

4. CrysX–3D Viewer [Electronic Resource] / Bragittoff.com: read-learn-brag. – 2025. – Mode of access: <https://www.bragittoff.com/crysx-3d-viewer>. – Data of access: 07.07.2025.
5. Семеріков С. О. Теоретичні і методичні основи цифрової трансформації природничо-математичної освіти [Текст]: монографія / С. О. Семеріков, Ю. В. Триус, М. П. Шишкіна; за ред. С. О. Семерікова. – Умань: Візаві, 2021. – 320 с.
6. Кухаренко В. М. Google Classroom як платформа змішаного навчання [Текст]: навч. посіб. / В. М. Кухаренко, А. І. Сухих, М. В. Ординець. – Харків : НТУ «ХП», 2020. – 110 с.
7. Морзе Н. В. Цифрові інструменти для викладання природничих дисциплін у вищій школі [Текст]: навч. посіб. / Н. В. Морзе, В. В. Вембер. – Київ: Університет менеджменту освіти, 2021. – 132 с.
8. Giannini C. Crystallography education in the digital age [Текст] / C. Giannini // Journal of Applied Crystallography. – 2015. – Vol. 48. – P. 1964–1975.
9. Blake R. L. Teaching crystallography in the 21st century [Текст] / R. L. Blake // Journal of Chemical Education. – 2005. – Vol. 82, № 1. – P. 10–15.

Бурмак А. П., Волошко С. М., Вислий О. А.

(КПІ ім. Ігоря Сікорського, Київ)

**МІКРОТВЕРДІСТЬ ФАЗОВИХ СКЛАДОВИХ СПЛАВУ Ti-6Al-4V,
ВИГОТОВЛЕНОГО СЕЛЕКТИВНИМ ЛАЗЕРНИМ ПЛАВЛЕННЯМ**

E-mail: abyrmak@gmail.com

Досліджено мікроструктуру та мікротвердість сплаву Ti-6Al-4V, одержаного селективним лазерним плавленням (Selective laser melting – SLM). Використовувався волоконний ітербієвий лазер з повітряним охолодженням і номінальною потужністю 200 Вт, діаметром лазерного променя ~45 мкм і довжиною хвилі 1070 ± 2 нм, швидкість сканування становила 500 мм/с, товщина шару – 25 мкм і відстань штрихування – 150 мкм. Синтезована мікроструктура з періодичних масштабного-градієнтних шарів є результатом циклічної термічної історії, яку зазнає SLM-сплав Ti-6Al-4V. Проаналізовано залежність його

мікротвердості від навантаження, орієнтації поверхні (за напрямками вирощування і сканування) та фазового складу. Підтверджено, що величина мікротвердості для α -фази перевищує цю величину для β -фази. Проведене порівняння з літературними даними.

Традиційні технології виробництва зазвичай обмежені тривалими термінами виробництва, низькою ефективністю використання матеріалів та труднощами виготовлення складних конструкцій [1]. Навпаки, адитивне виробництво (AB) пропонує високоефективну альтернативу традиційним методам. Пошаровий підхід до нанесення матеріалу 3D-друком забезпечує виняткову геометричну універсальність, полегшуючи виробництво складних конструкційних деталей та одночасно значно підвищуючи ефективність використання матеріалу [2]. Крім того, AB зазвичай демонструє більшу екологічну стійкість, ніж традиційні методи з меншим впливом на навколишнє середовище, меншою кількістю викидів та зниженням енерговитрат [3].

В останні кілька десятиліть значні зусилля досліджень і розробок спрямовані на адитивне виробництво деталей та виробів зі сплаву Ti-6Al-4V [4]. Чудове співвідношення міцності до ваги, висока біосумісність, низький модуль пружності та виняткова стійкість до корозії цього сплаву добре відомі. Вони є визначальними факторами, що сприяють його широкому використанню в аерокосмічній промисловості, а також автомобільній, біомедичній, енергетичній та хімічній промисловості для виготовлення, наприклад, газових турбін, комплектуючих реактивних двигунів та інших компонентів різноманітних пристроїв. Крім того, цей сплав надзвичайно затребуваний у морській авіації, оскільки поєднує високу корозійну стійкість із високою питомою міцністю.

Однак традиційне механічне оброблення виробів зі стопу Ti-6Al-4V є дуже тривалим і занадто дорогим через значні витрати енергії, матеріалу (здебільшого у вигляді металевої стружки, яку знімають із заготовки під час обробки) та часу. Останні практичні результати численних досліджень по-казали, що сучасні методи AB здатні усунути ці недоліки. А прямим результатом якості таких металевих виробів є їхні високі, у порівнянні з виробами такої самої конфігурації, отриманими

за традиційними технологіями, механічні характеристики. Утім, у залежності від методів і параметрів, а також стратегії 3D-друку спостерігається суттєва різниця механізмів та кінетики формування мікроструктури і відповідно механічних властивостей стопу Ti-6Al-4V. Тому в останні роки, велика увага приділяється визначенню локальних механічних характеристик металевих зразків, виготовлених, зокрема, селективним лазерним плавленням.

