться діапазон значень для СЛТ-зразків Ti–6Al–4V: від 119 МПа до 333 МПа для зразків, прикріплених та відокремлених від підкладинки, що також узгоджується з нашими даними для вихідного стану.

На рисунку 6 показано зміни положень дифракційних максимумів гексагональної α -фази (100), (002) і (101) та кубічної β -Ti(V)

фази в зразках, отриманих за різними методами.

Після УЗУО гарячекатаного прутка ВТ6 відбувається зміщення дифракційних максимумів гексагональної α - та β -фаз в бік менших кутів та розширення дифракційних ліній, що свідчить про формування стискаючих макроскопічних напружень в деформованому шарі. Слід відзначити, що після УЗУО інтенсивність ліній значно зменшується. Проведена кількісна фазова аналіза показала, що внаслідок УЗУО вміст β -фази зменшується приблизно на 3%, порівняно з вихідним станом (18%), тобто може відбуватись частковий розпад метастабільної β -фази на поверхні. Ефект такого деформаційно-стимульованого фазового перетворення спостерігався раніше в [43].

На дифрактограмі СЛТ-зразка після УЗУО також фіксується зміщення дифракційних максимумів гексагональної α -фази в бік менших кутів та зменшення їхньої інтенсивності, проте не таке суттєве, як в гарячекатаних зразках. Фазових перетворень в цьому випадку не зафіксовано.

Слід зазначати, що інтенсивність дифракційних максимумів для гарячекатаних прутків ВТ6 значно більша ніж для СЛТ-зразків, що скоріш за все обумовлюється впливом текстури. Змінами кристалографічної текстури (деформаційною переорієнтацією зерен у повер-

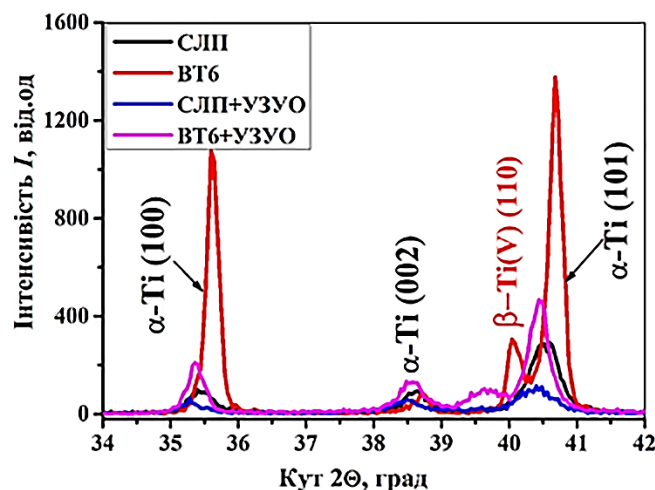


Рис. 6. Зміна положення дифракційних максимумів гексагональної α -фази (100), (002) і (101) та кубічної β -Ti(V) фази для ВТ6 та СЛТ-зразків у вихідному стані та після УЗУО.

Fig. 6. Changes in the positions of (100), (002) and (101) diffraction maxima of HCP α -phase and BCC β -Ti(V) phase for the VT6 and SLM samples in the initial state and after UIT.

хневому шарі) пояснюється і перерозподіл інтенсивності дифракційних максимумів.

Спостережувані на рентгенограмах дифракційні рефлекси є суперпозицією рефлексів ГЦП α -фази і α' -мартенситу. Близькі значення параметрів ґратниці цих фаз перешкоджає чіткому розділенню дифракційних максимумів. Формування голчастого мартенситу в процесі СЛТ підтверджується даними рентгенівської аналізи, СЕМ та ТЕМ в ряді інших робіт [44–49]. Фізичну причину перебігу бездифузійного перетворення в процесі 3D-друку забезпечує висока швидкість охолодження та формування високої густини дислокацій.

Топографію ділянок поверхні (320×240 мкм) для різних зразків досліджуваного титанового стопу, виготовлених за традиційною технологією гарячої прокатки (рис. 7, а, б) та СЛТ (рис. 7, в, г), у вихідному стані та після УЗУО досліджено методом інтерференційної профілометрії.

