

PACS numbers: 62.40.+i, 64.70.dj, 81.20.Ev, 81.40.-z, 81.65.Kn

Твердість зразків ступу Ti–6Al–4V (BT6), виготовлених 3D-друком на основі електронно-променевого топлення дроту

Б. М. Мордюк^{* **}, М. О. Васильєв^{*}, С. М. Волошко^{**}, Н. І. Хріпта^{*}

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

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

В роботі досліджено ефект зміцнення поверхні ступу Ti–6Al–4V (BT6) метою ультразвукового ударного оброблення зразків, одержаних за стандартною технологією та надрукованих за адитивною технологією «xBeam 3D Metal Printing». Для визначення оптимального рівня навантаження для вимірювання мікротвердості ступу Ti–6Al–4V (BT6) його значення оцінювали за зміни навантаження в інтервалі 25–200 г. Орієнтаційні залежності мікротвердості 3D-надрукованого ступу Ti–6Al–4V (BT6) мають незначний розкид значень ($\pm 0,2$ ГПа). Досліджено і проаналізовано зміни мікротвердості обох типів зразків залежно від тривалості ультразвукового ударного оброблення в струмені аргону. Збільшення ефекту зміцнення зразка 3D-Ti–6Al–4V (BT6) після оброблення (до $\sim 6,5$ –7 ГПа) порівняно з відпаленим зразком Ti–6Al–4V (BT6) можна пояснити зміною структурного стану, залишковими напруженнями стиснення, а також ефектом індукованої деформацією механо-хімічного окиснення поверхні. Різниця в міцності, твердості та пластичності приповерхневих шарів веде до

Corresponding author: Nataliya Ihorivna Khripta
E-mail: qnopik@gmail.com

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

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

Citation: B. M. Mordiyuk, M. O. Vasylyev, S. M. Voloshko, and N. I. Khripta, Hardness of Ti–6Al–4V (BT6) Alloy Samples Produced by 3D-Printing Based on Electron-Beam Melting of Wire, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 11: 1433–1451 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.11.1433](https://doi.org/10.15407/mfint.44.11.1433)

зміни механічної поведінки, що дає потенціал для подальшого покращення захисних характеристик. Вимірювання твердості можна використовувати для прогнозування міцності 3D-Ti-6Al-4V (BT6) в залежності від виду адитивної технології виготовлення та зазвичай необхідної подальшої механічного або термічного оброблення.

Ключові слова: титанові стопи, адитивні технології, ультразвукове ударне оброблення, механічні характеристики.

Paper examines the effects of ultrasonic impact treatment on the surface hardening of the Ti-6Al-4V (BT6) alloy samples obtained by the standard technology and printed by the additive technology 'xBeam 3D Metal Printing'. To determine the optimal level of the load on the indenter for the microhardness measurements this level is estimated by changing the load in the range of 25–200 g. Orientation dependences of the microhardness of the 3D-printed Ti-6Al-4V (BT6) alloy have a slight spread of values ($\pm 0,2$ GPa). The changes in microhardness of both types of samples are investigated and analysed depending on the duration of ultrasonic impact treatment in the argon stream. The increase in the ultrasonic impact treatment induced hardening effect of the 3D-Ti-6Al-4V (BT6) sample as compared to the annealed Ti-6Al-4V (BT6) sample can be explained by the change in the structural state, compressive residual stresses, as well as strain induced mechano-chemical oxidation of the surface. The difference in the strength, hardness and plasticity of the near-surface layers leads to a change in mechanical behaviour, which gives the potential for further improvement of the protective characteristics. Hardness measurements can be used to predict the strength of 3D-Ti-6Al-4V (BT6) depending on the type of additive manufacturing technology and on the usually required subsequent mechanical or heat treatment.

Key words: titanium alloys, additive technologies, ultrasonic impact treatment, mechanical characteristics.

(Отримано 2 липня 2022 р.; остаточн. варіант — 30 вересня 2022 р.)

1. ВСТУП

В останні роки, велика увага приділяється визначенню локальних механічних характеристик металевих зразків, виготовлених сучасними методами адитивних технологій (АТ, 3D-друк). Зокрема, ефективним способом вивчення неоднорідності механічних властивостей по товщині 3D-надрукованих блоків у різних напрямках, є вимірювання твердості або мікротвердості за Віккерсом. Такі вимірювання дають змогу встановити фізико-хімічні закономірності впливу режимів АТ, розмірів 3D-зразків, а також їх мікроструктури на механічні властивості у вихідному стані, та після подальших термічних або деформаційних впливів.

3D-друк металевих виробів широко використовується в багатьох галузях техніки, даючи змогу одержувати складні металеві деталі

відносно низької собівартості, в порівнянні з традиційними виробничими процесами, зокрема, в аерокосмічній, автомобільній, морській, військовій, медичній та інших сферах [1–7]. Як правило, процес 3D-друку провадиться за рахунок локального топлення вихідного металевого матеріалу у вигляді порошку або дроту, з використанням високоенергетичного джерела, такого як лазерний промінь або сфокусований електронний промінь. Адитивна технологія (технологія «додавання») (або 3D-друк) створює 3D-продукт шляхом топлення шару за шаром на одному етапі, відповідно до заздалегідь змодельованої 3D-системи автоматизованого проектування. Дана метода суттєво відрізняється від традиційних технологій «віднімання» (фрезерування, зварювання, лиття, формування, кування, токарного оброблення та ін.), заснованих на механічному видаленні непотрібної частини матеріалу для формування бажаного виробу складної форми.

Селективне лазерне та електронно-променеве топлення є двома найпоширенішими технологіями 3D-друку металом. Концепція 3D-друку металом з використанням систем селективного лазерного спікання та селективного лазерного топлення вперше описана в патенті [8].

На даний час, великі перспективи 3D-друку металом пов'язують із застосуванням електронних пучків для локального топлення дроту. Цей спосіб АТ був запатентований у США [9, 10]. У цій технології тривимірні об'єкти формуються пошарово, шляхом топлення електронним променем торця металевого дроту та його кристалізації на металевій підкладинці (або попередньому шарі). При цьому електронний промінь спрямований під деяким кутом до підкладинки.

Подальший прогрес у розвитку даного способу 3D-друку металами пов'язаний із запатентованою в Україні технологією, в якій використовується унікальний перпендикулярний електронний пучок та коаксіальна подача дроту. Дана метода АТ одержала назву «xBeam 3D Metal Printing» («xV3DMP») [11]. Дана технологія була успішно застосована для виготовлення деталей з титану комерційної чистоти (BT1-0) і титанового стопу Ti-6Al-4V (BT6) різного призначення [12–16]. На думку низки фахівців у галузі АТ, нова технологія вирішує багато технічних і технологічних проблем наявних адитивних технологій, а також усуває протиріччя між точністю виготовлення та високою продуктивністю. Це дає змогу забезпечити суттєве пониження собівартості виготовлення металевих деталей великих розмірів.