Ефективним способом вивчення неоднорідності механічних властивостей за товщиною 3D-надрукованих блоків у різних напрямках, є вимірювання твердості або мікротвердості за Вікерсом. Такі вимірювання дають змогу встановити фізико-хімічні закономірності впливу режимів АВ, розмірів 3D-зразків, а також їх мікроструктури на механічні властивості [5]. Даний метод є швидким і неруйнівним випробуванням властивостей поверхні матеріалу, що найчастіше застосовується у виробничій сфері оскільки надає уявлення щодо цілого комплексу механічних властивостей металу (межі плинності, межі міцності, пластичності, модулю Юнга).

Мікротвердість за Вікерсом добре корелює з мікроструктурними особливостями адитивно виготовленого титанового сплаву Ti-6Al-4V і підпорядковується співвідношенню Холла-Петча [6]. Багато досліджень присвячено виявленню причин неоднорідності значень мікротвердості SLM-сплавів Ti-6Al-4V, яка залежить від ступеню термічного впливу, що зазнає конкретний шар [7]. Наприклад, велика площа поперечного перерізу призведе до більш високої термічної дії порівняно з меншою площею поперечного перерізу, що зумовить формування різних кінцевих мікроструктур та мікротвердість, значення якої може розрізнятися до 27 % на різних поверхнях SLM-зразка [8].

Мікротвердість SLM-сплаву Ti-6Al-4V збільшується зі збільшенням потужності лазера та швидкості сканування [7]. Однак твердість значніше зростає із збільшенням потужності лазера порівняно зі швидкістю сканування. Збільшення потужності лазера зумовлює меншу пористість та більш однорідну мікроструктуру, а також зміну мартенситної морфології.

У [9] протестовано твердість зразків для різних наборів параметрів друку і показано, що твердість змінюється менше ніж на 10 % (332–339 HV_{0,2}). Надруковані зразки з однаковою потужністю лазера та вищою швидкістю сканування мають подібну або навіть трохи вищу мікротвердість, ніж зразки, надруковані з меншою швидкістю сканування. Також, як і в [7] зазначається, що зі збільшенням потужності лазера різниця в твердості стає більш очевидною. На думку авторів [9], це можна пояснити вищою швидкістю охолодження під час друку з вищою швидкістю сканування та/або з меншою потужністю лазера.

Згідно [10], у верхній та центральній областях надрукованих SLM-зразків Ti-6Al-4V спостерігається градієнт мікротвердості – значення HV_{0,1} поблизу верхньої області складають 392±14 і зменшуються в нижній області до 332±7.

Зазначені ефекти є результатом складної циклічної термічної історії, що складається з направленого відведення тепла, багаторазового плавлення та надшвидкого твердіння матеріалу під час SLM. Через складні процеси фазових перетворень важко точно передбачити фазовий склад титанових сплавів (для α+β-сплаву Ti-6Al-4V повідомляється про 3 фази, тобто α-фазу, β-фазу та α'-мартенситну фазу), який є важливим джерелом мікроструктурної неоднорідності і як така неоднорідність вплине на мікротвердість. При цьому мікротвердість фазових складових SLM-сплаву Ti-6Al-4V детально не вивчалась.

Метою даної роботи є дослідження впливу навантаження на мікротвердість сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого селективним лазерним плавленням порошку, а також анізотропії мікротвердості його фазових складових за напрямками вирощування та сканування.

Зразки сплаву Ti-6Al-4V густиною 4,42 г/см³ (у вигляді паралелепіпеду з розмірами 20×10×5 мм, рис. 1) отримані за технологією SLM з сферичного порошку (розмір частинок від 15 до 53 мкм) на обладнанні ТОВ «Адитивні лазерні технології України», технічні характеристики якого наведені в [4].

Використовувався волоконний ітербієвий лазер з повітряним охолодженням і номінальною потужністю 200 Вт, діаметром лазерного променя ~45 мкм і довжиною хвилі 1070 ± 2 нм, розміром робочого поля 150×150×180 мм. Параметри

виготовлення зразків: швидкість сканування – 500 мм/с, товщина шару 25 мкм і відстань штрихування 150 мкм. Для запобігання окисненню виготовлення зразків проводилось в інертному середовищі Ar.

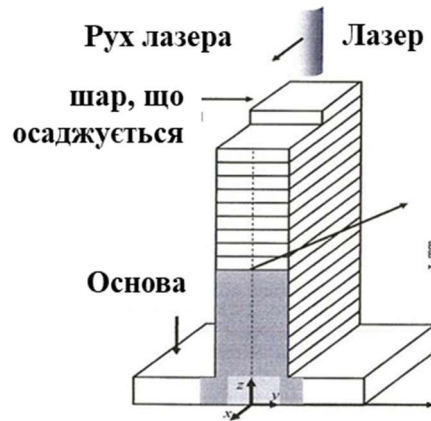


Рис. 1. Схема 3-D друку за технологією SLM [11]

Для контролю хімічного складу (рис. 2) використано рентгенофлуоресцентний експрес-аналізатор хімічного складу Expert 3L. Мікротвердість поверхні вимірювалась за методом Віккерса з використанням приладу LHSV-1000Z із навантаженням від 10 г до 100 г.