До проведення УЗУО поверхня зразків піддавалася шліфуванню для забезпечення рівних умов деформування, оскільки в результаті 3D-друку отримано дослідний зразок, що має бічні стінки з досить розвиненим рельєфом $R_a > 6,3$ мкм. З представлених результатів вимірювань видно, що в результаті УЗУО поверхня зразків деформується із формування рельєфу, характерного для багаторазового ударного навантаження. Для кількісної оцінки впливу УЗУО на

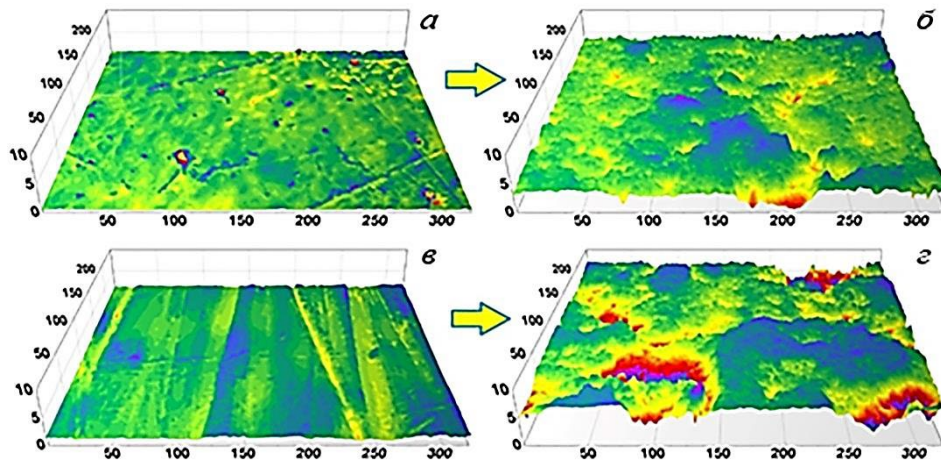


Рис. 7. Тривимірні топографії поверхні зразків ВТ6 у вихідному стані (а) та після УЗУО (б), а також СЛТ-зразків у вихідному стані (в) та після УЗУО (г).

Fig. 7. Three-dimensional surface topographies for VT6 (a, b) and SLM (c, d) samples in the initial state (a, b) and after UIT (b, c).

морфологію поверхні розраховувались параметри шорсткості R_a , R_z та площа S аналізованої поверхні титанових зразків після шліфування (вихідний стан) та УЗУО. Параметри шорсткості розраховувались за 5-ма базовими лініями довжиною 300 мкм рівномірно розташованими в межах зареєстрованих ділянок поверхонь. Отримані середні значення цих параметрів наведено в табл. 3.

Попередня механічна обробка зразків дозволила зменшити вплив вихідного стану поверхні на сформований в результаті УЗУО рельєф. Параметри шорсткості поверхні зразків у вихідному стані становлять: $R_a = 0,060$ мкм, $R_z = 0,361$ мкм ($S = 78203$ мкм²) – ВТ6 та $R_a = 0,142$ мкм, $R_z = 0,635$ мкм ($S = 78334$ мкм²) – СЛТ.

В результаті проведення УЗУО топографія поверхні змінюється для обох типів зразків, формується більш розвинений рельєф, що має значно вищі значення параметрів шорсткості порівняно із вихідним станом. Після УЗУО зразка ВТ6 параметри шорсткості поверхні становлять: $R_a = 0,490$ мкм, $R_z = 1,597$ мкм ($S = 81061$ мкм²).

Таким чином значення, наприклад R_a , після УЗУО зростає приблизно у 8 разів. Після УЗУО для СЛТ-зразка спостерігається аналогічний ефект – параметри шорсткості збільшуються до значень $R_a = 0,6950$ мкм, $R_z = 1,822$ мкм ($S = 81404,9$ мкм²). В цьому випадку R_a зростає приблизно у 5 разів порівняно з вихідним станом. У результаті, параметри шорсткості для зразків, отриманих за різними технологіями, мають досить близькі значення шорсткості після УЗУО (розрізняються в 1,4 рази). Цей результат корелює з літературними даними щодо формування екструзій/інтрузій на поверхні титанового стопу після УЗУО поверхні [50].

