

УДК 669.295.5: 621.9.048.6

## ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ 3D-ДРУКОВАНОГО СПЛАВУ Ti-6Al-4V УЛЬТРАЗВУКОВОЮ УДАРНОЮ ОБРОБКОЮ

**Буравльов Н.А.,** здобувач вищої освіти; **Волошко С.М.,** д.ф.-м.н., проф.;  
**Бурмак А.П.,** к.т.н., доцент; **Франчік Н.В.,** к.т.н.  
Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

***Анотація.** В роботі представлено результати дослідження впливу ультразвукової ударної обробки (УЗУО) на мікротвердість, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні сплаву Ti-6Al-4V, виготовленого за різними технологіями – селективного лазерного плавлення порошку (СЛП) і традиційної гарячої прокатки (ВТ6). У вихідному стані СЛП-зразок, який складається з гексагональної  $\alpha$ -фази, має децю більшу високе (у 1,3 рази) значення мікротвердості (HV), ніж гарячекатаний пруток ВТ6, для якого крім  $\alpha$ -фази фіксується наявність кубічної  $\beta$ -фази (18 %). Після УЗУО фіксується зростання значення  $HV_{100}$  у 1,6–1,8 разів не залежно від методу виробництва сплаву. Методом наноіндентування встановлено, що інструментальна твердість  $H_{IT}$  зростає в 1,4–1,5 разів.*

***Ключові слова:** 3D друк, сплав Ti-6Al-4V, селективне лазерне плавлення, ультразвукова ударна обробка, мікротвердість, фазовий склад.*

## STRENGTHENING OF SURFACE LAYERS OF 3D-PRINTED ALLOY Ti-6Al-4V BY ULTRASONIC IMPACT TREATMENT

**Buravlov N.A.,** student; **prof. Voloshko S.V.;** **Ph.D. Burmak A.P.;** **Ph.D. Franchik N.V.**  
National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"

***Abstract.** The paper presents the results of the study of the influence of ultrasonic impact treatment (UIT) on the microhardness, 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). In the initial state, the SLM sample, which consists of the hexagonal  $\alpha$ -phase, has a slightly higher (1.3 times) value of microhardness (HV) than the hot-rolled VT6 bar, for which, in addition to the  $\alpha$ -phase, the presence of the cubic  $\beta$ -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. Using the nanoindentation method, it was established that the instrumental hardness of  $H_{IT}$  increases by 1.4–1.5 times.*

***Keywords:** 3D printing, Ti-6Al-4V alloy, selective laser melting, ultrasonic impact treatment, microhardness, phase composition.*

### Вступ

Сплав Ti-6Al-4V є однією з найпоширеніших форм титанових сплавів, який широко використовується як в аерокосмічній, так і в автомобільній, біомедичній, енергетичній та хімічній промисловості. Однак традиційна механічна обробка виробів зі сплаву Ti-6Al-4V є дуже тривалою та дороговартісною. Останні практичні результати численних досліджень показали, що сучасне адитивне виробництво (AB) здатне усунути ці недоліки. Утім, в залежності від методів і параметрів 3D-друку спостерігається суттєва різниця механізмів та кінетики формування мікроструктури, а також механічних характеристик сплаву Ti-6Al-4V порівняно з традиційними технологіями.

### Аналіз публікацій

Найбільш часто використовуваною технікою АВ для виготовлення 3D-зразків сплаву Ti-6Al-4V є селективне лазерне плавлення (СЛП, SLM) [1]. Цей процес передбачає періодичний розподіл тонкого шару розпиленого металевих порошку сплаву Ti-6Al-4V з подальшим плавленням його потужним лазерним променем відповідно до цифрової 3D-моделі друкованого виробу.

Серед основних параметрів процесу СЛП можна відмітити наступні: потужність волоконного лазера, швидкість сканування і товщина шару (30–60 мкм) оплавленого 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. СЛП, як технологія адитивного виробництва, в основному використовується для виготовлення дрібномасштабних і високоточних компонентів [2-7].

Ефективність використання ультразвукової ударної обробки (УЗУО) для поверхневого зміцнення показана для сплавів титану, вироблених як за традиційними технологіями [8–10], так і методами компактування/спікання порошку [11, 12]. УЗУО може бути ефективним способом модифікації поверхні 3D-зразків сплаву Ti-6Al-4V, надрукованих за АВ технологією, заснованою на плавленні дроту даного сплаву електричною дугою [13–15]. В даних дослідженнях встановлено, що УЗУО може ефективно зменшувати залишкові напруження, змінювати морфологію і розмір  $\alpha$ - та  $\beta$ -зерен, і тим самим підвищувати твердість і міцність за розтягу.