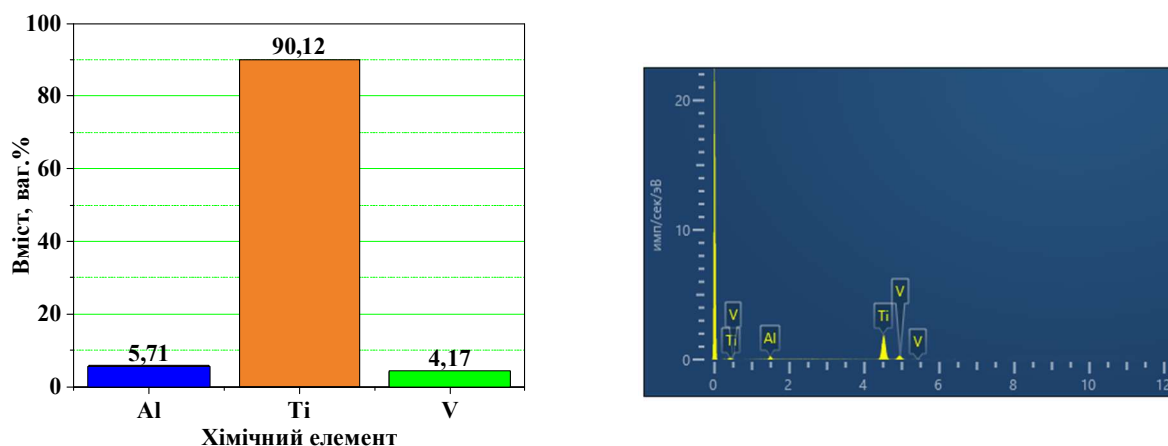


Рис. 2. Хімічний склад сплаву Ti-6Al-4V та відповідний спектр

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопу iScore IS.1053-PLMi. Для цього поліровані зразки

проявляли в травнику Кролла – 2 % HNO_3 і 2 % HF у воді. Використано також скануючий електронний мікроскоп TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним (ЕДС) аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків прискорююча напруга становила 10-20 кВ. Роздільна здатність отриманих зображень досягала 100 нм, а точність визначення хімічного складу залежно від концентрації елементу в сплаві була не гіршою за 0,02 мас. %.

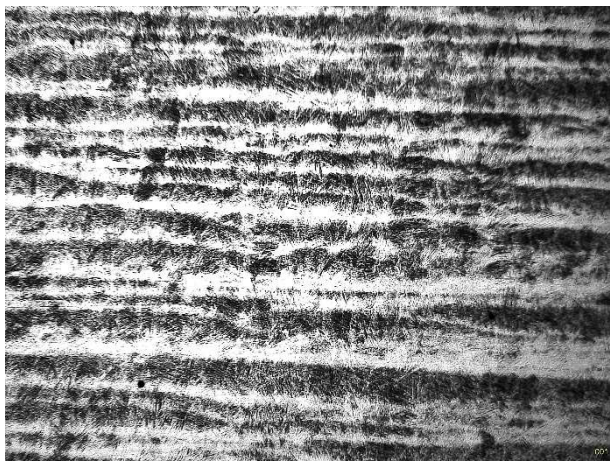
Для рентгенівських досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda_{\text{CuK}\alpha}$). Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\Theta = 20\text{--}120^\circ$, крок реєстрації – $0,04^\circ$, час витримки в точці – 2 с; тривалість реєстрації дифрактограми одного зразка – 90 хв.

Мікроструктура досліджуваного зразка SLM-сплаву Ti-6Al-4V суттєво відрізняється для різних граней зразка (рис. 1) – верхньої ху (напрямок вирощування) та бічної уз (напрямок сканування). На бічній грані спостерігається смугаста структура з α/α' -фаз (темна) та β -фази (світла) (рис. 3). Така смугастість шарів притаманна металевим SLM-матеріалам, і є, як зазначалося вище, результатом циклічної термічної історії, яку зазнає зразок. Градієнт ширини окремої смуги також зумовлений тепловими ефектами, зокрема максимальною температурою нагрівання і швидкістю охолодження від цієї температури в залежності від розташування смуги – у нижній, середній чи верхній частині кожного шару, а також відстані цього шару від підкладки [12]. На верхній грані ху зразка спостерігаються доріжки лазерного плавлення уздовж напрямку сканування.

