

PACS numbers: 43.35.Fj, 61.72.Ff, 62.20.Qp, 62.80.+f, 68.55.J-, 81.65.-b, 83.10.Tv

## **Вплив ультразвукового ударного оброблення на структуру та властивості стоматологічного стопу Co–Cr–Mo–W, одержаного 3D-друком**

А. П. Бурмак\*, С. М. Волошко\*, Б. М. Мордюк<sup>\*,\*\*</sup>, М. О. Васильєв<sup>\*\*,\*\*\*</sup>,  
В. І. Закієв<sup>\*,\*\*\*</sup>, М. М. Ворон<sup>\*\*\*\*</sup>, П. О. Гурін<sup>\*\*\*\*\*</sup>

\**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. Академіка Вернадського, 36,*  
*03142 Київ, Україна*

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

\*\*\*\**Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України*,  
*бульв. Академіка Вернадського, 34/1,*  
*03142 Київ, Україна*

\*\*\*\*\**Національний університет охорони здоров'я України імені П. Л. Шупика*,  
*вул. Дорогожицька, 9,*

---

Corresponding author: Mykhaylo Oleksiyovych Vasylyev  
E-mail: [vasil@imp.kiev.ua](mailto:vasil@imp.kiev.ua)

\**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*

\*\*\*\**Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, NAS of Ukraine*,  
*34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

\*\*\*\*\**P. L. Shupyk National Healthcare University of Ukraine*,  
*9 Dorohozhytska Str., UA-04112 Kyiv, Ukraine*

Citation: A. P. Burmak, S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiev, M. M. Voron, and P. O. Guryin, Influence of Ultrasonic Impact Treatment on Structure and Properties of 3D-Printed Co–Cr–Mo–W Dental Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 7: 909–934 (2023) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.45.07.0909](https://doi.org/10.15407/mfint.45.07.0909)

04112 Київ, Україна

Досліджено механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні стопу Co–Cr–Mo–W, виготовленого 3D-друком за допомогою селективного лазерного топлення порошку та модифікованого ультразвуковим ударним обробленням (УЗУО) в інертному середовищі. Встановлено взаємозалежність між механічними властивостями модифікованих поверхневих шарів і їхнім структурно-фазовим станом після впливу УЗУО різної тривалості (20–60 с). Максимальний ефект зміцнення поверхневого шару стопу Co–Cr–Mo–W (у 1,5 рази) досягається після УЗУО впродовж 30 с і зумовлений формуванням стискальних напружень першого роду ( $\approx 510$  МПа, що у  $\approx 5,5$  разів вище порівняно з вихідним станом), зменшенням розмірів кристалітів  $\epsilon$ - (80 нм) і  $\gamma$ - ( $\approx 140$  нм) фаз, а також збільшенням вмісту  $\epsilon$ -фази від 5% до 95% за рахунок мартенситного перетворення. Шорсткість модифікованої поверхні після оптимального режиму УЗУО (30 с) має параметри, які практично не відрізняються від вихідного полірованого стану ( $R_a = 2,66$  мкм і  $R_z = 0,52$  мкм). Підвищення мікротвердості та зносостійкості поверхневих шарів доводить можливість застосування УЗУО і в якості ефективного методу локального (поверхневого) пост-оброблення медичних виробів із 3D-друкованого стопу Co–Cr–Mo–W.

**Ключові слова:** 3D-друк, селективне лазерне топлення, ультразвукове ударне оброблення, структурно-фазовий склад, механічні властивості, зносостійкість, ортопедія.

The mechanical characteristics, phase composition, residual macroscopic stresses, and surface topography of the Co–Cr–Mo–W alloy manufactured by 3D printing using laser bed-powder fusion and modified by ultrasonic impact treatment (UIT) in an inert environment are studied. The interrelation between the mechanical properties of the modified surface layers and their structural and phase state after UIT of different durations (20–60 s) is established. The maximum hardening of the surface layer of the Co–Cr–Mo–W alloy (by 1.5 times) is achieved after UIT for 30 s and is caused by the formation of compressive stresses of the first kind ( $\approx 510$  MPa, which is  $\approx 5.5$  times higher as compared to the initial state), a decrease in the crystallite sizes of the  $\epsilon$ - (80 nm) and  $\gamma$ - ( $\approx 140$  nm) phases, as well as an increase in the content of the  $\epsilon$ -phase from 5% to 95% due to the martensitic transformation. The roughness of the modified surface after the optimal UIT regime (30 s) has parameters that practically do not differ from the initial polished state ( $R_a = 2.66$   $\mu\text{m}$  and  $R_z = 0.52$   $\mu\text{m}$ ). The increase in microhardness and wear resistance of the surface layers proves the possibility of using UIT as an effective method for local (surface) post-treatment of medical products made of 3D-printed Co–Cr–Mo–W alloy.

**Key words:** 3D printing, selective laser melting, ultrasonic impact treatment, structural-phase composition, mechanical properties, wear resistance, orthopaedics.