### Результати досліджень та їх обговорення

Зразки сплаву VT6 виготовлялись із прутків шляхом різання перпендикулярно напрямку гарячої прокатки та мали форму дисків діаметром 15 мм товщиною 2 мм ( $\pm 0,1$  мм).

3D-зразки сплаву Ti-6Al-4V (у вигляді монолітного кубу, розмірами  $1 \times 1 \times 1$  см) отримані за технологією СЛП на 3D-принтері Alfa-150D компанії ТОВ «Адитивні лазерні технології України» [16]. Хімічний склад двох типів зразків наведений в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваних сплавів

№ зразка	Масова частка елемента, %									
	Al	Ti	V	Домішки						
				Si	Mn	Cr	Zr	Mo	Sn	Fe
Ti-6Al-4V	5,71	основа	4,17	–	–	–	–	<0,001		
VT6	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

Ультразвукова ударна обробка проводилась на приладі УЗГ-300 в атмосфері аргону упродовж 120 с з амплітудою 25 мкм за методикою [17, 18]. Використовувався бойок циліндричної форми діаметром 5 мм із загартованої сталі ШХ15, який коливався у високочастотному діапазоні (1–3 кГц). Зразок знаходився у зоні дії бойка за умов, наближених до квазігдростатичного стискання.

На рис. 1 наведено дифрактограми зразків досліджуваного титанового сплаву, отриманого СЛП друком та гарячою прокаткою, у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі. На дифрактограмах СЛП-зразків як у вихідному стані, так і після УЗУО наявні

дифракційні максимуми від тетрагональної  $\alpha$ -фази, тоді як для гарячекатаних прутків додатково фіксуються дифракційні максимуми від кубічної  $\beta$ -фази.

За наведеними даними розраховано розмір областей когерентного розсіяння (ОКР) та величина мікрдеформації кристалічної ґратки  $\alpha$ -фази, також методом  $\sin^2\psi$  визначено напруження 1-го роду (рис. 2). Розмір ОКР для зразків сплаву, отриманого 3D друком та гарячою прокаткою, у вихідному стані становить близько 170 нм та 130 нм. Після УЗУО більш інтенсивно відбувається подрібнення структури саме СЛП-зразків до величини  $\sim 15$  нм, на відміну від гарячекатаних зразків ВТ6 ( $\sim 30$  нм).

Величина мікрдеформації кристалічної ґратки  $\epsilon$  після УЗУО СЛП-зразків також зростає більш інтенсивно (у 1,8 рази), порівняно з вихідним станом. В зразках, отриманих за традиційною технологією, величина мікрдеформації 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.

Рентгенографічний аналіз напружень 1-го роду, за методом  $\sin^2\psi$ , показав, що для вихідного стану зразків, отриманих за різними методами, характерні розтягуючі напруження (рис. 2). Для гарячекатаного та СЛП-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 СЛП-зразка ( $-625$  МПа) є суттєво меншою ніж для гарячекатаного прутка ( $-1073$  МПа).