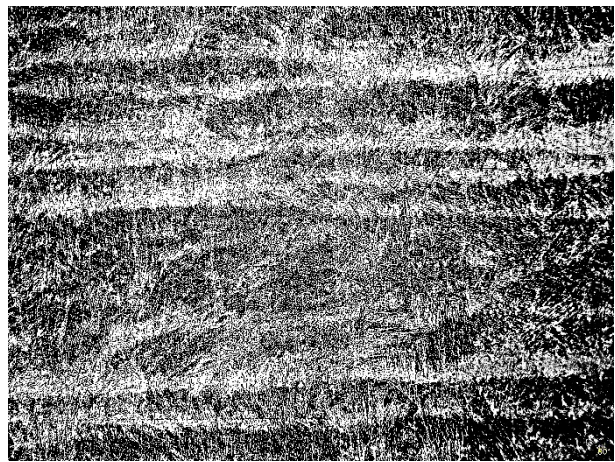
Таким чином мікроструктура SLM-сплаву Ti-6Al-4V складається з періодичних масштабно-градієнтних шарів. Смуги в цих шарах мають морфологію α -колоній Widmanstätten із середнім розміром структурних елементів близько 0,2-2,0 мкм, тоді як номінальна мікроструктура між смугами демонструє морфологію кошикового переплетення (рис. 4) із взаємним пророщенням фаз одна в одну.

Фактори, що впливають на анізотропію та неоднорідність мікроструктури, включають: морфологію зерен, кристалографічну текстуру, фазові перетворення, неоднорідну рекристалізацію, смугастість шарів і мікроструктурне огрубіння [12]. Крім того, дефекти (пори, шорсткі поверхні, відсутність сплавлення шарів) також індукують анізотропні та гетерогенні властивості адитивно виготовлених металевих виробів.

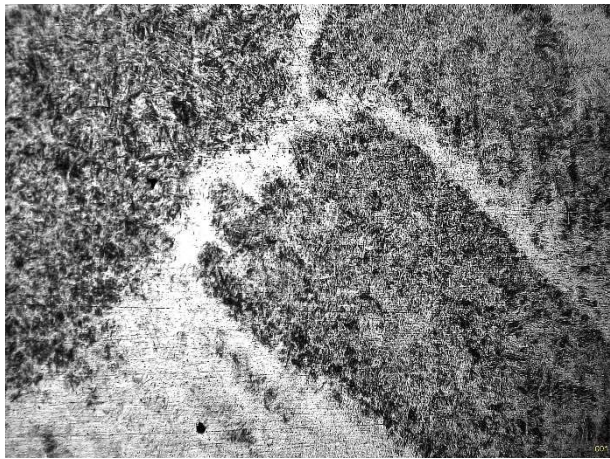
Кількість β -складової відрізняється для різних площин зразка і є більшою на бічній площині порівняно з верхньою.