(Отримано 29 травня 2023 р.; остаточн. варіант — 5 липня 2023 р.)

## 1. ВСТУП

Стопи системи Co–Cr–Mo є сучасними металевими біоматеріалами, які в даний час ефективно використовуються в ортопедичній стоматології та для протезування опорно-рухової системи на рівні з титановими стопами [1, 2].

Для Co–Cr–Mo-стопів характерне оптимальне поєднання функціональних властивостей, таких як в'язкість до руйнування, міцність і біосумісність. Завдяки високій корозійній і зносостійкості їх широко використовують у якості матеріалів для частково знімних протезів, незнімних зубопротезів, а також для штучних протезів тазостегнових суглобів [3–7].

Стосовно стопів Co–Cr–Mo–W, то на сьогодні вже накопичено позитивний досвід використання їх для одержання зразків коронарних стентів у вигляді тонкостінних трубок з товщиною стінки у 0,11–0,16 мм і зовнішнім діаметром у 1,4–2,8 мм [8]. Завдяки високим механічним властивостям цих стопів вдається забезпечити необхідну радіальну цупкість конструкції стентів навіть за малих значень діаметра та товщини.

Властивості стопів Co–Cr–Mo–W забезпечуються твердорозчинним і дисперсійним зміцненнями за рахунок утворення карбідів  $M_{23}C_6$ . Тип, розмір та об'ємна частка карбідів залежать від умов твердіння, а також від хемічного складу. Згідно з бінарною фазовою діаграмою системи Co–Cr, Хром має високу розчинність у твердому кобальті; ці елементи утворюють тверді розчини з високим вмістом Co: фазу  $\gamma$ -Co з кристалічною структурою ГЦК та фазу  $\varepsilon$ -Co з кристалічною структурою ГЦП. Фаза  $\varepsilon$ -Co твердіша, ніж фаза  $\gamma$ -Co, і поліпшує механічні властивості. Утворення  $\varepsilon$ -фази відбувається за мартенситним механізмом. Повідомляється, що наявність W у складі стопу стабілізує  $\varepsilon$ -фазу в матриці.

Незважаючи на високі механічні властивості таких стопів, катіони Co та Cr, які потрапляють у кров, стають шкідливими для пацієнтів [9]. Тому зазвичай необхідне оброблення поверхні для формування пасивної оксидної плівки та забезпечення поверхневого бар'єра, що обмежує корозію цих стопів [10, 11].

Традиційно для виготовлення зубних протезів зі стопів на основі кобальту використовуються процеси литва та гарячого кування. Але деталі із складною геометрією форми, що виготовляються литвом, мають недостатньо високу міцність. Міцність деталей, одержаних пластичною деформацією, може бути набагато вищою; однак шляхом кування важко одержати деталі складної геометричної форми. Ці методи достатньо складно застосовувати для виготовлення

стоматологічних та ортопедичних виробів зі стопів на основі Co–Cr, які важче піддаються литву, ніж кошовні стопи, через вищу температуру топлення (1623–1723 К). Крім того, подальше оброблення ускладнюється через їхню твердість і схильність до спотворень під час затвердіння [12, 13].

Щоб уникнути проблем, які виникають у процесі литва та штампування, на даний момент застосовуються технології адитивного виробництва (3D-друк) як новий більш ефективний спосіб для виготовлення стоматологічних виробів, серед яких можна виділити 3D-технологію селективного лазерного топлення (СЛТ, SLM) порошку.

Останні публікації [14–18] свідчать, що 3D-друк забезпечує ефективну та швидку техніку цифрового проектування та виготовлення біосумісних металевих каркасів для складних зубних протезів із поліпшеними фізичними та хемічними властивостями, такими як міцність, довговічність і стійкість до корозії. Протези, виготовлені зі стопів Co–Cr за допомогою СЛТ, мають ліпшу стійкість до корозії та вищу міцність порівняно з протезами, виготовленими за допомогою традиційних методів. Це пояснюється тим, що, на відміну від традиційних методів, СЛТ зумовлює формування більш досконалої мікроструктури, яка додатково поліпшує функціональні властивості виробів. Повне локальне топлення та швидка кристалізація також уможливають мінімізувати залишкові дефекти та пористість. В результаті процес СЛТ веде до одержання щільного матеріалу з однорідною дрібнозернистою мікроструктурою [14, 18]; вплив карбідів на твердість СЛТ-виробів незначний порівняно із литими зразками, оскільки за високошвидкісних процесів виготовлення зразків кількість карбідів надзвичайно мала.

До проблем, які гальмують розвиток і широке застосування деталей, одержаних за технологією 3D-друку, та вимагають подальших експериментальних досліджень, належать такі: анізотропія мікроструктури та механічних властивостей; макродефекти, у тому числі дефекти неповного стоплення, пори, шорсткість поверхні та високий рівень залишкових напружень розтягу. Ці дефекти значною мірою понижують втомну довговічність металевих 3D-виробів. В даний час залишкові дефекти та напруження в основному усуваються подальшим термічним обробленням і механічною деформацією, що уможливорює поліпшити комплекс механічних властивостей (межу плинності, міцність на розтяг, пластичність і довговічність).