Механізми різноманітних фізико-хімічних та фізико-механічних процесів, що відбуваються за оброблення металевих деталей та їх експлуатації істотно залежать від будови їх найтонших поверхневих шарів. У зв'язку з цим, дослідженню властивостей поверхні конструкційних матеріалів в останні роки приділяється ве-

лика увага, зокрема, з точки зору їх міцності, зносостійкості та корозійної стійкості. Особливо актуальною є проблема опору втомі, який залежить від структури та механічних властивостей поверхні. Актуальність діагностики поверхні в останні роки обумовлена також розвитком нових способів виробництва металевих виробів, заснованих на АТ 3D-друку.

Протягом багатьох років для оцінки механічних властивостей матеріалів як у науково-дослідних лабораторіях, так і в промисловості широко використовується вимірювання твердості та мікротвердості. Дана метода вважається швидким і неруйнівним випробуванням властивостей поверхні матеріалу, що дає уявлення про цілий комплекс механічних властивостей металу (межі плинності, межі міцності, пластичності, модуля Юнга). У виробничій сфері визначення твердості проводиться частіше, ніж вимірювання інших механічних характеристик. Доведено, що між величиною твердості пластичних металів, яка визначається вдавленням твердого індентора, та іншими механічними характеристиками існує кількісна кореляція [17–23].

Стопи титану, зокрема Ti–6Al–4V (BT6), є найважливішими конструкційними матеріалами, які широко використовуються в машинобудуванні, хемічній промисловості, авіакосмічній техніці, медицині тощо. Це зумовлено поєднанням оптимальних властивостей даних матеріалів, такими як мала питома вага, низький модуль пружності, висока корозійна стійкість, біосумісність, немагнетність, висока питома міцність, жаростійкість. З іншого боку, відомо, що стопи на основі титану характеризуються низькими трибологічними властивостями з точки зору високих та нестабільних коефіцієнтів тертя в ковзних контактах, сильним адгезійним зношуванням та схильністю до стирання, що обмежує їх використання у парах тертя. В останні роки ця проблема вирішується шляхом зміни структури та складу поверхні за допомогою високоенергетичних впливів [24, 25] з метою підвищення механічних властивостей титанових стопів застосовують, наприклад, методи інтенсивної пластичної деформації, які дають змогу формувати субмікро-і нанокристалічні структури в поверхневих шарах, поліпшувати характеристики міцності за збереження високої пластичності та збільшувати межу витривалості за циклічного навантаження та опір зношуванню за умов тертя.

В останні роки з метою зняття напружень, оптимізації мікроструктури та властивостей 3D-надрукованих виробів досліджується вплив об'ємних інтенсивних деформацій. У цьому можна виділити два таких процеси, як застосування гарячого ізостатичного пресування [26, 27] і холодної прокатки у процесі друку [28].

Одним з ефективних сучасних способів поверхневої пластичної деформації є ультразвукове ударне оброблення (УЗУО), що дає змогу

змінювати дислокаційну структуру матеріалу, підвищувати густину дислокацій, подрібнювати зерна і субзерна до нанорозмірів, збільшувати кути розорієнтації субзерен, або формувати певну кристалографічну текстуру, впливати на фізичні властивості металів і сплавів [29]. При цьому, ультразвукове деформування не змінює властивості всього об'єму матеріалу. Ефективність використання цього оброблення для зміцнення поверхні стовпів титану показано у [30, 31].

Мета даної роботи полягає у порівнянні ефекту зміцнення поверхні стовпу Ti-6Al-4V (BT6) методом УЗУО зразків, одержаних за стандартною технологією та надрукованих за адитивною технологією «xV3DMP».

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Матеріалом для дослідження обрано сплав Ti-6Al-4V (BT6). Зразки для досліджень були одержані як за допомогою стандартної технології «віднімання» (катаний пруток діаметром 8 мм), так і методом 3D-друку «xV3DMP». Зразки, одержані за стандартною технологією, були нарізані товщиною 10 мм та попередньо відпалювалися у вакуумі ($P = 10^{-3}$ Па) за $T = 800^{\circ}\text{C}$ протягом 2 годин і охолоджувалися разом із піччю. Після відпалу сплав Ti-6Al-4V (BT6) мав двофазну ($\alpha + \beta$) структуру. Після цього термічного оброблення зразки піддавалися механічному шліфуванню та поліруванню.

Зразки, одержані методом 3D-друку «xV3DMP», були виготовлені із використанням у якості вихідного матеріалу для нагрівання дроту зі сплаву Ti-6Al-4V (BT6) діаметром 2 мм. Підкладкою була пластина технічно чистого титану BT1-0 товщиною 5 мм. Для виготовлення досліджуваних зразків застосовували наступні технологічні режими друку: потужність — 5,5 кВт, пришвиджувальна напруга — 16 кВ, товщина шару — 1,6 мм, швидкість подачі дроту — 16,5 мм/с, швидкість пересування підкладки — 17 мм/с.

Хімічний склад основних елементів досліджуваних зразків титанового сплаву Ti-6Al-4V (BT6) у стані постачання (% мас./ат.%): Ti — 89,05/85,21, Al — 6,18/10,51, V — 4,76/4,28.

Ультразвукове ударне оброблення виконувалося на установці [32, 33], що складається з ультразвукового генератора частотою 21 кГц та потужністю 0,6 кВт, та вібратора зі ступінчастим концентратором. На вібраторі за допомогою пружин розміщувалася ударна головка з одним циліндричним бойком (із загартованої криці ШХ15) діаметром 5 мм та довжиною 18 мм. Частота безпосереднього ударного впливу становила 1,5 кГц. УЗУО поверхні зразків сплаву Ti-6Al-4V (BT6) виконувалося за кімнатної температури у середовищі газу аргону. Амплітуда ультразвукових коливань концентратора становила 25 мкм. Експериментально визначено, що температура в зоні контакту для вибраних режимів УЗУО зразка і бойка не

перевищувала 60°C. Мікроструктура зразків, одержаних методом 3D-друку «xB3DMP», після її хемічного виявлення у реактиві Келлера досліджена за допомогою оптичного мікроскопа MIM-8M із реєстрацією на цифрову фотокамеру Nikon-4500. Морфологія поверхні зразків до і після УЗУО аналізувалась у растровому електронному мікроскопі TESCAN Mira 3 LMU.

Вимірювання мікротвердості за Віккерсом проводилося на приладі ПМТ-3 за навантаження 100 г впродовж 15 с. Для зменшення похибки середнє значення мікротвердості визначалося за кількістю вимірів (щонайменше 7).