У табл. 4 наведено механічні характеристики за результатами вимірювання мікротвердості за методом Віккерса (H_v) та наноіндентування з використанням індентора Берковича для зразків, отриманих гарячою прокаткою та СЛТ, у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі ($\tau = 120$ с, $A = 25$ мкм). Приклад відповідних діаграм індентування представлено на рис. 8.

ТАБЛИЦЯ 3. Параметри шерсткості поверхні досліджуваних зразків у вихідному стані та після УЗУО ($\tau = 120$ с, $A = 25$ мкм).

TABLE 3. Surface roughness parameters for the studied samples in the initial state and after UIT ($\tau = 120$ s, $A = 25$ μ m).

Зразок	R_a , мкм	R_z , мкм	S , мкм ²
ВТ6 вихідний стан	0,060	0,361	78203
ВТ6 + УЗУО	0,490	1,597	81061
СЛТ вихідний стан	0,142	0,635	78334
СЛТ + УЗУО	0,695	1,822	81405

ТАБЛИЦЯ 4. Механічні властивості поверхні зразків за даними вимірювання мікротвердості за методом Віккерса ($H_{\mu 100}$) та інструментального інdentування (H_{IT} — середнє значення твердості за Мейером, E — контактний модуль пружності, δ_H — характеристика пластичності за Мільманом).

TABLE 4. Mechanical properties of the sample surfaces according to microhardness (HV_{100}) and instrumental hardness measurements (H_{IT} —average Mayer hardness, E —contact elastic modulus, δ_H —Milman plasticity parameter).

Зразок	BT6	BT6 + УЗУО	СЛТ	СЛТ + УЗУО
$H_{\mu 100}$, ГПа	3,2	5,8	4,1	6,6
H_{IT} , ГПа	4,2	6,2	4,9	6,9
E , ГПа	111,5	113,1	110,3	111,1
δ_H	0,848	0,788	0,816	0,765

Результати, отримані методом наноінdentування, задовільно узгоджуються із даними вимірювання мікротвердості за методом Віккерса ($H_{\mu 100}$). У вихідному стані СЛТ-зразок має більш високе значення мікротвердості ніж той, що отриманий гарячою прокаткою. Але ця різниця значень за даними обох методів не перевищує 1,3 разів.

Після УЗУО зростання значення $H_{\mu 100}$ відбувається у 1,6–1,8 разів незалежно від методу одержання стопу. Інструментальна твердість H_{IT} зростає в 1,4–1,5 разів. Суттєвих змін модулю Юнга не за-

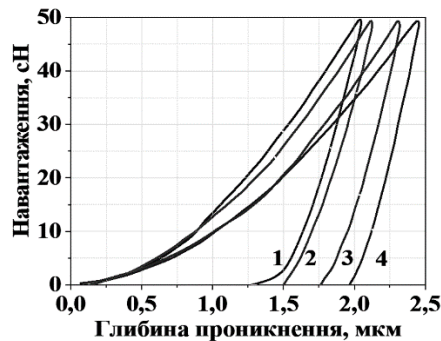


Рис. 8. Типові діаграми інdentування зразків титанового стопу, отриманих гарячою прокаткою та СЛТ, у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі: 1 — СЛТ + УЗУО, 2 — VT6 + УЗУО, 3 — СЛТ, 4 — VT6.

Fig. 8. Typical indentation diagrams for the hot rolled and SLM built titanium alloy samples in the initial state and after UIT in the inert environment: 1—SLM + UIT, 2—VT6 + UIT, 3—SLM, 4—VT6.

фіксовано. Оцінки характеристики пластичності свідчать, що процес зміцнення титанового стопу супроводжується зниженням його пластичної податливості. Раніше автори [21], використовуючи метод наноіндентування, довели, що УЗУО є достатньо ефективним способом підвищення механічних властивостей 3D-зразків стопу Ti-6Al-4V, отриманих за допомогою методу селективного лазерного топлення.