Одним з ефективних сучасних способів модифікування поверхні, усунення поверхневих макродефектів і залишкової поруватості, пониження рівня залишкових напружень розтягу та поліпшення корозійних властивостей широкого кола матеріалів вважається такий метод інтенсивної пластичної деформації як ультразвукове

ударне оброблення (УЗУО) поверхні виробів [19–21]. УЗУО дає змогу змінювати дислокаційну структуру матеріалу, підвищувати густину дислокацій, подрібнювати зерна та субзерна до нанорозмірів, збільшувати кути дезорієнтації дислокаційних фрагментів, ефективно впливати на механічні властивості стопів [22]. Ультразвукове деформування значно меншою мірою змінює властивості всього об'єму оброблюваного матеріалу. Але багато експлуатаційних властивостей металевих матеріалів залежать від структури та властивостей саме поверхні, які визначають довговічність матеріалів до їх руйнування. Тому застосування методів поверхневої інтенсивної пластичної деформації (ІПД) зазвичай достатньо для подрібнення зерен і, отже, для збільшення несної здатності конструкційних матеріалів.

Вперше модифікування структури литого стопу  $\text{Co-28Cr-6Mo}$  і поліморфні перетворення під дією УЗУО тривалістю у 30–120 с досліджено в [23]. Показано можливість істотного підвищення мікротвердості та корозійних властивостей, пов'язаного із структурними чинниками. Детально обговорюється мартенситне  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -фазове перетворення, індуковане інтенсивною пластичною деформацією, та різні механізми такої деформації стопу  $\text{Co-Cr-Mo}$  внаслідок УЗУО. В роботі [24] показано, що УЗУО тривалістю у 30 с сприяє збільшенню об'ємної частки мартенситної ГЦП  $\epsilon$ -фази удвічі, підвищенню поверхневої мікротвердості на 30% і поліпшенню корозійної стійкості в розчині штучної слини порівняно з відшліфованим стопом.

Метою даної роботи є дослідження впливу ультразвукового ударного оброблення на зміни структурно-фазового складу та механічних властивостей стоматологічного стопу  $\text{Co-Cr-Mo-W}$ , виготовленого 3D-друком за технологією селективного лазерного топлення.

## 2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки стопу  $\text{Co-Cr-Mo-W}$  (табл. 1) у вигляді монолітного кубу розмірами  $1 \times 1 \times 1$  см і густиною у  $8,4 \text{ г/см}^3$  одержано за технологією СЛТ на 3D-принтері Alfa-150D компанії ТОВ «АЛТ України». Принципова схема 3D-друку та технічні характеристики використаного 3D-принтера наведено в [25]. Як вихідний матеріал використовувався сферичний порошок стопу  $\text{Co-Cr-Mo-W}$  з розмірами частинок у діапазоні 15–45 мкм. Пристрій Alfa-150D з розмірами робочого поля  $150 \times 150 \times 180$  мм був оснащений волоконним ітербієвим лазером з повітряним охолодженням і номінальною потужністю у 200 Вт; діаметер лазерного променя  $\cong 45$  мкм, а довжина хвилі —  $1070 \pm 2$  нм. Параметри, використані для виготовлення зразків: швидкість сканування — 500 мм/с, товщина шару — 25 мкм, а віддаль штрихування — 150 мкм. Після виготовлення від

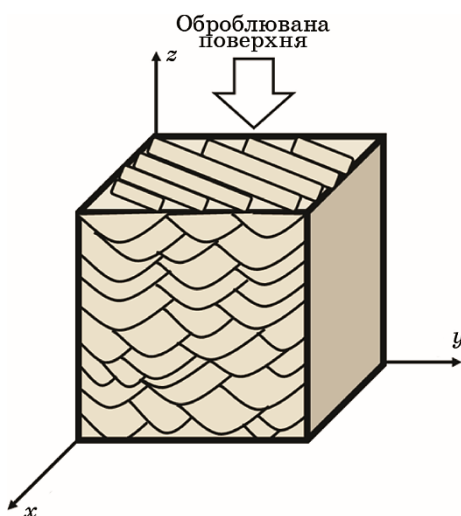
**ТАБЛИЦЯ 1.** Хемічний склад зразків Co–Cr–Mo–W, одержаних за технологією СЛТ.**TABLE 1.** Chemical composition of Co–Cr–Mo–W samples obtained by SLM technology.

Вміст, % ваг.									
Co	Cr	Mo	W	C	Si	Fe	Ni	Cd	Al
Основа	27,32	6,18	5,28	≤ 0,1	0,5–1,5	≤ 1	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,1

зразка відрізали пластину товщиною у 2 мм перпендикулярно до осі  $z$ , як показано на рис. 1, і надалі проводили УЗУО верхньої площини  $xu$  безпосередньо після 3D-друку.