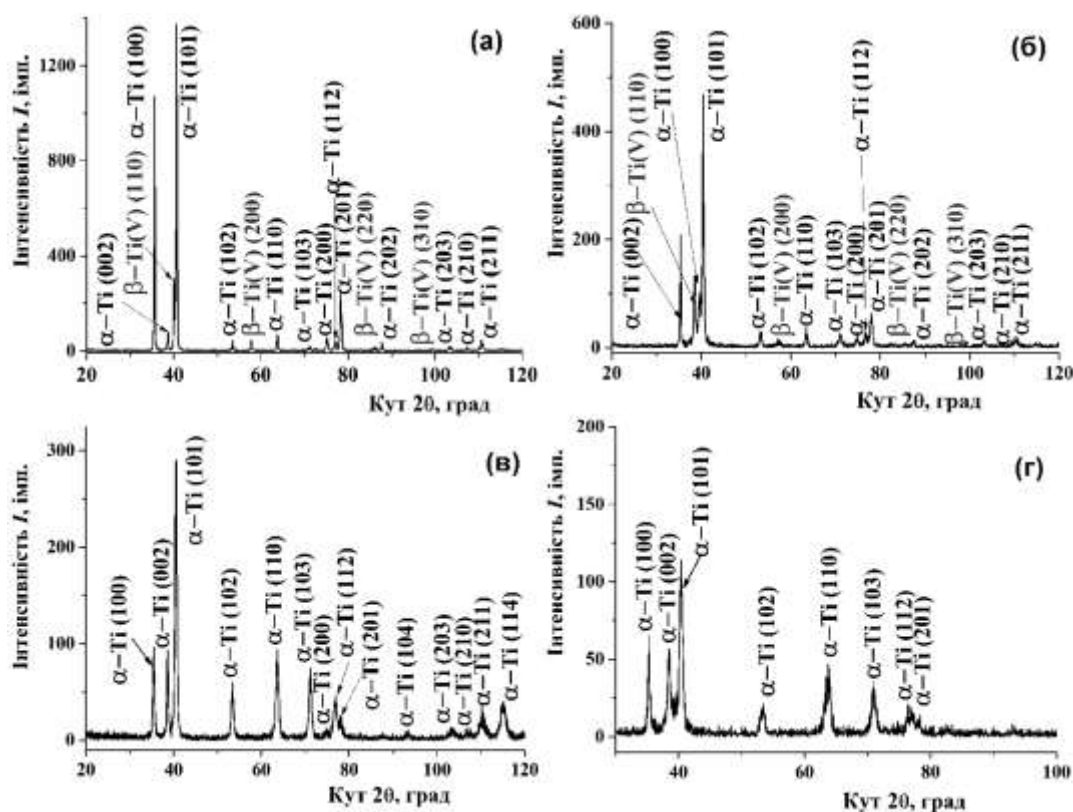


Рис. 1. Дифрактограми досліджених зразків титанового сплаву:  
*a* – вихідний зразок ВТ6; *б* – зразок ВТ6 після УЗУО; *в* – вихідний СЛП-зразок;  
*г* – СЛП-зразок після УЗУО

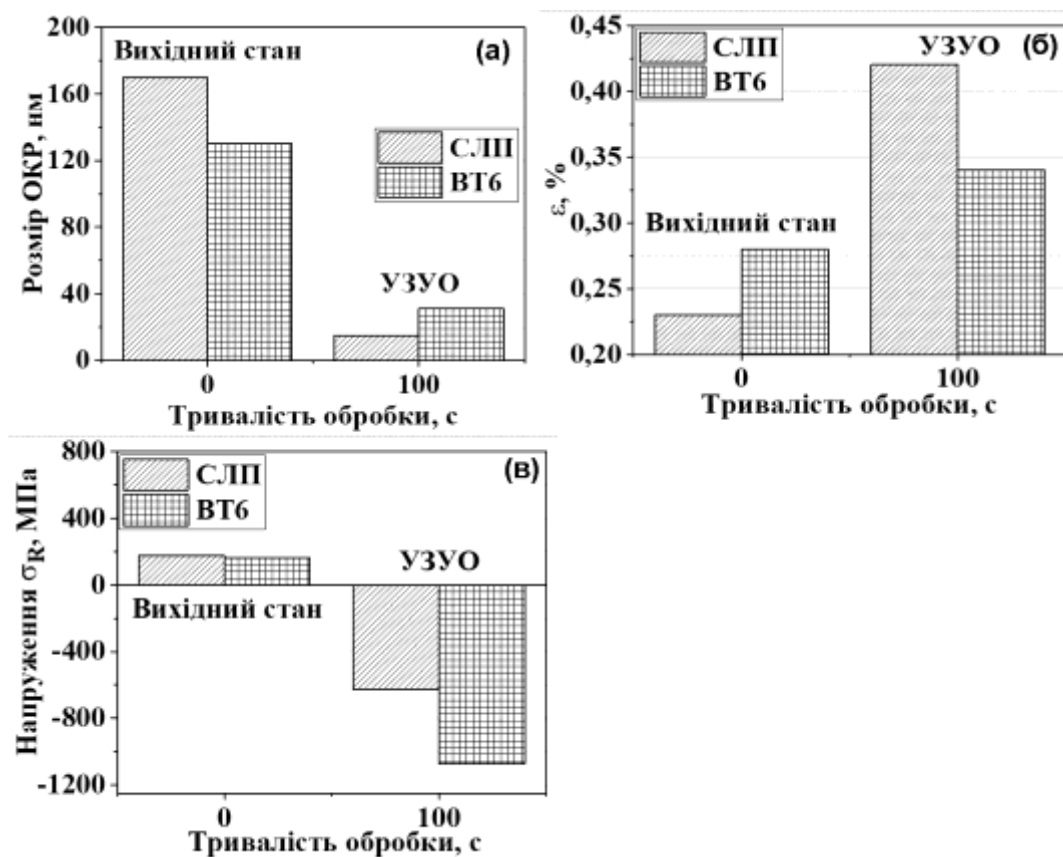


Рис. 2. Розмір областей когерентного розсіяння (а), ступінь деформації кристалічної ґратки α-фази (б) та напруження 1-го роду (в) для зразків гарячекатаного VT6 та СЛП-Тi6Al4V сплавів у вихідному стані та після УЗУО в інертному середовищі.