Порівнюючи дані щодо механічних властивостей поверхневого шару із результатами рентгеноструктурної аналізи, можна зробити висновок, що серед причин зміцнення (зростання твердості), зафіксованих для обох типів досліджених стопів, у випадку УЗУО гарячекатаних зразків ВТ6 визначальну роль відіграє високий рівень стискаючих напружень 1-го роду. Зростання мікротвердості СЛТ-зразків стопу Ti-6Al-4V відбувається у більшій мірі за рахунок інтенсивних процесів подрібнення кристалічної структури (до 15 нм) та значної густини дислокацій, яка викликає мікродеформації кристалічної ґратниці голчастого α' -мартенситу. Крім того, суттєво менша кількість у СЛТ-друкованих зразках β -фази, що має меншу мікротвердість, ніж α -, α' -фази, також пояснює виявлені ефекти.

4. ВИСНОВКИ

1. Досліджено особливості впливу УЗУО в інертному середовищі на механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні стопу Ti-6Al-4V (ВТ6), виготовленого селективним лазерним топленням порошку (СЛТ) і гарячою прокаткою.
2. Встановлено, що зростання мікротвердості до 6,6 ГПа у зразках, отриманих 3D-друком, відбувається за рахунок більш інтенсивного подрібнення кристалічної структури (до 15 нм) у порівнянні з гарячекатаними зразками (30 нм) та зростання мікродеформації кристалічної ґратниці α -фази порівняно із вихідним станом (в 1,8 рази для СЛТ-стопу Ti-6Al-4V і у 1,2 рази для ВТ6). Зростання мікротвердості в зразках, отриманих гарячою прокаткою до ~5,8 ГПа, відбувається за рахунок формування в 1,7 разів вищого рівня стискаючих напружень (-1073 МПа), порівняно із СЛТ-зразками. Більш суттєвий ефект зміцнення в СЛТ-зразках також пояснюється значною густиною дислокацій, яка спричиняє більшу мікродеформацію кристалічної ґратниці голчастого α' -мартенситу, сформованого за умов СЛТ внаслідок високої швидкості охолодження, а також майже повною відсутністю кубічної β -фази, що має меншу мікротвердість, порівняно з α та α' -фазами.
3. Показано, що УЗУО може бути використана у якості ефективного методу локального (поверхневого) пост-оброблення деталей із стопу Ti-6Al-4V, виготовлених селективним лазерним топленням поро-

шку. Так, середнє значення параметру шорсткості бокових поверхонь зразка у вихідному стані становить 6,3 мкм, а після УЗУО – 0,7 мкм. Крім того, після УЗУО в приповерхневому шарі формуються напруження стиснення до –625 МПа, хоча для вихідного стану (після СЛТ) характерні напруження розтягу (+175 МПа).