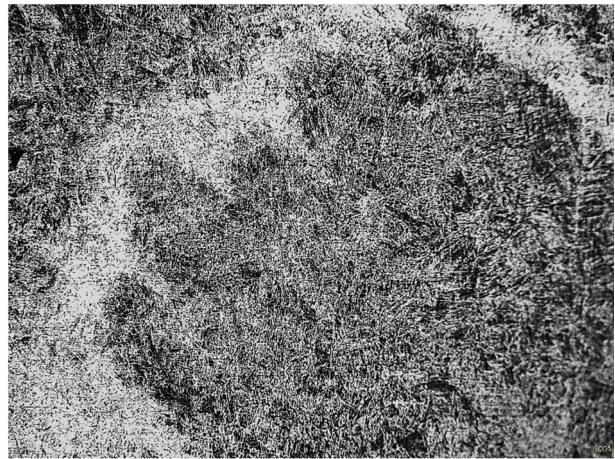
а $\times 50$



б $\times 100$

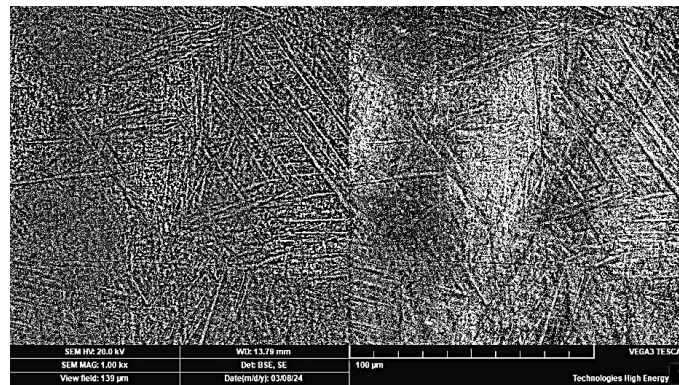


в $\times 50$

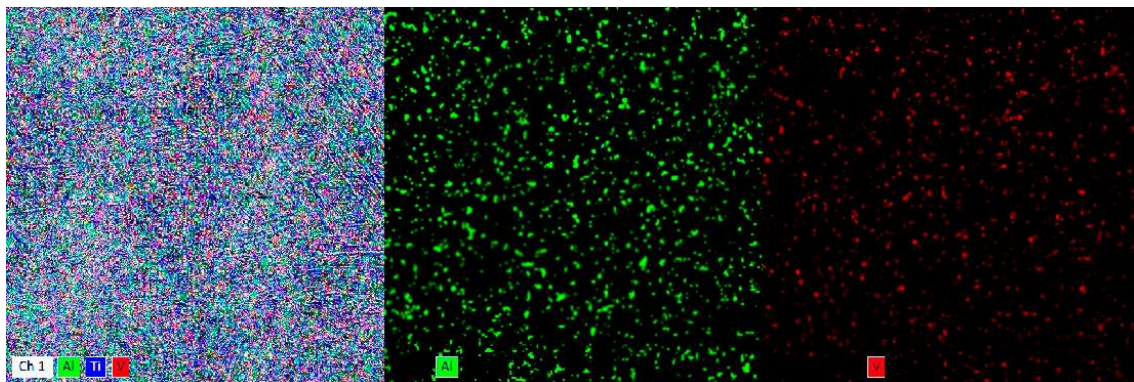


г $\times 100$

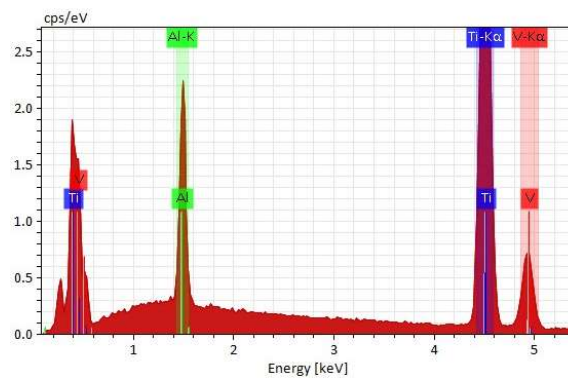
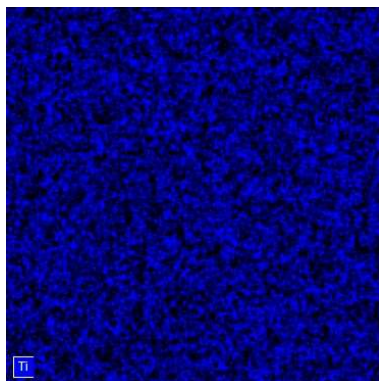
Рис. 3. Мікроструктура бічної площини yz (а, б) та верхньої площини $xу$ (в, г) SLM-зразка Ti-6Al-4V (збільшення від $\times 50$ до $\times 100$ крат)



а



б



в

Map							
Element	At. No.	Netto	Mass [%]	Mass Norm. [%]	Atom [%]	abs. error [%] (1 sigma)	rel. error [%] (1 sigma)
Al	13	15499	6.20	6.17	10.47	0.31	5.07
Ti	22	57200	89.98	89.44	85.58	3.15	3.50
V	23	2072	4.42	4.39	3.95	0.35	7.86
		Sum	100.60	100.00	100.00		

г

Рис. 4. Мікроструктура SLM-зразка Ti-6Al-4V (а) та хімічний склад (б, в, г)

Мапи розподілу хімічного складу у вигляді кольорового відображення різних елементів зразка Ti-6Al-4V, показані на рис. 4. На основі ЕДС аналізу шляхом багаторазового точкового та площинного сканування підтверджено наявність $90 \pm 1,7$ мас.% титану, $5,8 \pm 0,5$ мас.% алюмінію та $4,2 \pm 0,3$ мас.% ванадію, що узгоджується із результатами, представленими на рис. 2.

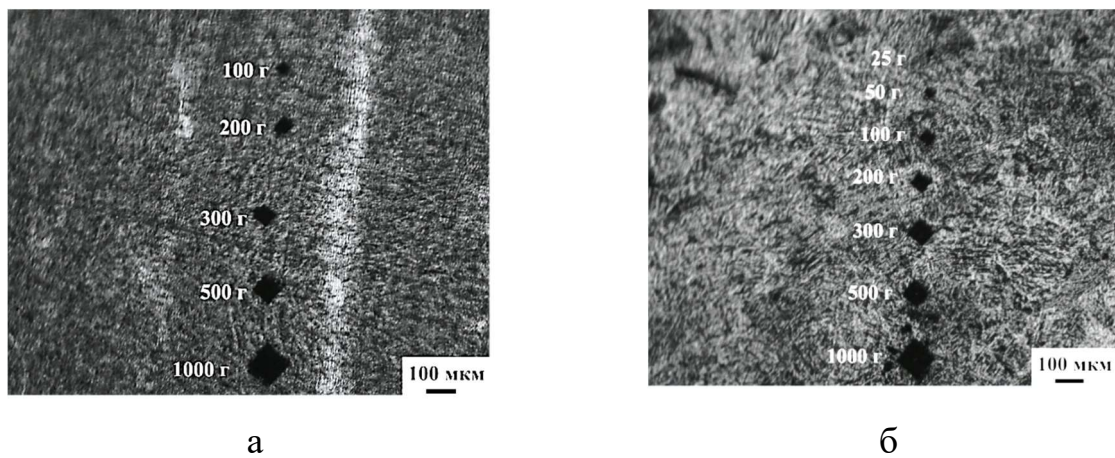
Ніяких слідів будь-якого забруднення не спостерігається, що підтверджує чистоту зразків. Крім того, не виявлено слідів окиснення оскільки зразки друкувалися в атмосфері аргону.