3. ЕКСПЕРИМЕНТ І ОБГОВОРЕННЯ

Як зазначалося вище, визначення твердості є найпростішою, швидкою та надчутливою методою випробування механічних характеристик матеріалів. Визначення твердості здійснюється без руйнування матеріалу, ведеться на стандартному і простому для використання обладнанні, та дає змогу визначити не лише твердість, але й оцінити за її значеннями низку інших механічних характеристик (таких, як пластичність та межа плинності). Однак, при визначенні твердості з використанням різних типів індентора та широкого діапазону навантажень на індентор, встановлено так званий «розмірний ефект» — залежність одержаного значення твердості від прикладеного до індентора навантаження [34–36]. Знання багатфакторного механізму формування відбитка під впливом індентора має велике значення для одержання коректної величини макро- та мікротвердості (H_v). Незважаючи на те, що цій проблемі присвячено достатню кількість робіт і досягнуто значних успіхів, вона досі не вирішена в повній мірі.

Для оцінки оптимального рівня навантаження для вимірювань мікротвердості стопу Ti-6Al-4V (BT6) у цій роботі виконані попередні випробування за зміни навантаження в інтервалі 25–200 г (рис. 1). Оцінювали значення мікротвердості зразка з рівномірною у межах площі вимірювань мікроструктурою (вставка на рис. 1). Видно, що мікротвердість в залежності від збільшення навантаження на індентор монотонно збільшується і досягає насичення за навантажень більше 100 г. На підставі одержаних результатів зроблено висновок, що навантаження 100 г на алмазний індентор є найбільш прийнятним для вимірювання мікротвердості досліджуваних зразків стопу Ti-6Al-4V (BT6).

Орієнтаційні залежності мікротвердості 3D-надрукованого стопу Ti-6Al-4V (BT6) було виміряно на зразку, розрізаному навпіл уздовж вертикальної осі. Виміряні значення мікротвердості на полірованій поверхні одержаного перерізу по висоті та ширині наведено на рис. 2, б та рис. 3, а. Незначний розкид значень мікротвердості

знаходиться в межах 3,4–3,8 ГПа та 3,5–3,7 ГПа для даних напрямків, відповідно. Деяке збільшення мікротвердості поблизу підкладки автори роботи [14] пояснюють формуванням у процесі друку методом «хВЗДМР» «зони термічного впливу», в якій завдяки перекристалізації металу утворюються рівновісні зерна α - та β -фаз меншого розміру. Це також підтверджено результатами мікроструктурних досліджень, проведених у даній роботі (рис. 2, а, в та рис. 3, б).

Для УЗУО були підготовлені поліровані поверхні відпаленого зразка сплаву Ti-6Al-4V (BT6), одержаного за стандартною технологією віднімання, та верхньої площини надрукованого блоку 3D-Ti-6Al-4V (BT6). Для запобігання окиснення поверхні за умов УЗУО поверхні проводили у струмені газу аргону. На рисунку 4 проведено порівняння зміни мікротвердості зразків Ti-6Al-4V (BT6), одержаних за різними технологіями, залежно від тривалості ударного оброблення. Як видно, в обох випадках спостерігається монотонне зростання мікротвердості з максимальним ефектом зміцнення ($\cong 2$ рази) після оброблення впродовж 120 с. За подальшого збільшення часу оброблення відбувається пониження мікротвердості, яке є характерною рисою для всіх способів інтенсивної пластичної деформації поверхні, пов'язаною із знеміцненням, зумовленим або перебігом динамічної рекристалізації [24, 30, 31, 37, 38], або проковзуванням по межах сформованих нанорозмірних зерен [29–31]. Можливе також деформаційне окрихнення тонкого поверхневого шару за рахунок пересичення деформаційними дефектами, їх надмірної

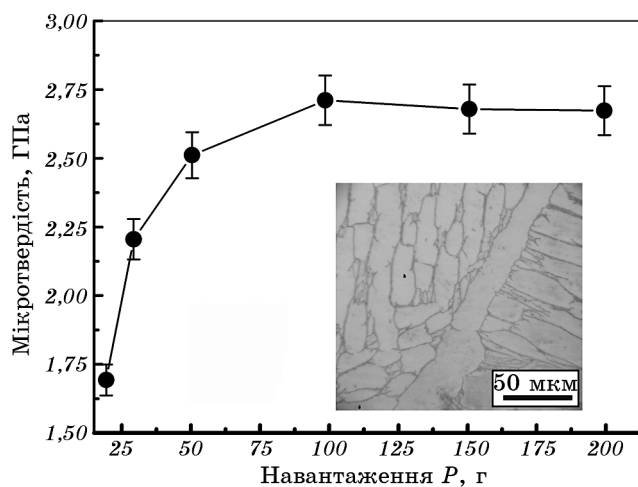


Рис. 1. Залежність мікротвердості сплаву Ti-6Al-4V (BT6) від навантаження на індентор. Вставка показує мікроструктуру дослідженого зразка.

Fig. 1. Dependence of the microhardness of the Ti-6Al-4V (BT6) alloy on the load on the indenter. Inset shows the microstructure of the studied sample.

локалізації та утворення тріщин.

Збільшення ефекту зміцнення зразка 3D-Ti-6Al-4V (BT6) після УЗУО порівняно з холодно катаним і відпаленим зразком Ti-6Al-4V (BT6) можна пояснити зміною структурного стану, зокрема, зміною морфології зерен більш міцної α -фази та деяким зростанням її кількості, а також збереженням залишкових напружень стиснення [13, 14, 16]. Крім того, як показано в роботі [39], твердість збільшується зі зменшенням ширини ламелей цієї фази. Наприклад, при ширині α -пластинок $\cong 1$ мкм та 3 мкм твердість дорівнює 3,25 ГПа та 2,7 ГПа, відповідно. Ці дані добре узгоджуються з відомим співвідношенням Голла-Петча. Однак, на тип взаємозв'язку Голла-Петча впливає не тільки товщина α -пластинок, але і їх орієнтаційне розташування. Наприклад, переважне розташування зерен α -фази із базисною площиною паралельно до поверхні (тобто з базисною кристалографічною текстурою) може суттєво підвищити твердість у цій площині вимірювання за рахунок залучення до деформації при вдавлюванні індентора інших (більш енергетично затратних) систем ковзання/двійникування [40]. Вимірювання твердості можна використовувати для прогнозування механічних властивостей 3D-Ti-6Al-4V (BT6) в залежності від виду застосованої технології 3D-друку та необхідної, як правило, подальшого механі-