Ультразвукове ударне оброблення проводилося в інертному середовищі газу аргону з частотою ультразвукового перетворювача у 21 кГц і амплітудою у 20 мкм за методикою [26, 27].

Використовувався ультразвуковий генератор потужністю у 0,3 кВт із частотою у 21,7 кГц, підключений до ультразвукового приладу, та низькочастотний генератор, що забезпечував зворотньо-поступний рух утримувача зразка із низькою частотою (15 Гц). За цієї схеми навантаження поверхня зразка піддавалася повторюваним ковзним ударами бойком, розташованим у спеціальній ударній головці між ним і ультразвуковим генератором. Індукована частота ударів становила  $\cong 3$  кГц. У цьому дослідженні нормальна та

**Рис. 1.** Схема 3D-зразка, що оброблювався УЗУО.**Fig. 1.** Scheme of a 3D sample processed by UIT.

поперечна складові навантаження підтримувалися рівними шляхом вибору відповідних частот і амплітуди ультразвукового приладу та тримача зразка (швидкість руху бойків була близько 3 м/с). Таким чином, оброблюваний зразок піддавався різноспрямованим ковзним ударам, які викликають найбільшу деформацію у самому верхньому поверхневому шарі. Тривалість оброблення змінювалася від 20 с до 60 с і обиралася з урахуванням результатів, одержаних в [23, 24].

Ступінь ефективної деформації  $\bar{\epsilon}$  оцінювали за зміною геометричних розмірів зразків, а величину деформаційного розігрівання  $\Delta T$  визначали із врахуванням фізичних властивостей (теплоємність, теплопровідність, густина) оброблюваного матеріалу [27, 28]:

$$\bar{\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} ((\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2)^{1/2}, \quad (1)$$

де  $\epsilon_1 = (h_0 - h_p)/h_0$ ,  $\epsilon_2 = (d_{02} - d_{p2})/d_{02}$  і  $\epsilon_3 = (d_{03} - d_{p3})/d_{03}$  — основні деформації,  $h_0$  і  $d_0$  — вихідні розміри зразка,  $h_p$  і  $d_p$  — розміри зразка після оброблення,

$$\Delta T = \frac{\eta A_D}{c_V m \rho} = \frac{\eta}{c_V m \rho} \iiint_V \sigma_{0,2} \bar{\epsilon} d\epsilon, \quad (2)$$

де  $A_D$  — робота деформації,  $H_\mu$  — мікротвердість, яка приблизно складає потрібну межу плинності ( $H_\mu \approx 3\sigma_{0,2}$ ),  $c_V = 450$  Дж/(кг·К) — питома теплоємність деформованого матеріалу,  $\rho = 8,4$  г/см<sup>3</sup> — його густина,  $m$  — маса,  $\eta \approx 0,9$  коефіцієнт, який враховує частку роботи деформації, що перетворюється на тепло [29].

Вимірювання мікротвердості поверхні та за товщиною модифікованого шару проводилося за допомогою приладу ПМТ-3М із навантаженням у 100 г та 50 г відповідно.

За величиною мікротвердості  $H_\mu$  з урахуванням табличних значень Пуассонова коефіцієнта ( $\nu = 0,31$ ) та модуля Юнга ( $E = 210$  МПа) розраховано межу плинності  $\sigma_{0,2}$  (3) [30], характеристику пластичності за Ю. В. Мільманом  $\delta_H$  (4), межу міцності  $\sigma_s$  (5) [31, 32], пружну деформацію  $\epsilon_e$  (6) та пластичну деформацію  $\epsilon_p$  (8) [33]:

$$0,33 H_\mu \approx \sigma_{0,2} \text{ (ГПа)}, \quad (3)$$

$$\delta_H = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2) H_\mu / E, \quad (4)$$

$$\sigma_s = H_\mu / \left( 0,28 + 0,6 \ln \left[ \frac{3E}{4 + \nu\sigma_{0,2}} \right] \right), \quad (5)$$

$$\epsilon_e = -1,08(1 - \nu - 2\nu^2) H_\mu / E. \quad (6)$$

Для Віккерсова індентора кут при вершині піраміди становить

$\gamma_1 = 68^\circ$  ( $HM$  — твердість за Мейєром); тому пластична деформація  $\varepsilon_p$  за даними індентування становитиме

$$H_\mu = HM \sin \gamma_1, \quad (7)$$

$$\varepsilon_p = -\ln(1 + (\operatorname{ctg} \gamma_1 - 1,77 HM / E)^2)^{1/2}. \quad (8)$$

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопа iScore IS.1053-PLMi зі збільшенням у  $\times 200$  та  $\times 500$  крат. Для цього поліровані зразки стопу Co–Cr–Mo піддавали електролітичному щавленню в спиртовому розчині 15%  $H_2SO_4$ , 5%  $HNO_3$ , 2%  $HCl$ . Щавлення проводили за напруги у 9 В і сили струму у 350 мА впродовж 10–15 с.