Для визначення мікротвердості сплаву Ti-6Al-4V у різних площинах – уз та ху – та оцінки «розмірного ефекту» відбитка [13] виконано попередню оцінку оптимального рівня навантаження на алмазний індентор в інтервалі 10-1000 г (рис. 5). Мікротвердість із збільшенням навантаження на індентор до 100 г зростає і надалі практично не змінюється до 500 г, із подальшим збільшенням навантаження до 1000 г починає поступово зменшуватись. Наявність розмірного ефекту діагоналі відбитку індентора пояснюється авторами [13] різною динамікою кількості дислокаційних петель в деформаційному об'ємі матеріалу під областю контакту з пірамідальним індентором. Слід зважати і на можливий перерозподіл елементів в області такого контакту за механізмом висхідної дифузії в полі напружень [14]. Як відомо, Al стабілізує α -фазу і збільшує її мікротвердість, а V є β -стабілізатором, але в сплаві Ti-6Al-4V його концентрація недостатня для значного розм'якшення β -фази.

Характер отриманої залежності мікротвердості від навантаження добре узгоджується із результатами для сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого 3D-друком на основі електронно-променевого топлення дроту [5]. На підставі одержаних даних зроблено висновок, що навантаження 100 г є найбільш прийнятним для вимірювання значень мікротвердості α - та β -фаз (рис. 5).

Рис. 5. Залежність мікротвердості від навантаження на індентор

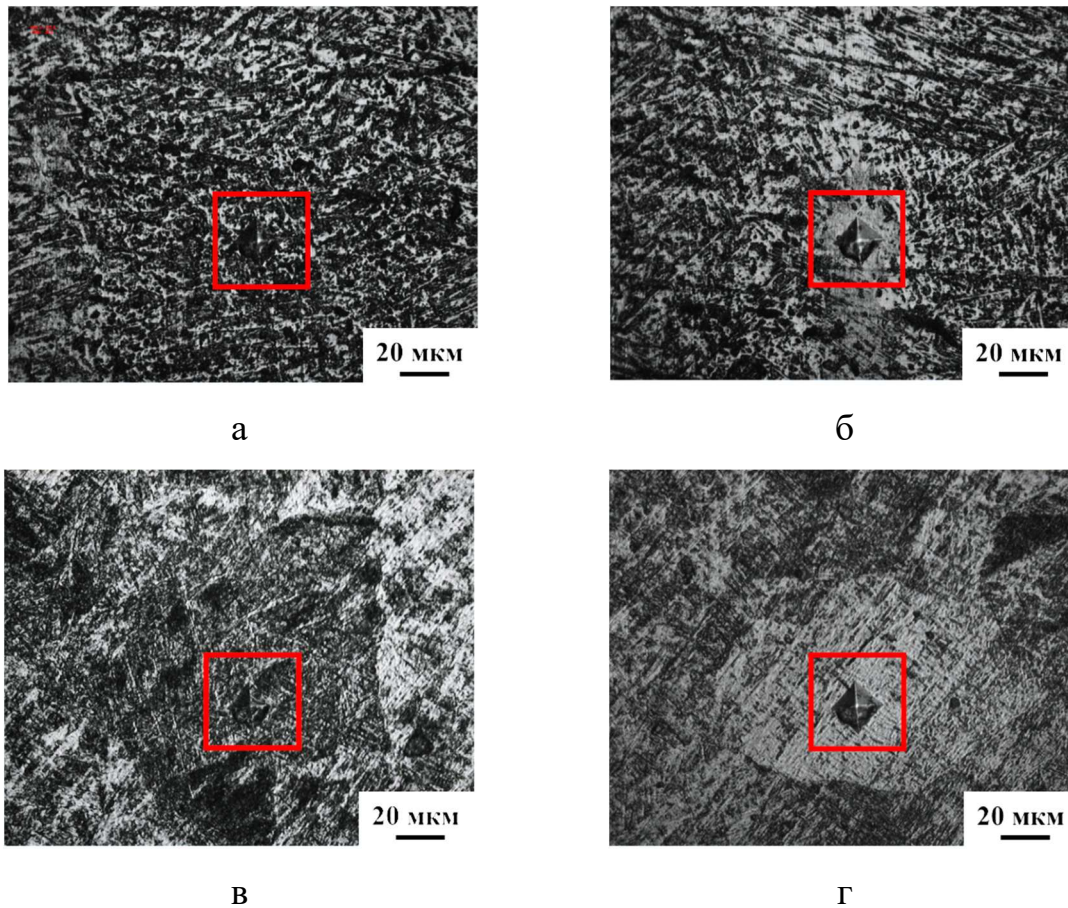
Приклади відбитків індентору для різних значень навантаження і різних площин зразка наведено на рис. 6.