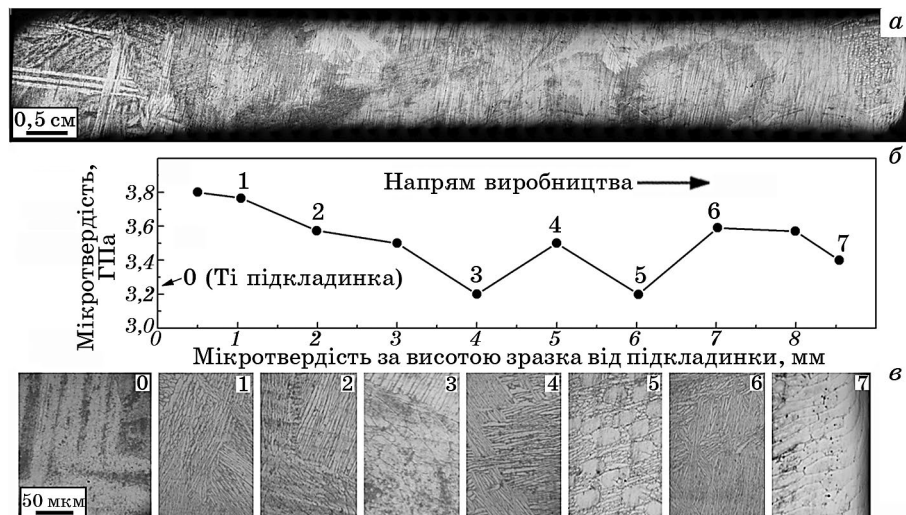


Рис. 2. Мікроструктура (а, б) та відповідний розподіл мікротвердості (в) за висотою перерізу зразка 3D-Ti-6Al-4V (BT6), надрукованого на пластині зі ступу BT1-0.

Fig. 2. Microstructure (a, б) and appropriate distribution of microhardness (в) in the height cross-section of the 3D Ti-6Al-4V (BT6) sample manufactured on the cp-Ti (BT1-0) alloy plate.

чного або термічного оброблення.

Раніше було встановлено, що за УЗУО ступу Ti-6Al-4V (BT6) в інертному газовому середовищі, формується модифікований поверхневий шар з нанорозмірною зерненою структурою (в середньому розмір зерен від $\cong 30$ нм до $\cong 50$ нм), високим рівнем мікротвердості та залишкових напружень. Рентгеноструктурною аналізою показано, що в поверхневому шарі відбуваються фазові $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення з частковим розпадом метастабільної β -фази на поверхні [29, 32, 33, 38]. Можна припустити, що аналогічні процеси мають місце і за УЗУО зразків 3D-Ti-6Al-4V (BT6).

Одержані в даній роботі експериментальні дані корелюють із нещодавно опублікованими результатами систематичних мірянь твердості зразків і виробів із титанового ступу Ti-6Al-4V (BT6), одержаних за допомогою різних АТ, коротку аналізу яких наведено нижче.

Дугова АТ нагрівання дроту. В одній з ранніх робіт [41] показаний істотний розкид мікротвердості (навантаження $P = 100$ г) по висоті зразка. Значення мікротвердості знаходяться в межах $H = 2,2-3,5$ ГПа. Автори цієї роботи пов'язують цей ефект із впливом розчиненого Оксигену.

Істотно менший розкид мікротвердості за товщиною зразка ($H \cong 3,1-3,7$ ГПа, навантаження 100 г) встановлено авторами [42], що було пов'язано із різною морфологією та орієнтацією ламелей всередині мікроструктури. У наступному дослідженні [43] виявлений аналогічний розкид даних по товщині зразка (3,1–3,4 ГПа). У

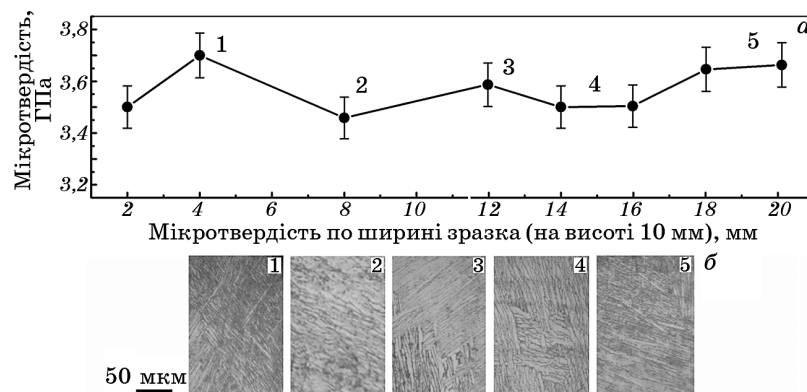


Рис. 3. Розподіл мікротвердості (а) за шириною перерізу зразка 3D-Ti-6Al-4V (BT6) та відповідна мікроструктура (б) на рівні перехідної зони між останнім нагрітим шаром і серцевиною 3D-друкованого зразка.

Fig. 3. Distribution of microhardness (a) by the width of the cross-section of the 3D-Ti-6Al-4V (BT6) sample and appropriate microstructure (b) in the transition zone between the top molten-added layer and 3D-printed bulk-sample.

роботі [44] мікротвердість виміряна на зразках, виготовлених за різних режимів 3D-друку, та одержаний розкид мікротвердості між зразками в межах 3,4–4,3 ГПа. Авторами даного дослідження висловлено припущення про те, що за певних режимів друку можливе додаткове зміцнення.

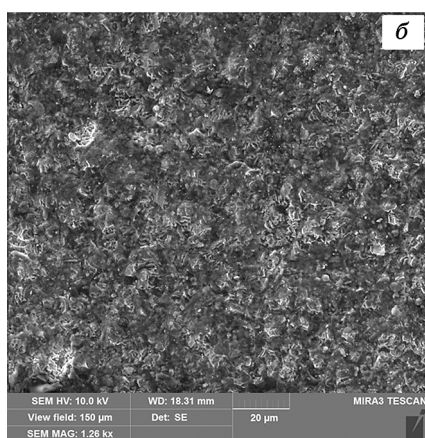
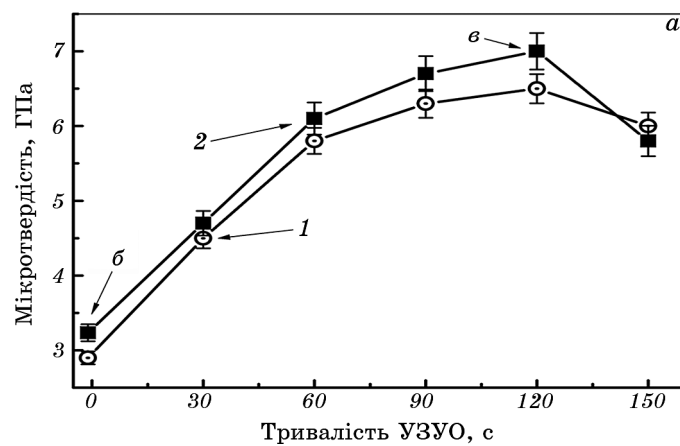
Лазерна АТ натоплення дроту. У роботі [45] визначали профіль мікротвердості за товщиною зразка, одержаного АТ методом (крок вимірювань складав 0,5 мм). Мікротвердість понижується від максимального значення, одержаного у верхній частині зразка ($\cong 3,9$ ГПа) до постійної величини в його об'ємі (3,3 ГПа). Розкид мікротвердості за товщиною зразка (до 30 мм) знаходиться в межах $\pm 20\%$. Автори [46] вимірювали мікротвердість ($P = 500$ г) у паралельному та перпендикулярному перерізі надрукованого блоку, що складається з 7-ми шарів на підкладинці зі стопу Ti–6Al–4V (BT6). Одержано такі середні значення мікротвердості: підкладинка 3,7 ГПа, дріт 2,9 ГПа, блок 3,3 ГПа, розкид за товщиною блоку $\pm 15\%$. Вимірювання мікротвердості ($P = 500$ г) вздовж паралельного та поперечного перерізу надрукованого блоку не показало істотної відмінності: 3,3 ГПа та 3,4 ГПа, відповідно [47].