ПОДЯКА

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми КПІ ім. Ігоря Сікорського № 2405ф (0121U109752) «Структурно-фазові механізми керування комплексом поверхневих властивостей конструкційних і функціональних сплавів комбінованими тепловими, іонними та деформаційними впливами».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. B. Berman, *Business Horizons*, **55**: 155 (2012)
2. P. Wu, J. Wang, and X. Wang, *Automation in Construction*, **68**: 21 (2016).
3. B. Bhushan, and M. Caspers, *Microsyst. Technol.*, **23**: 1117 (2017).
4. D. Ngo Tuan, A. Kashani, G. Imbalzano, T.Q. Nguyen Kate, and D. Hui, *Composites Part B: Eng.*, **143**: 172 (2018).
5. D.L. Rakov, and R.Y. Sukhorukov, *J. Mach. Manuf. Reliab.*, **50**: 616 (2021).
6. M. Srivastava, S. Rathee, S. Maheshwari, and T. K. Kundra, *Additive manufacturing: fundamentals and advancements* (Taylor & Francis Group: 2019).
7. S. Liu, and Y.C. Shin, *Mater. Des.*, **164**: 107552 (2019).
8. Y.-L. Hao, S.-J. Li, and R. Yang, *Rare Metals*, **35**: 661 (2016).
9. K. Davidson and S. Singamneni, *Mater. Manuf. Process.*, **31**: 1543 (2016).
10. D. Zhang, Q. Cai, and J. Liu, *Mater. Manuf. Process.*, **27**: 1267 (2012).
11. B. V. Efremenko, V. I. Zurnadzhy, Yu. G. Chabak, V. G. Efremenko, K. V. Kudinova, and V. A. Mazur, *Mater. Today*, **66**: 2587 (2022).
12. Y. Chabak, B. Efremenko, I. Petryshynets, V. Efremenko, A.G. Lekatou, V. Zurnadzhy, I. Bogomol, V. Fedun, K. Koval' and T. Pastukhova. *Materials*, **14**: 7671 (2021).
13. F. Y. Liao, G. Chen, C.X. Gao, and P.Z. Zhu, *Adv. Eng. Mater.*, **4**: 1801013 (2019).
14. Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко. *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
15. B. N. Mordyuk, and G. I. Prokopenko, *J. Sound. Vib.*, **308**: 855 (2007).
16. B. N. Mordyuk, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
17. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
18. 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).
19. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
20. Z. Lin, K. Song, and X.H. Yu, *J. Manuf. Process.*, **70**: 24 (2021).

21. J. Gou, Z. J. Wang, S. S. Hu, J. Shen, Y. Tian, G. C. Zhao, and Y. Q. Chen, *J. Manuf. Process.*, **54**: 148 (2020).
22. Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, Н. І. Хріпта, *Металофіз. новітні технол.*, **44**, № 11: 1433 (2022).
23. <https://alt-print.com/aerospace>
24. B. Wysocki, P. Maj, R. Sitek, J. Buhagiar, K.J. Kurzydłowski, and W. Swieszkowski, *Appl. Sci.*, **7**: 657 (2017).
25. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металофіз. новітні технол.*, **39**, № 1: 49 (2017).
26. 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).
27. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, Micromechanical properties of bio-materials, in: *Proc. SPIE 5959, Medical Imaging, 595916 (23. September 2005)*, Event: Congress on Optics and Optoelectronics, 2005, Warsaw, Poland.
28. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics Int.*, **47**, No. 21: 29638 (2021).
29. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
30. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **41**, № 11: 1499 (2019).
31. L. Facchini, E. Magalini, and P. Robotti, (2010) *Rapid Prototyping J.*, **16**: 450 (2010).
32. T. Ahmed, and H.J. Rack, *Mater. Sci. Eng. A*, **243**: 206 (1998).
33. M. Motyka, A. Baran-Sadleja, J. Sieniawski, M. Wierzbinska, and K. Gancarczyk, *Mater. Sci. Technol.* **35**: 260 (2019).
34. B. N. Mordiyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
35. B. N. Mordiyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
36. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordiyuk, N. A. Dordienko, V. A. Mykhailovsky, and A. A. Halkina, *Surf. Coat. Technol.*, **403**: 126397 (2020).
37. Z. G. Xiao, C. P. Chen, H. H. Zhu, Z. H. Hu, B. Nagarajan, L. Guo, and X. Y. Zeng, *Mater. Des.*, **193**: 108846 (2020).
38. C. Pauzon, T. Mishurova, S. Evsevlev, S. Dubiez-Le Goff, S. Murugesan, G. Bruno, and E. Hryha, *Additive Manuf.*, **47**: 102340 (2021).
39. T. Mishurova, S. Cabeza, K. Artzt, J. Haubrich, M. Klaus, C. Genzel, G. Requena, and G. Bruno, *Materials*, **10**: 348 (2017).
40. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordiyuk, N. A. Dordienko, V. A. Mykhailovsky, V. F. Mazanko, and O. P. Karasevskaya, *Surf. Coat. Technol.* **307**: 693 (2016).
41. T. Mishurova, K. Artzt, J. Haubrich, G. Requena, and G. Bruno, *Metals*, **9**: 261 (2019).
42. I. Yadroitsava, S. Grewar, D. Hattingh, and I. Yadroitsev, *Mater. Sci. Forum*, **828-829**: 305 (2015).
43. 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).
44. L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari, S. Huges, and K. Wissenbach, *Rapid Prototyping J.*, **16**: 450 (2010).