Для рентгеноструктурних досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінення  $CuK_\alpha$ ): інтервал кутів  $2\theta = 20^\circ - 100^\circ$ , крок реєстрації —  $0,04^\circ$ , час витримки в точці — 2 с. Для аналізу одержаних рентгенівських спектрів, розрахунку розміру областей когерентного розсіяння (ОКР), ступеня деформації кристалічної ґратниці ( $\varepsilon$ ) та кількісної фазової аналізу використано програмне забезпечення PDXL, міжнародну базу даних дифракції ICDD (PDF-2) та відкриту базу кристалографічних даних COD. Усі рентгеноструктурні дослідження проводилися для поверхневої площини  $xy$  безпосередньо після 3D-друку зразків і після УЗУО цієї ж самої поверхні за різними режимами.

Кількісний вміст  $\varepsilon$ - і  $\gamma$ -фаз в досліджуваних зразках визначено за формулою Saude та Gillaud [34]:

$$V_\varepsilon = 1 - \frac{I_{(200)}^{\text{ОКР}}}{I_{(200)}^{\text{ОКР}} + 0,45 I_{(101)}^{\text{ГЦП}}} \times 100. \quad (9)$$

Визначення величини напружень першого роду проведено методом  $\sin^2 \psi$  за методом side-inclination. Величину залишкових макроскопічних напружень у  $\varepsilon$ -фазі після УЗУО проведено за зміною кутового положення дифракційного максимуму (103) для значень кутів  $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$ , а у вихідному стані (через малий об'ємний вміст  $\varepsilon$ -фази) — дифракційного максимуму (102) та значень кутів  $\psi = 0^\circ, -5^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ$ . Величину залишкових макроскопічних напружень в  $\gamma$ -фазі проведено за зміною кутового положення дифракційного максимуму (200) для значень кутів  $\psi = 0^\circ, -5^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ$ .

Обробку одержаних спектрів проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku Residual Stress Analysis.

Порівняльна оцінка трибологічних властивостей зразків у вихідному стані та після УЗУО проводилася на універсальному мікро/нанотвердомірі «Micron-Gamma» [35, 36] методом статичної склерометрії конічним діамантовим індентором, що має радіус за-



округлення у 50 мкм; швидкість переміщення моторизованого предметного столу складала 20 мкм/с. Під час склерометричних випробувань нормальне навантаження на індентор зростало зі швидкістю у 500 мН/с до максимального значення у 500 мН, за якого формувалася подряпина на поверхні досліджуваних зразків довжиною у 190 мкм, з розвантаженням на фінальній стадії зі швидкістю у 500 мН/с.

Визначення параметрів відновленої глибини подряпин, сформованих на поверхні зразків після проведення склерометричних випробувань, реалізовано наступним чином: реєстрація вихідної профілограми ділянки поверхні до нанесення подряпини з нормальним навантаженням на індентор у 0,5 мН (pre-scan), нанесення подряпини з максимальним нормальним навантаженням на індентор у 500 мН (scratching), реєстрація профілограми сформованої подряпини з нормальним навантаженням на індентор у 0,5 мН (post-scan), визначення глибини профілю сформованої подряпини шляхом віднімання зареєстрованої глибини профілю сформованої поверхні від вихідного значення.

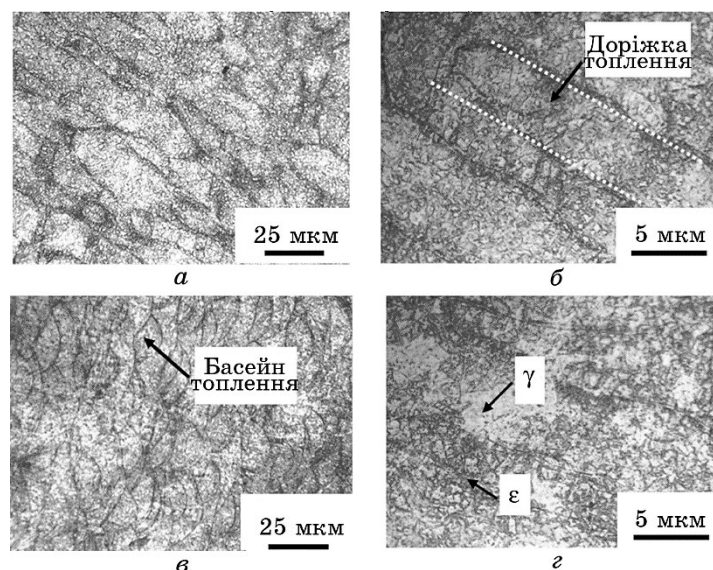
Оцінка впливу тривалості УЗУО на мікрогеометричні параметри рельєфу поверхні зразків здійснювалася з використанням інтерференційного профілометра «Micron-beta». Прилад був спроектований за Майкельсоноювою схемою, а принцип його роботи ґрунтується на інтерферометрії білого світла. Профілометр «Micron-beta» уможливорює реєструвати рельєф поверхні та визначати параметри шорсткості безконтактним методом.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Як було показано раніше авторами [37, 38], стопи на основі Co–Cr, що одержуються за технологією СЛТ, на відміну від ливарних стопів, мають тонку комірчасту мікроструктуру внаслідок істотних градієнтів температури в процесі топлення та подальшого швидкого охолодження під час 3D-друку. В результаті формується щільний матеріал з однорідною дрібнозернистою мікроструктурою та мінімальною кількістю дефектів і пор.