а – бічна площина yz , б – верхня площина xy

Рис. 6. Зображення відбитків індентора для різних значень навантаження

Зображення відбитків індентору для α - та β -фаз сплаву Ti-6Al-4V для різних площин наведено на рис. 7.



а, в – α -фаза та б, г – β -фаза (навантаження 100 г)

Рис. 7. Зображення відбитків індентора в площині yz (а, б) та xy (в, г)

Отримані значення мікротвердості 3D-друкованого матеріалу представлені в табл. 1 і задовільно узгоджуються з тими, що наводяться іншими авторами для SLM-сплавів Ti-6Al-4V [15, 16].

Таблиця 1 – Мікротвердість фазових складових SLM-сплаву

Площина	yz (бічна)		xy (верхня)	
Фазова складова	α -фаза	β -фаза	α -фаза	β -фаза
HV ₁₀₀ , ГПа	4,01	3,80	4,40	3,63

Слід зазначити, що ці значення є вищими, ніж для сплаву Ti-6Al-4V, що деформується (341 HV) [17]. Так само за даними наноіндентування [18] твердість SLM-сплаву Ti-6Al-4V виявилась приблизно на 32 % вищою порівняно із деформованим сплавом. Вочевидь цей ефект пов'язаний із структурними

особливостями. Процес SLM сплаву Ti-6Al-4V унікальний тим, що після 3D-друку формується надзвичайно тонка метастабільна мікроструктура, що має подібність до тієї, яка спостерігається після зварювання або гартування [19]. Така дрібнозернистість та значна густина дислокацій забезпечують більші значення мікротвердості SLM-матеріалу, ніж, наприклад, структура гарячої прокатки.

Зазвичай мікротвердість двофазного ($\alpha+\beta$) сплаву Ti-6Al-4V залежить від співвідношення та розподілу цих фаз. Вважається, що мікротвердість α - та β - фаз сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого за традиційними технологіями, відрізняється – α -фаза (гексагональна щільноупакована структура) має вищу мікротвердість, ніж β -фаза (об'ємноцентрована кубічна структура). В середньому, мікротвердість α -фази знаходиться в діапазоні 350–400 HV і залежить від вмісту Al та інших легуючих елементів, а також від режимів термічної обробки. Вона є більш твердою і крихкою, ніж β -фаза. Мікротвердість β -фази, як правило, нижча, ніж α -фази, і становить близько 250-350 HV. Для SLM-сплаву Ti-6Al-4V таке співвідношення між мікротвердістю різних фаз також дотримується. За навантаження 100 г величина мікротвердості для α -фази перевищує цю величину для β -фази на 5,2 % у бічній площині та на 7,5 % на верхній площині. Спостерігається також анізотропія мікротвердості для різних площин – середнє значення HV_{100} для верхньої площини є дещо більшим, ніж для бічної площини. Для α -фази величина HV_{100} на верхній площині на 9 % більше ніж у бічній площині. Для β -фази спостерігається протилежна тенденція.

На основі виміряних величин мікротвердості 3D-друкованого зразка сплаву Ti-6Al-4V встановлено:

- залежність від навантаження в інтервалі 10-1000 г;
- анізотропію у різних перерізах (за напрямками вирощування та сканування);
- відмінність для фазових складових – значення мікротвердості для α -фази є більшим за β -фазу не залежно від площини.

Дослідження фінансується МОН України, проєкт № 0124U001001.

Література

1. Z. Li, J. Gou, J. Gao, et al. Microstructural evolution and corrosion resistance of additively manufactured Ti-6Al-4V alloy annular shaped components using multistage heat treatment. *Materials Chemistry and Physics*. 346 (2025) 131414 <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2025.131414>
2. Iqbal, A., Huang, A., Petra, M.I. et al. Selective laser melting of Ti-6Al-4 V: assessing the influence of layer thickness and part geometry on manufacturing efficiency and mechanical properties. *Int J Adv Manuf Technol* (2025). <https://doi.org/10.1007/s00170-025-16332-x>
3. H. Shah, C. Tregambi, P. Bareschino, F. Pepe. Environmental and economic sustainability of additive manufacturing: A systematic literature review. *Sustainable Production and Consumption*. 51 (2024) 628-643 <https://doi.org/10.1016/j.spc.2024.10.012>
4. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M.O. Vasylyev, et al. Surface modification of 3D-printed alloy Ti-6Al-4V by ultrasonic impact treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 2 (2023) 217–237 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.45.02.0217
5. B. M. Mordyuk, 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 (2022)1433–1451 (in Ukrainian). DOI: 10.15407/mfint.44.11.1433
6. Y. Kok, X.P. Tan, P. Wan, et al. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review *Materials & Design*. 139 (2018) 565-586 <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021>
7. A. Kumar, S. Chauhan, M. Shukla, A. Kumar. Effect of Laser Sintering Parameters on the Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of Titanium Grade 5 Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance* (2024) <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09935-0>