Топографію ділянок поверхні (320×240 мкм) для різних зразків досліджуваного титанового сплаву, виготовлених за традиційною технологією гарячої прокатки (рис. 3 а, б) та СЛП (рис. 3 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. Встановлено, що в результаті УЗУО поверхня зразків деформується із формування рельєфу, характерного для багаторазового ударного навантаження. Для кількісної оцінки впливу УЗУО на морфологію поверхні розраховувались параметри шорсткості  $R_a$ ,  $R_z$  та площа  $S$  аналізованої поверхні титанових зразків після шліфування (вихідний стан) та УЗУО.

Параметри шорсткості поверхні зразків у вихідному стані становлять:  $R_a=0,060$  мкм,  $R_z=0,361$  мкм ( $S=78203$  мкм<sup>2</sup>) – VT6 та  $R_a=0,142$  мкм,  $R_z=0,635$  мкм ( $S=78334$  мкм<sup>2</sup>) – СЛП. 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 VT6 параметри шорсткості поверхні становлять:  $R_a=0,490$  мкм,  $R_z=1,597$  мкм ( $S=81061$  мкм<sup>2</sup>). Таким чином значення, наприклад  $R_a$ , після УЗУО зростає приблизно у 8 разів. Після УЗУО для СЛП-зразка спостерігається аналогічний ефект – параметри шорсткості збільшуються до значень  $R_a=0,6950$  мкм,  $R_z=1,822$  мкм ( $S=81404,9$  мкм<sup>2</sup>). 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 да-

ними щодо формування екструзій/інтрузій на поверхні титанового сплаву після УЗУО поверхні [19].

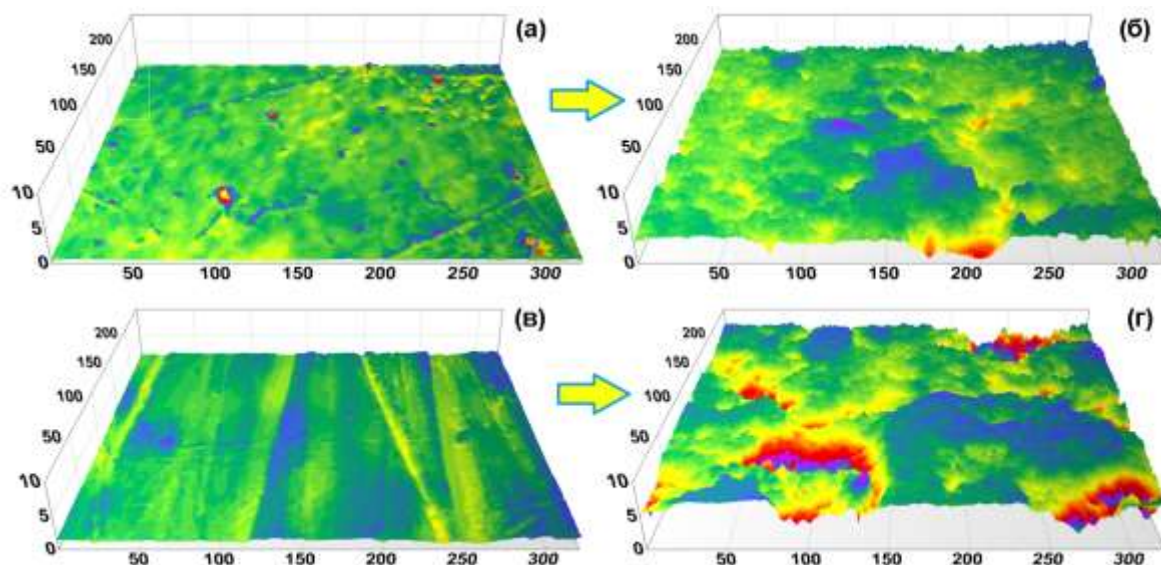


Рис. 3. Тривимірні топографії поверхні зразків ВТ6 у вихідному стані (а) та після УЗУО (б), а також СЛП-зразків у вихідному стані (в) та після УЗУО (г).