Рівноважна структура стопів Co–Cr–Mo–W містить дві основні фази:  $\varepsilon$ -фазу з ГЦП-ґратницею та  $\gamma$ -фазу з ГЦК-ґратницею. Відповідно до фазової діаграми,  $\varepsilon$ -фаза є більш стабільною за кімнатної температури, але, як показано в роботах [14, 38], перетворення ГЦК- у ГЦП-ґратницю мало коли відбувається за нормальних умов охолодження. Це перетворення може бути викликано загартуванням від температур, що відповідають області стабільності ГЦК-фази, шляхом старіння за температур у інтервалі 650–950°C або завдяки пластичній деформації [39, 40].

На рисунку 2 представлено морфологію поверхні стопу Co–Cr–



**Рис. 2.** Морфологія поверхні зразків стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані: горизонтальна поверхня (а, б), бічні грані (в, г).

**Fig. 2.** Surface morphology of Co–Cr–Mo–W alloy samples in the initial state: horizontal surface (а, б), side faces (в, г).

Mo–W, одержаного за технологією СЛТ, у вихідному стані.

Для вихідних зразків на горизонтальній поверхні (площина  $xy$ ) (рис. 2, а, б) та бічних гранях (площина  $xz$ ) (рис. 2, в, г) спостерігається типова для СЛТ неоднорідна мікроструктура з окремими сегментами [18]. У площині  $xz$  сформовано мережу басейнів розтопу, які перекриваються. Спостережувана хвиляста морфологія за типом «риб'ячої луски» (fish-scale) [14] пов'язана із послідовним твердінням крапельних басейнів розтопу, що виникають під час процесу лазерного розтоплення порошку. На відміну від цього, у площині  $xy$  формуються доріжки розтопу напівциліндричної форми, що зумовлено процесом сканування лазерного променя поверхнею шару порошку [18].

Ультразвукове ударне оброблення в інертному середовищі застосовувалося для зміцнення поверхні стопу Co–Cr–Mo–W в площині  $xy$  безпосередньо після 3D-друку. На рисунку 3, а наведено залежність зміни мікротвердості поверхні залежно від тривалості УЗУО. У вихідному стані мікротвердість становить  $\approx 3,73$  ГПа (навантаження — у 100 г); зі збільшенням тривалості оброблення величина мікротвердості зростає та сягає максимального значення у 5,43 ГПа після 30 с УЗУО. Тобто ефект зміцнення становить  $\approx 1,6$  разів. Подальше збільшення тривалості оброблення до 60 с зумов-

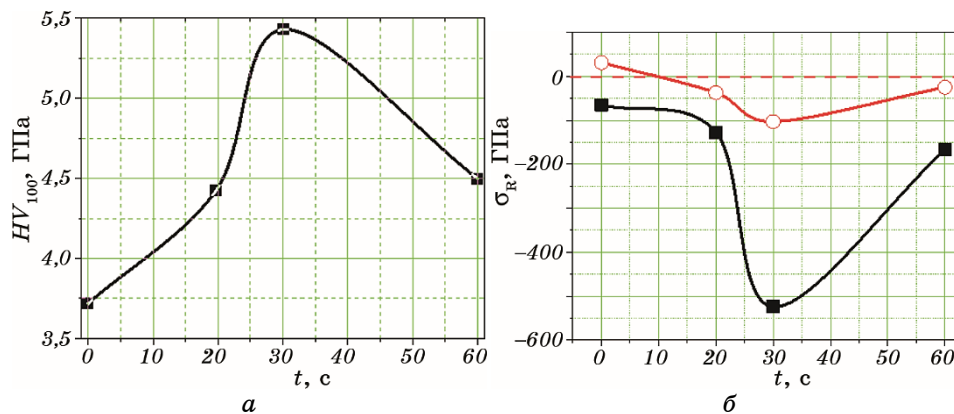


Рис. 3. Зміна мікротвердості (а) та величини залишкових напружень першого роду ( $\gamma$ -фаза (■) і  $\varepsilon$ -фаза (°)) (б) сплаву Co–Cr–Mo–W після УЗУО в інертному середовищі.