Електронно-променева АТ натоплення дроту. У роботі [48] наведено середнє значення мікротвердості ($P = 500$ г) зразка, одержаного методом АТ топлення дроту електронним променем, що дорівнює 3,19 ГПа. Одержане у [49] середнє значення мікротвердості за перерізом зразка, одержаного такою самою метою, склало 3,34 ГПа. Однак на межі розділу з підкладинкою Ti–6Al–4V (BT6) вона збільшилася до 4,0 ГПа. Авторами [16] встановлено розкид твердості в межах 3,21–3,41 ГПа за перерізом зразка, надрукованого методом з коаксіальним напрямком електронного пучка та подачі дроту.

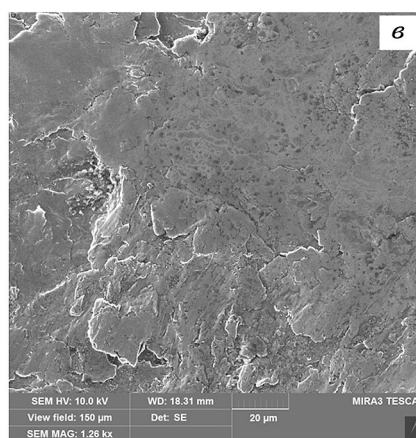
З широким впровадженням останніми роками АТ металевих матеріалів у різних промислових сферах, виникла потреба експресної аналізи механічних властивостей надрукованих виробів. Це, зокрема, необхідно для встановлення оптимальних параметрів 3D-технологій, що забезпечують досягнення необхідних характеристик міцності та пластичності. Необхідність проведення після друку термічного оброблення, необхідного для зняття напружень та формування ізотропної мікроструктури, зробила це завдання ще більш актуальним. У зв'язку з цим представляє великий інтерес встановлення кількісної кореляції між твердістю та такими найважливішими механічними характеристиками, як межа плинності ($\sigma_{0,2}$) межа міцності (σ_B) та модуль Юнга (E). Статистичне оброблення численних експериментальних результатів дало змогу визначити залежність між твердістю за Брінеллем (H_B) (сферичний індентор) та межею міцності σ_S для криць та інших металів та сплавів. Ця лінійна залежність описується простим рівнянням ($\sigma_S = KH_B$). Значення коефіцієнта K для різних металевих матері-

ялів знаходиться в межах 0,33–0,55 [50, 51].

Однак дана методика не застосовна для сплавів на основі титану у зв'язку з особливим характером природи їхньої деформаційної поведінки.



б



e

Рис. 4. Зміна мікротвердості (а) залежно від тривалості УЗУО в атмосфері газу аргону: зразка Ti-6Al-4V (BT6), виготовленого за традиційною технологією (1) та зразка Ti-6Al-4V (BT6), 3D-друкованого нагнітанням дроту електронним променем у вакуумі (2) та морфологія його поверхні до (б) і після (e) УЗУО.

Fig. 4. Change in the microhardness (a) depending on the duration of UIT in an argon gas atmosphere of Ti-6Al-4V (BT6) sample manufactured by traditional technology (1) and the Ti-6Al-4V (BT6) sample 3D-printed by electron beam melting in a vacuum (2), and surface morphologies of the 3D-printed sample before (b) and after (e) the UIT process.

В останні роки пропонуються кореляційні залежності між твердістю по Віккерсу та міцністю. Для зразків стопу Ti–6Al–4V (BT6), одержаних 3D-друком електронно-променевим топленням дроту, встановлена лінійна залежність між твердістю по Віккерсу (H_V) межею плинності ($\sigma_{0,2}$) та межею міцності (σ_B) [52–54]. Авторами [53] для оцінки зазначених характеристик було запропоновано такі емпіричні формули:

$$\sigma_{0,2}(\text{МПа}) = (H_V(\text{МПа})/3,6) - 90, \quad (1)$$

$$\sigma_B(\text{МПа}) = (H_V(\text{МПа})/3,34) - 56, \quad (2)$$

Результати проведених за рівняннями (1) і (2) оцінок механічних властивостей зразків 3D-Ti–6Al–4V (BT6) за одержаними експериментальними результатами щодо H_V даної роботи, а також за даними роботи [14], наведені в табл. 1. Невеликі відмінності характеристик у цих роботах можна пояснити застосуванням різних метод вимірювання твердості та мікротвердості та можливою різницею у технологічних параметрах методи «xV3DMP».

Інший підхід розвинуто в ряді робіт Ю. В. Мільмана із співробітниками, наприклад у [19–23]. Для одержання даних щодо межі плинності ($\sigma_{0,2}$) та міцності (σ_B) на основі величини твердості за Вікерсом (H_V) він передбачає врахування фізичних характеристик досліджуваного матеріалу, а саме модуля пружності Юнга (E) та коефіцієнта Пуассона (ν), а також їх взаємозв'язку із параметром пластичності δ_H та параметром Тейбора $C = f(\delta_H)$.

Межа плинності та межа міцності виражаються наступним чином [22, 23, 55]:

$$\sigma_{0,2} = H_V \sin \gamma / C, \quad (3)$$

$$\sigma_B = H_V / (0,28 + 0,5 \ln [3E / (4 + \nu) \sigma_{0,2}]), \quad (4)$$

де $\gamma = 68^\circ$ — кут при вершині індентора Віккерса, $C = f(\delta_H)$ — параметр Тейбора, $E = 115$ ГПа — модуль Юнга і $\nu = 0,33$ — коефіцієнт Пуассона досліджуваного стопу.