45. P. Jamshidi, M. Aristizabal, W. Kong, V. Villapun, S. C. Cox, L. M. Grover, and M.M. Attallah, *Materials*, **13**: 2813 (2020).
46. J. J. Yang, H. C. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, and X. Y. Zeng, *Mater. Des.*, **108**: 308 (2016).
47. G. Kasperovich and J. Hausmann, *J. Mater. Proc. Technol.*, **220**: 202 (2015).
48. X. Yan, C. Chen, C. Huang, R. Bolot, M. Kuang, W. Ma, C. Coddet, H. Liao, and M. Liu, *J. Alloys Compounds*, **764**: 10565 (2018).
49. H. K. Rafi, N. V. Karthik, H. J. Gong, T. L. Starr, and B. E. Stucker, *J. Mater. Eng. Perform.*, **22**: 3872 (2013).
50. A. V. Panin, M. S. Kazachenok, A. I. Kozelskaya, R. R. Balokhonov, V. A. Romanova, O. B. Perevalova, and Yu. I. Pochivalov, *Mater. Des.*, **117**: 371 (2017).

REFERENCES

1. B. Berman, *Business Horizons*, **55**: 155 (2012).
2. P. Wu, J. Wang, and X. Wang, *Automation in Construction*, **68**: 21 (2016).
3. B. Bhushan and M. Caspers, *Microsyst. Technol.*, **23**: 1117 (2017).
4. D. Ngo Tuan, A. Kashani, G. Imbalzano, K.T.Q. Nguyen, and D. Hui, *Composites Part B: Eng.*, **143**: 172 (2018).
5. D. L. Rakov, and R. Y. Sukhorukov, *J. Mach. Manuf. Reliab.*, **50**: 616 (2021).
6. M. Srivastava, S. Rathee, S. Maheshwari, and T. K. Kundra, *Additive manufacturing: fundamentals and advancements* (Taylor & Francis Group: 2019).
7. S. Liu, and Y.C. Shin, *Mater. Des.*, **164**: 107552 (2019).
8. Y.-L. Hao, S.-J. Li, and R. Yang, *Rare Metals*, **35**: 661 (2016).
9. K. Davidson and S. Singamneni, *Mater. Manuf. Process.*, **31**: 1543 (2016).
10. D. Zhang, Q. Cai, and J. Liu, *Mater. Manuf. Process.*, **27**: 1267 (2012).
11. B. V. Efremenko, V. I. Zurnadzhy, Yu. G. Chabak, V. G. Efremenko, K. V. Kudinova, and V. A. Mazur, *Mater. Today: Proceed.*, **66**: 2587 (2022).
12. Y. Chabak, B. Efremenko, I. Petryshynets, V. Efremenko, A.G. Lekatou, V. Zurnadzhy, I. Bogomol, V. Fedun, K. Koval' and T. Pastukhova, *Materials*, **14**: 7671 (2021).
13. F. Y. Liao, G. Chen, C. X. Gao, and P. Z. Zhu, *Adv. Eng. Mater.*, **4**: 1801013 (2019).
14. G. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyliiev, S. M. Voloshko, *Fizychni Osnovy UL'trazvukovogo Udarnogo Zmitsnennya Metalevykh Poverkhon* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
15. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound. Vib.*, **308**: 855 (2007).
16. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
17. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordyuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
18. 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).
19. B. N. Mordyuk, A. I. Dekhtyar, D. G. Savvakina, and N. I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.*, **31**: 5668 (2022).
20. Z. Lin, K. Song, and X. H. Yu, *J. Manuf. Process.*, **70**: 24 (2021).
21. J. Gou, Z. J. Wang, S. S. Hu, J. Shen, Y. Tian, G. C. Zhao, and Y. Q. Chen,