Fig. 3. Change in microhardness (a) and magnitude of residual stresses ( $\gamma$ -phase (■) and  $\varepsilon$ -phase (°)) (b) of Co–Cr–Mo–W alloy after UIT in an inert medium.

лює поступове зменшення мікротвердості.

Такий ефект спостерігається після УЗУО і для інших сплавів [22], що зумовлено процесами динамічної рекристалізації та повернення, спричиненими деформаційним розігріванням поверхневого шару, яке залежить від параметрів деформації та фізичних властивостей оброблюваного матеріалу [41, 42]. Оцінки величини деформаційного розігрівання згідно з виразом (2) дають значення  $\Delta T = 185\text{--}305^\circ\text{C}$ . Якщо порівнювати ці результати з даними [23] для ливарного сплаву Co–Cr–Mo після аналогічних режимів УЗУО, то можна зробити наступні висновки. Характер змін мікротвердості є близьким — максимальне значення мікротвердості відповідає 30 с оброблення, але воно є дещо меншим, ніж для 3D-сплаву, так само, як і вихідне значення. Це пов'язано як з особливостями методик виготовлення, так і з наявністю W в 3D-зразках.

Слід зазначити, що за літературними даними мікротвердість зразків після СЛТ має близькі значення: [43] — 3,51 ГПа, [44] — 3,25 ГПа, хоча в [45] зазначається, що області стовпчастої зернової структури можуть мати дещо меншу твердість ( $\cong 3,41$  ГПа), ніж області з рівновісними зернами ( $\cong 3,68$  ГПа).

За результатами мірювання мікротвердості для зразків сплаву Co–Cr–Mo–W розраховано межу плинності ( $\sigma_{0,2}$ ), межу міцності ( $\sigma_s$ ), характеристику пластичності ( $\delta_H$ ), пружну деформацію  $e_e$  та пластичну деформацію  $e_p$  (табл. 2).

Методом рентгеноструктурної аналізи, за методом  $\sin^2\psi$  визначе-

**ТАБЛИЦЯ 2.** Механічні властивості та ступінь деформації поверхні зразків стопу Co–Cr–Mo–W.**TABLE 2.** Mechanical properties and degree of surface deformation of Co–Cr–Mo–W alloy samples.

Тривалість оброблення, с	$\sigma_{0,2}$ , ГПа	$\sigma_s$ , ГПа	$\delta_H$	$e_e$ , %	$e_p$ , %
0	1,116	2,04	0,87	–0,010	–0,157
20	1,326	2,57	0,85	–0,011	–0,155
30	1,629	3,40	0,82	–0,014	–0,152
60	1,349	2,63	0,85	–0,012	–0,155

но рівень залишкових макроскопічних напружень першого роду для  $\epsilon$ -фази стопу Co–Cr–Mo–W (рис. 3, б). У вихідному стані в стопі для  $\epsilon$ -фази фіксується наявність напружень стиснення величиною близько –65 МПа. Після застосування УЗУО величина напружень стиснення починає стрімко зростати та досягає максимального рівня понад –510 МПа для тривалості впливу  $\tau = 30$  с, що відповідає максимальному значенню мікротвердості. Подальше збільшення тривалості оброблення активує релаксаційні процеси, що супроводжуються зменшенням величини напружень стиснення.

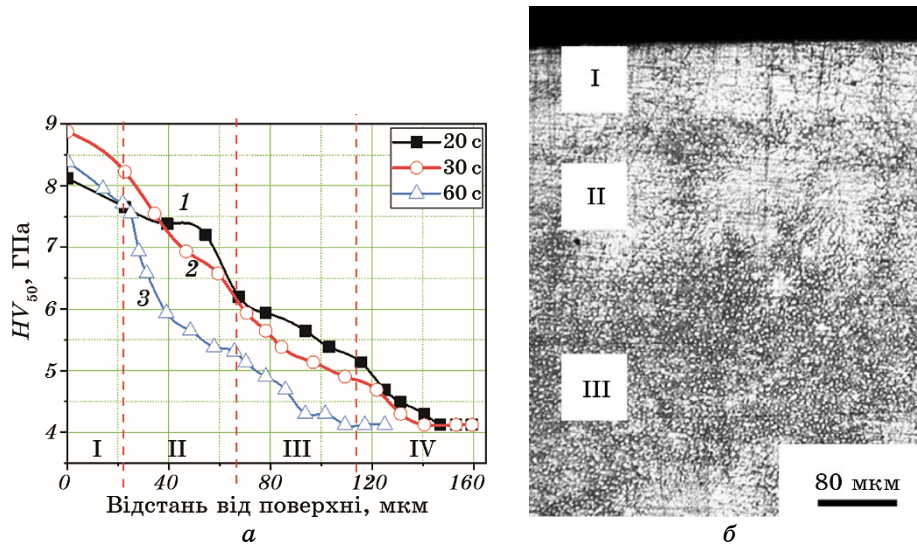
У вихідному стані в стопі для  $\gamma$ -фази фіксується наявність напружень розтягу величиною близько 42 МПа. В процесі УЗУО напруження стиснення у  $\gamma$ -фазі спочатку зростають до –103 МПа (за тривалості оброблення у 30 с), а з подальшим збільшенням тривалості оброблення зменшуються, як і у випадку  $\epsilon$ -фази. Менша величина напружень в  $\gamma$ -фазі порівняно з  $\epsilon$ -фазою пов'язана із тим, що ГЦК-фаза є більш пластичною [46] порівняно з ГЦП-фазою. Таким чином, підвищення рівня напружень стиснення в поверхневому шарі 3D-друкованого стопу є одним з важливих чинників зміцнення під час УЗУО, так само, як і для ливарних стопів. Відомо, що саме напруження стиснення уможливають підвищити тріщиностійкість і втомну міцність матеріалів після УЗУО.