Результати, отримані методом наноіндентування (табл. 2), задовільно узгоджуються із даними вимірювання мікротвердості за методом Віккерса ( $H_{\mu 100}$ ). У вихідному стані СЛП-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 сплаву. Інструментальна твердість  $H_{IT}$  зростає в 1,4–1,5 разів. Оцінки характеристики пластичності свідчать, що процес зміцнення титанового сплаву супроводжується зниженням його пластичної податливості.

Таблиця 2 – Механічні властивості поверхні зразків за даними вимірювання мікротвердості за методом Віккерса ( $H_{\mu 100}$ ) та інструментального індентування ( $H_{IT}$  – середнє значення твердості за Мейером,  $E$  – контактний модуль пружності,  $\delta_H$  – характеристика пластичності)

Зразок	ВТ6	ВТ6 + УЗУО	СЛП	СЛП + 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
$\delta_H$	0,848	0,788	0,816	0,765

Порівнюючи дані щодо механічних властивостей поверхневого шару із результатами рентгеноструктурного аналізу, можна зробити висновок, що серед причин зміцнення (зростання твердості), зафіксованих для обох типів досліджених сплавів, у випадку УЗУО гарячекатаних зразків ВТ6 визначальну роль відіграє високий рівень стискаючих напружень 1-го роду. Зростання мікротвердості СЛП-зразків сплаву Ti-6Al-4V відбувається у більшій мірі за рахунок інтенсивних процесів подрібнення кристалічної структури (до 15 нм) та значної густини дислокацій. Крім того, суттєво менша кількість у СЛП-друкованих зразках  $\beta$ -фази, що має меншу мікротвердість, ніж  $\alpha$ ,  $\alpha'$ -фази, також пояснює виявлені ефекти.

## Висновки

Досліджено особливості впливу УЗУО в інертному середовищі на механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні сплаву Ti-6Al-4V (BT6), виготовленого селективним лазерним плавленням порошку (СЛП) і гарячою прокаткою.

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 мікрореформації кристалічної ґратки  $\alpha$ -фази порівняно із вихідним станом (в 1,8 рази для СЛП- сплаву Ti-6Al-4V і у 1,2 рази для BT6). 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 СЛП-зразками.

## Література

1. Shunyu Liu, Yung C. Shin, *Mater. Des.*, 164: 107552 (2019), <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>
2. Y.-L. Hao, S.-J. Li, and R. Yang, *Rare Metals*, 35: 661 (2016).
3. K. Davidson and S. Singamneni, *Mater. Manuf. Process.*, 31: 1543 (2016).
4. D. Zhang, Q. Cai, and J. Liu, *Mater. Manuf. Process.*, 27: 1267 (2012).
5. B.V. Efremenko, V.I. Zurnadzhy, Yu.G. Chabak, V.G. Efremenko, K.V. Kudinova, and V.A. Mazur, *Mater. Today: Proc.* 66: 2587 (2022).
6. 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).
7. F. Y. Liao, G. Chen, C.X. Gao, and P.Z. Zhu, *Adv. Eng. Mater.*, 4: 1801013 (2019).
8. B.N. Mordyuk and G.I. Prokopenko *J. Sound. Vib.*, 308: 855 (2007); <https://doi.org/10.1016/j.jsv.2007.03.054>
9. B.N. Mordyuk and G.I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, 437: 396 (2006); <https://doi.org/10.1016/j.jsv.2007.03.054>
10. M.A. Vasylyev, B.N. Mordyuk, V.P. Bevz, S.M. Voloshko, and O.B. Mordyuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, 14: 1 (2020), <https://doi.org/10.1504/IJSURFSE.2020.105874>
11. 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), <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.072>
12. B.N. Mordyuk, A.I. Dekhtyar, D.G. Savvakina, and N.I. Khripta, *J. Mater. Eng. Perform.* 31: 5668 (2022), <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06633-7>
13. Z. Lin, K. Song, and X.H. Yu, *J. Manuf. Process.*, 70: 24 (2021).
14. 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).
15. Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, Н. І. Хрипта, *Металлофиз. новейшие технол*, 44, № 11: : 1453–1474 (2022). . DOI: 10.15407/mfint.44.11.1453
16. <https://alt-print.com/aerospace>
17. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol*, 39, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).
18. 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).
19. 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), <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.01.006>