8. C. Ni, L. Zhu, Z. Zheng, et al. Effect of material anisotropy on ultra-precision machining of Ti-6Al-4V alloy fabricated by selective laser melting, *Journal of Alloys and Compounds*. 848 (2020) 156457 <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156457>
9. S. Him Mok, G. Bi, J. Folkes, et al. *Surface & Coatings Technology*, 202 (2008) 4613 DOI:10.1016/j.surfcoat.2008.03.028
10. B. Baufeld, E. Brandl, Omer van der Biest. Wire based additive layer manufacturing: Comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 211 (2011) 1146
DOI:10.1016/j.jmatprotec.2011.01.018.
11. S. M. Kelly & S. L. Kampe. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part II. Thermal modeling. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 35 (2004) 1869–1879 <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-004-0095-7>
12. Волошко С.М., Бурмак А.П., Головка Л.Ф. та ін. Структурна анізотропія у виробках 3D-друку за технологією селективного лазерного плавлення. *МОН*. 30, 112 (2024) 38-50 <https://doi.org/10.15407/mom2024.04.038>
13. [J.G. Swadener](#), [E.P. George](#), [G.M. Pharr](#). The correlation of the indentation size effect measured with indenters of various shapes. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 50, 4 (2002) 681-694 [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(01\)00103-X](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(01)00103-X)
14. M. A. Vasylyev, I. V. Zagorulko, and S. M. Voloshko, Crack Growth Resistance and Segregation in Amorphous Alloy Fe_{73.6}Si_{15.8}B_{7.2}Cu_{1.0}Nb_{2.4} (FINEMET) under Microindentation, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 41, No. 9 (2019) 1217–1230 (in Ukrainian), DOI:10.15407/mfint.41.09.1217
15. T. Vilaro, C. Colin, and J.D. Bartout. As-Fabricated and Heat-Treated Microstructures of the Ti-6Al-4V Alloy Processed by Selective Laser Melting, *Metall. Mater. Trans. A* 42, 10 (2011) 3190–3199 DOI:[10.1088/1757-899X/655/1/012023](https://doi.org/10.1088/1757-899X/655/1/012023)
16. L.E. Murr, E.V. Esquivel, S.A. Quinones, et al. Microstructures and Mechanical Properties of Electron Beam Rapid Manufactured Ti-6Al-4V Biomedical

Prototypes Compared to Wrought Ti-6Al-4V, Mater Charact. 60, 2 (2009) 96–105
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.07.006>

17. K. Beyl, K. Mutombo, and C.P. Kloppers, Tensile properties and microstructural characterization of additive manufactured, investment cast and wrought Ti6Al4V alloy, in IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 012023 DOI:10.1088/1757-899X/655/1/012023

18. A.G. Lekatou, B.V. Efremenko, V. Haoui et al. Microstructure, electrochemical, wear and corrosive wear performance of laser-based powder bed fusion and wrought biomedical Ti–6Al–4V alloys. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 35, 8 (2025) 2612-2631 [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(25\)66836-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(25)66836-1)

19. Eyal Eshed, Amnon Shirizly. Characterization of Nano-Sized Features in Powder Bed Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy. Materials 18, 13 (2025) 3198
<https://doi.org/10.3390/ma18133198>

Величкович А. С., Витвицький В. С.
*(Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу,
м. Івано-Франківськ)*
**ЧИСЛОВА МОДЕЛЬ ВЗАЄМОДІЇ ЗВ'ЯЗАНОЇ СИСТЕМИ
ЦИЛІНДРИЧНИХ ШТАМПІВ З ТОНКОСТІННОЮ ОБОЛОНКОЮ**
E-mail: a_velychkovych@ukr.net

Представлено числову модель локального підйому надземної ділянки магістрального газопроводу над опорною конструкцією для проведення ремонтних робіт. Підйом здійснюється мобільним пристроєм із роликів ланцюгом, що формує множинні локальні контакти «ролик – оболонка».

Кожен ролик коректно інтерпретується як циліндричний штамп, який накладає локальний контактний тиск на тонкостінну трубу. Відповідно, прикладна задача зводиться до зв'язаної контактної задачі для системи циліндричних штампів на циліндричній оболонці.

Модель враховує геометрію труби, радіус і крок роликів, схему навантаження та умови контактної взаємодії, що дає змогу оцінити поля контактних та еквівалентних напружень у зоні підйому. Показано, що взаємодія роликів з