- J. Manuf. Process.*, **54**: 148 (2020).
22. B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, S. M. Voloshko, and N. I. Khripta, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1433 (2022) (in Ukrainian).
 23. <https://alt-print.com/aerospace>
 24. B. Wysocki, P. Maj, R. Sitek, J. Buhagiar, K. J. Kurzydowski, and W. Swieszkowski, *Appl. Sci.*, **7**: 657 (2017).
 25. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).
 26. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).
 27. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, Micromechanical properties of bio-materials, in: *Proc. SPIE 5959, Medical Imaging, 595916 (23. September 2005)*, Event: Congress on Optics and Optoelectronics, 2005, Warsaw, Poland.
 28. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics Int.*, **47**, No. 21: 29638 (2021).
 29. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
 30. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1499 (2019) (in Ukrainian).
 31. L. Facchini, E. Magalini, and P. Robotti, *Rapid Prototyping J.*, **16**: 450 (2010).
 32. T. Ahmed, and H. J. Rack, *Mater. Sci. Eng. A*, **243**: 206 (1998).
 33. M. Motyka, A. Baran-Sadleja, J. Sieniawski, M. Wierzbinska, and K. Gancarczyk, *Mater. Sci. Technol.*, **35**: 260 (2019).
 34. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
 35. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
 36. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordyuk, N. A. Dordienko, V. A. Mykhailovsky, and A. A. Halkina, *Surf. Coat. Technol.*, **403**, 126397 (2020).
 37. Z. G. Xiao, C. P. Chen, H. H. Zhu, Z. H. Hu, B. Nagarajan, L. Guo, and X. Y. Zeng, *Mater. Des.*, **193**: 108846 (2020).
 38. C. Pauzon, T. Mishurova, S. Evsevlev, S. Dubiez-Le Goff, S. Murugesan, G. Bruno, and E. Hryha, *Additive Manuf.*, **47**: 102340 (2021).
 39. T. Mishurova, S. Cabeza, K. Artzt, J. Haubrich, M. Klaus, C. Genzel, G. Requena, and G. Bruno, *Materials*, **10**: 348 (2017).
 40. O. I. Zaporozhets, B. N. Mordyuk, N. A. Dordienko, V. A. Mykhailovsky, V. F. Mazanko, and O. P. Karasevskaya, *Surf. Coat. Technol.*, **307**: 693 (2016).
 41. T. Mishurova, K. Artzt, J. Haubrich, G. Requena, and G. Bruno, *Metals*, **9**: 261 (2019).
 42. I. Yadroitsava, S. Grewar, D. Hattingh, and I. Yadroitsev, *Mater. Sci. Forum*, **828-829**: 305 (2015).
 43. M. O. Vasylyev, B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, S. M. Voloshko, L. F. Yatsenko, and N. I. Khripta, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1029 (2018) (in Ukrainian).
 44. L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari, S. Hugues, and K. Wissenbach, *Rapid Prototyping J.*, **16**: 450 (2010).

45. P. Jamshidi, M. Aristizabal, W. Kong, V. Villapun, S.C. Cox, L. M. Grover, and M. M. Attallah, *Materials*, **13**: 2813 (2020).
46. J. J. Yang, H. C. Yu, J. Yin, M. Gao, Z. Wang, and X. Y. Zeng, *Mater. Des.*, **108**: 308 (2016).
47. G. Kasperovich and J. Hausmann, *J. Mater. Proc. Technol.*, **220**: 202 (2015).
48. X. Yan, C. Chen, C. Huang, R. Bolot, M. Kuang, W. Ma, C. Coddet, H. Liao, and M. Liu, *J. Alloys Compounds*, **764**: 10565 (2018).
49. H. K. Rafi, N. V. Karthik, H. J. Gong, T. L. Starr, and B. E. Stucker, *J. Mater. Eng. Perform.*, **22**: 3872 (2013).
50. A. V. Panin, M. S. Kazachenok, A. I. Kozelskaya, R. R. Balokhonov, V. A. Romanova, O. B. Perevalova, and Yu. I. Pochivalov, *Mater. Des.*, **117**: 371 (2017).