Вигляд та аналітичний вираз функціональної залежності $C = f(\delta_H)$ були експериментально та теоретично визначені для широкого спектру матеріалів, від металів і стопів до інтерметалідів, квазікристалів, нітридів і керамік [20, 22, 23]. Для титану та його стопів C має значення у межах 2,8–3,1. Параметр пластичності δ_H можна визначити із виразу [21, 22]:

$$\delta_H = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2)H_V/E. \quad (5)$$

Крім того, було показано, що знання таких механічних характе-

ТАБЛИЦЯ 1. Механічні характеристики зразків, одержаних методом «xВ3DMP».**TABLE 1.** Mechanical characteristics of samples obtained by the ‘xВ3DMP’ method.

Властивості	АТ «xВ3DMP» [14]		АТ «xВ3DMP»		АТ «xВ3DMP» + УЗУО	
	Дана робота					
	Вирази (1), (2)	Вирази (3)–(5)	Вирази (1), (2)	Вирази (3)–(5)	Вирази (1), (2)	Вирази (3)–(5)
δ_H	–	0,85	–	0,84– 0,86	–	0,7–0,75
$\sigma_{0,2}$, МПа	831	960	898	985	1729	1781
σ_S , МПа	936	993	1004	1019	1904	1897

ристик, як параметр пластичності (δ_H) і межа міцності (σ_S), а також врахування методу визначення опору зношуванню через коефіцієнт $N = \text{const}$, дає змогу оцінити швидкість зношування W матеріялу згідно виразу [23]:

$$W = N\delta_H/\sigma_{0,2}. \quad (6)$$

Результати оцінок, проведених на основі підходу Мільмана, також наведені у табл. 1. Показовими є одержані величини параметра пластичності ($\delta_H = 0,7-0,75$) для поверхні зразків 3D-Ti-6Al-4V (BT6) після інтенсивної пластичної деформації (УЗУО). Згідно даних роботи [23] величина $\delta_H = 0,7$ свідчить про суттєве зменшення пластичності та підвищену схильність матеріялу до окрихчення за умов циклічних навантажень при терті. Це корелює з результатами мікроскопічних досліджень даної роботи щодо утворення тріщин у поверхневому шарі зразка 3D-Ti-6Al-4V (BT6) після УЗУО та надлишкового зміцнення його поверхні. Додатковим фактором окрихчення може бути також перебіг механохімічних реакцій окиснення поверхневого шару за умов інтенсивної пластичної деформації поверхні [31, 33, 56]. Поява оксидного шару та поверхневого шару, додатково зміцненого за рахунок твердорозчинного (кисневого) зміцнення α -титану, ймовірно, можна пояснити одержані дуже високі величини твердості H_V і відповідно високі оціночні величини межі плинності й міцності зразка 3D-Ti-6Al-4V (BT6) після УЗУО (табл. 1).

4. ВИСНОВКИ

Розподіл мікротвердості H_V по висоті зразка 3D-Ti-6Al-4V (BT6) (у

напрямку нарощування) становить $3,4 \text{ ГПа} \pm 0,2 \text{ ГПа}$, підтверджуючи відносну рівномірність властивостей і мікроструктури. Розкид даних H_V не перевищує $\cong 11\%$, що значно менше від величин розкиду, які спостерігались у матеріялах, друкованих іншими методами із застосуванням дроту, а саме: із застосуванням дуги (16%) або лазерного променя (15%).

Показана можливість експрес-оцінки розподілу механічних властивостей 3D-друкованого зразка на основі вимірних величин мікротвердості у його різних перерізах (у напрямках вирощування та сканування). Проведені оцінки засвідчили відповідність механічних характеристик 3D-друкованого матеріялу та стопу Ti-6Al-4V (BT6), одержаного традиційними методами віднімання.

Інтенсивна пластична деформація поверхні за допомогою УЗУО, дає змогу додатково зміцнити поверхневий шар 3D-друкованого зразка стопу 3D-Ti-6Al-4V (BT6) до величини $\cong 6,5\text{--}7 \text{ ГПа}$. З'ясовано, що існує критична величина застосовуваної потужності ударного оброблення, вище якої відбувається руйнування поверхневого шару за рахунок окрихчення, ймовірно, спричиненого перебігом індукованих деформацією реакцій механохімічного окиснення.

Роботу виконано за підтримки НАН України найважливіших проблем фізико-математичних і технічних наук (відомча тематика 6541230: 0122U000897) і МОН України (держбюджетна тема Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» № 2405ф: 0121U109752).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. Srivastava, S. Rathee, S. Maheshwari, and T. K. Kundra, *Additive Manufacturing: Fundamentals and Advancements* (Boca Raton: CRC Press: 2019).
2. В. В. Жуков, Г. М. Григоренко, В. А. Шаповалов, *Автоматическая сварка*, № 5–6: 148 (2016).
3. P. M. Rizwan Ali, C. R. Hara Theja, S. Mahammad Syed Sheb, and C. Yuvaraj, *Int. J. Res. Applied Sci. Eng. Technol.*, **3**, No. VII: 16 (2015).
4. D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, *Int. J. Advanc. Manufact. Technol.*, **81**: 465 (2015).
5. D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, *Acta Mater.*, **117**: 371 (2016).
6. M. Leary, *Design for Additive Manufacturing* (Amsterdam: Elsevier: 2020).
7. J. Pou, A. Riveiro, and P. Davim, *Additive Manufacturing* (Amsterdam: Elsevier: 2021).
8. R. Housholder, *Moulding Process*, Patent of USA No. 4247508 (Published January 27, 1981).
9. D. S. Henn, *Solid Freeform Fabrication System and Method*, Patent of USA No. 7073561 (Published July 11, 2006).
10. K. M. Taminger, J. K. Watson, R. A. Hafley, and D. D. Petersen, *Solid*

- Freeform Fabrication Apparatus and Methods*, Patent of USA No. 7168935 (Published January 30, 2007).
11. Д. В. Ковальчук, В. Г. Мельник, І. В. Мельник, Б. А. Тугай, *Способ виготовлення об'ємних об'єктів і пристрій для його реалізації*, Патент України № 112682 (Опубліковано 10 жовтня 2016).
 12. D. Kovalchuk, V. Melnyk, I. Melnyk, and B. Tugai, *J. Elektrotechnica Elektronika (E+E)*, **51**: 37 (2016).
 13. Д. В. Ковальчук, В. І. Мельник, І. В. Мельник, Б. А. Тугай, *Автоматическая сварка*, № 12: 770 (2017).
 14. Д. В. Ковальчук, Г. М. Григоренко, А. Ю. Туник, Л. І. Адеєва, С. Г. Григоренко, С. Н. Степанюк, *Современная электрометаллургия*, № 4: 133 (2018).
 15. D. Kovalchuk, O. Ivasishin, and D. Savvakina, *MATEC Web of Conferences*, **321**: 03014 (2020).
 16. D. Kovalchuk, V. Melnyk, I. Melnyk, D. Savvakina, O. Dekhtyar, O. Stasiuk, and P. Markovsky, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 5307 (2021).
 17. М. С. Дрозду, Ю. И. Славский, А. А. Барон, *Заводская лаборатория*, **44**: 612 (1978).
 18. И. М. Павлов, Ю. Ф. Тарасович, Г. Г. Лешкевич, А. Е. Шелест, *Заводская лаборатория*, **44**: 605 (1978).
 19. Yu. V. Milman, B. A. Galanov, and S. I. Chugunova, *Acta Metall. Mater.*, **41**: 2523 (1993).
 20. Yu. V. Milman, A. A. Golubenko, and S. N. Dub, *Acta Mater.*, **59**: 7480 (2011).
 21. Ю. В. Мильман, *Порошковая металлургия*, № 7/8: 93 (1999).
 22. Y. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, Iss. 3: 271 (2018).
 23. Y. V. Milman, B. M. Mordyuk, K. E. Grinkevych, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, A. I. Lukyanov, and D. A. Lesyk, *Успехи физ. мет.*, **21**: 554 (2020).
 24. М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова, *Успехи физ. мет.*, **5**: 345 (2004).
 25. М. А. Васильев, В. И. Беда, П. А. Гурин, *Физиологический отклик на состояние поверхности металлических дентальных имплантатов* (Львов: ГалДент: 2010).
 26. N. Chekir, Y. Tian, J. J. Sixsmith, and M. Brochu, *Mater. Sci. Eng. A*, **724**: 376 (2018).
 27. N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, and S. M. Thompson, *Additive Manufact.*, **8**: 12 (2015).
 28. A. Gisario, M. Kazarian, F. Martina, and M. Mehrpouya, *J. Manufact. Systems*, **53**: 121 (2019).
 29. Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
 30. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
 31. М. А. Васильєв, В. Н. Мордюк, В. Р. Бевз, С. М. Волошко, and О. В. Мордиук, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
 32. М. О. Васильєв, В. С. Філатова, Л. Ф. Яценко, Д. В. Козирєв, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**: 821 (2012).
 33. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, Г. І. Прокопенко, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, Н. І. Хріпта, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 8: 1029 (2018).

34. Г. А. Гогоци, В. И. Галенко, *Проблемы прочности*, № 3: 104 (1997).
35. J. G. Swadener, E. P. George, and G. M. Pharr, *J. Mech Phys. Sol.*, **50**: 681 (2002).
36. М. М. Хрущов, *Методы испытания на микротвердость. Приборы* (Москва: Наука: 1961).
37. Y. Pi, G. Agoda-Tandjawa, S. Potiron, C. Demangel, D. Retraint, and H. Benhayoune, *J. Nanosci. Nanotechnol.*, **12**: 4892 (2012).
38. М. А. Васильев, С. М. Волошко, Л. Ф. Яценко, *Успехи физ. мет.*, **13**: 1001 (2012).
39. J. S. Zuback, and T. DebRoy, *Mater.*, **11**: 2070 (2018).
40. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
41. B. Baufeld and O. van der Biest, *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **10**: 015008 (2009).
42. B. Baufeld, O. van der Biest, and R. Gault, *Int. J. Mat. Res.*, **100**, Iss. 11: 1536 (2009).
43. B. Baufeld, O. van der Biest, R. Gault, and K. Ridgway, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **26**: 012001 (2011).
44. F. Martina, J. Mehnen, S. W. Williams, P. Colegrove, and F. Wang, *J. Mater. Proc. Technol.*, **212**: 1377 (2012).
45. B. Baufeld, E. Brandl, and O. van der Biest, *J. Mater. Proc. Technol.*, **211**: 1146 (2011).
46. E. Brandl, A. Schoberth, and C. Leyens, *Mater. Sci. Eng. A*, **532**: 295 (2012).
47. P. Ekerfeldt, M.-L. Antti, and R. Pederson, *Mater. Sci. Eng. A*, **674**: 428 (2016).
48. P. Wanjara, K. Watanabe, C. de Formanoir, Q. Yang, C. Bescond, S. Godet, M. Brochu, K. Nezaki, J. Gholipour, and P. Patnaik, *Adv. Mater. Sci. Eng.*, **2019**: 3979471 (2019).
49. F. Pixner, F. Warchomicka, P. Peter, A. Steuwer, M. H. Colliander, R. Pederson, and N. Enzinger, *Mater.*, **13**: 3310 (2020).
50. Я. Б. Фридман, *Механические свойства металлов* (Москва: Машиностроение: 1972).
51. В. С. Золоторевский, *Механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1983).
52. D. J. Abson and F. J. Gurney, *Metals Technol.*, **1**: 483 (1974).
53. J. S. Keist and T. A. Palmer, *Mater. Sci. Eng. A*, **693**: 214 (2017).
54. V. Tuninetti, A. F. Jaramillo, G. Rojas-Ulloa Riu, C. Znaidi, A. Medina, C. Mateo, and A. M. Roa, *Metals*, **11**: 104 (2021).
55. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. И. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 11: 1499 (2019).
56. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).

REFERENCES

1. M. Srivastava, S. Rathee, S. Maheshwari, and T. K. Kundra, *Additive Manufacturing: Fundamentals and Advancements* (Boca Raton: CRC Press: 2019).
2. V. V. Zhukov, G. M. Grigorenko, and V. A. Shapovalov, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 5–6: 148 (2016) (in Russian).
3. P. M. Rizwan Ali, C. R. Hara Theja, S. Mahammad Syed Sheb, and C. Yuvaraj,

- Int. J. Res. Applied Sci. Eng. Technol.*, **3**, No. VII: 16 (2015).
4. D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, *Int. J. Advanc. Manufact. Technol.*, **81**: 465 (2015).
 5. D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, *Acta Mater.*, **117**: 371 (2016).
 6. M. Leary, *Design for Additive Manufacturing* (Amsterdam: Elsevier: 2020).
 7. J. Pou, A. Riveiro, and P. Davim, *Additive Manufacturing* (Amsterdam: Elsevier: 2021).
 8. R. Housholder, *Moulding Process*, Patent of USA No. 4247508 (Published January 27, 1981).
 9. D. S. Henn, *Solid Freeform Fabrication System and Method*, Patent of USA No. 7073561 (Published July 11, 2006).
 10. K. M. Taminger, J. K. Watson, R. A. Hafley, and D. D. Petersen, *Solid Freeform Fabrication Apparatus and Methods*, Patent of USA No. 7168935 (Published January 30, 2007).
 11. D. V. Koval'chuk, V. H. Mel'nyk, I. V. Mel'nyk, and B. A. Tuhay, *Sposib Vyhotovlennya Ob'yemnykh Ob'yektiv i Prystriy dlya yoho Realizatsiyi* [The Method of Manufacturing Three-Dimensional Objects and the Device for its Implementation], Patent of Ukrainian No. 112682 (Published October 10, 2016) (in Ukrainian).
 12. D. Kovalchuk, V. Melnyk, I. Melnyk, and B. Tugai, *J. Elektrotechnica Elektronika (E+E)*, **51**: 37 (2016).
 13. D. V. Koval'chuk, V. I. Mel'nik, I. V. Mel'nik, and B. A. Tugay, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 12: 770 (2017) (in Russian).
 14. D. V. Koval'chuk, G. M. Grigorenko, A. Yu. Tunik, L. I. Adeeva, S. G. Grigorenko, and S. N. Stepanyuk, *Sovremennaya Elektrometallurgiya*, No. 4: 133 (2018) (in Russian).
 15. D. Kovalchuk, O. Ivasishin, and D. Savvakina, *MATEC Web of Conferences*, **321**: 03014 (2020).
 16. D. Kovalchuk, V. Melnyk, I. Melnyk, D. Savvakina, O. Dekhtyar, O. Stasiuk, and P. Markovsky, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 5307 (2021).
 17. M. S. Drozu, Yu. I. Slavskiy, and A. A. Baron, *Zavodskaya Laboratoriya*, **44**: 612 (1978) (in Russian).
 18. I. M. Pavlov, Yu. F. Tarasovich, G. G. Leshkevich, and A. E. Shelest, *Zavodskaya Laboratoriya*, **44**: 605 (1978) (in Russian).
 19. Yu. V. Milman, B. A. Galanov, and S. I. Chugunova, *Acta Metall. Mater.*, **41**: 2523 (1993).
 20. Yu. V. Milman, A. A. Golubenko, and S. N. Dub, *Acta Mater.*, **59**: 7480 (2011).
 21. Yu. V. Mil'man, *Poroshkovaya Metallurgiya*, No. 7/8: 93 (1999) (in Russian).
 22. Y. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Usp. Fiz. Met.*, **19**, Iss. 3: 271 (2018).
 23. Y. V. Milman, B. M. Mordyuk, K. E. Grinkevych, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, A. I. Lukyanov, and D. A. Lesyk, *Usp. Fiz. Met.*, **21**: 554 (2020).
 24. M. A. Vasil'ev, H. Y. Prokopenko, and V. S. Fylatova, *Usp. Fiz. Met.*, **5**: 345 (2004) (in Russian).
 25. M. A. Vasil'ev, V. I. Beda, and P. A. Gurin, *Fiziologicheskij Otklik na Sostoyanie Poverkhnosti Metallicheskih Dental'nykh Implantatov* [Physiological Response on the Surface State of the Surface of Metallic Dental Implants]

- (Lviv: GalDent: 2010) (in Russian).
26. N. Chekir, Y. Tian, J. J. Sixsmith, and M. Brochu, *Mater. Sci. Eng. A*, **724**: 376 (2018).
 27. N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, and S. M. Thompson, *Additive Manufact.*, **8**: 12 (2015).
 28. A. Gisario, M. Kazarian, F. Martina, and M. Mehrpouya, *J. Manufact. Systems*, **53**: 121 (2019).
 29. H. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyl'yev, and S. M. Voloshko, *Fizychni Osnovy Ul'trazvukovoho Udarnoho Zmitsnennya Metalevykh Pov-erkhon'* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
 30. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
 31. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
 32. M. O. Vasyl'yev, V. S. Filatova, L. F. Yatsenko, and D. V. Kozyryev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 6: 821 (2012) (in Ukrainian).
 33. 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) (in Ukrainian).
 34. G. A. Gogotsi and V. I. Galenko, *Problemy Prochnosti*, No. 3: 104 (1997) (in Russian).
 35. J. G. Swadener, E. P. George, and G. M. Pharr, *J. Mech Phys. Sol.*, **50**: 681 (2002).
 36. M. M. Khrushchov, *Metody Ispytaniya na Mikrotverdost'. Pribory* [Methods of Tests of Microhardness. Devices] (Moscow: Nauka: 1961) (in Russian).
 37. Y. Pi, G. Agoda-Tandjawa, S. Potiron, C. Demangel, D. Reiraint, and H. Benhayoune, *J. Nanosci. Nanotechnol.*, **12**: 4892 (2012).
 38. M. A. Vasiliev, S. M. Voloshko, and L. F. Yatsenko, *Usp. Fiz. Met.*, **13**: 303 (2012) (in Russian).
 39. J. S. Zuback, and T. DebRoy, *Mater.*, **11**: 2070 (2018).
 40. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
 41. B. Baufeld and O. van der Biest, *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **10**: 015008 (2009).
 42. B. Baufeld, O. van der Biest, and R. Gault, *Int. J. Mat. Res.*, **100**, Iss. 11: 1536 (2009).
 43. B. Baufeld, O. van der Biest, R. Gault, and K. Ridgway, *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **26**: 012001 (2011).
 44. F. Martina, J. Mehnen, S. W. Williams, P. Colegrove, and F. Wang, *J. Mater. Proc. Technol.*, **212**: 1377 (2012).
 45. B. Baufeld, E. Brandl, and O. van der Biest, *J. Mater. Proc. Technol.*, **211**: 1146 (2011).
 46. E. Brandl, A. Schoberth, and C. Leyens, *Mater. Sci. Eng. A*, **532**: 295 (2012).
 47. P. Ekerfeldt, M.-L. Antti, and R. Pederson, *Mater. Sci. Eng. A*, **674**: 428 (2016).
 48. P. Wanjara, K. Watanabe, C. de Formanoir, Q. Yang, C. Bescond, S. Godet, M. Brochu, K. Nezaki, J. Gholipour, and P. Patnaik, *Adv. Mater. Sci. Eng.*, **2019**: 3979471 (2019).
 49. F. Pixner, F. Warchomicka, P. Peter, A. Steuer, M. H. Colliander, R. Pederson, and N. Enzinger, *Mater.*, **13**: 3310 (2020).
 50. Ya. B. Fridman, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov* [Mechanical Properties of

- Metals] (Moscow: Mashinostroenie: 1972) (in Russian).
51. V. S. Zolotarevskiy, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov* [Mechanical Properties of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
 52. D. J. Abson and F. J. Gurney, *Metals Technol.*, **1**: 483 (1974).
 53. J. S. Keist and T. A. Palmer, *Mater. Sci. Eng. A*, **693**: 214 (2017).
 54. V. Tuninetti, A. F. Jaramillo, G. Rojas-Ulloa Riu, C. Znaidi, A. Medina, C. Mateo, and A. M. Roa, *Metals*, **11**: 104 (2021).
 55. 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).
 56. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).