Для зразків стопу Co–Cr–Mo–W також визначено товщину модифікованого шару шляхом вимірювання мікротвердості за глибиною (рис. 4, а) із навантаженням у 50 г. Для цього значення навантаження величина мікротвердості 3D-друкованого стопу у вихідному стані є дещо більшою порівняно із навантаженням у 100 г і дорівнює 4,2 ГПа. У [46] для аналогічного навантаження це значення становить 4,76 ГПа.

Для різної тривалості УЗУО спостерігається і дещо відмінний характер змін мікротвердості за товщиною модифікованого шару. Можна виділити декілька областей із різною мікротвердістю: об-

ласть I (товщиною  $y \cong 20$  мкм) максимального деформаційного зміцнення зі значеннями мікротвердості у 8,2–8,8 ГПа; перехідна область II (товщиною  $y \cong 45$  мкм), для якої характерне різке зменшення мікротвердості; область III, що простягається на  $\cong 50$  мкм; при цьому величина мікротвердості лінійно зменшується до значень вихідного стану (область IV). В цілому глибина модифікованого шару знаходиться в інтервалі від  $\cong 100$  до  $\cong 140$  мкм в залежності від тривалості оброблення. Звертає на себе увагу факт, що за даними оптичної металогрії на початкових етапах оброблення з тривалістю у 20 с зміцнення відбувається пошарово (рис. 4, б) відповідно до товщини шарів порошку під час СЛТ. Перший поверхневий «білий» шар є суцільним і має однакову товщину  $y \cong 20$  мкм; під ним спостерігається менш деформована зона іншого відтінку (наближеного до області III). Нижче цього тонкого прошарку розташовується наступний неоднорідно зміцнений «білий» шар з хвилястими краями.

Після збільшення тривалості оброблення до 30 с, за якої спостерігається найбільше зростання мікротвердості поверхні, загальна



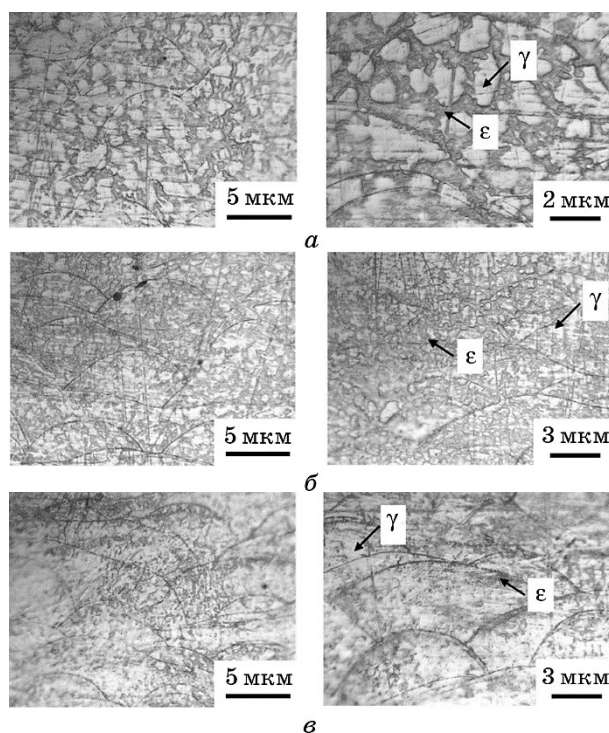
**Рис. 4.** Зміна мікротвердості сплаву Co–Cr–Mo–W після УЗУО за товщиною модифікованого шару: 1 —  $\tau = 20$  с, 2 —  $\tau = 30$  с, 3 —  $\tau = 60$  с (а) та мікроструктура поперечного перерізу зміцненого шару після УЗУО ( $\tau = 30$  с) (б).

**Fig. 4.** Change in the microhardness of the Co–Cr–Mo–W alloy after UIT according to the thickness of the modified layer: 1— $\tau = 20$  s, 2— $\tau = 30$  s, 3— $\tau = 60$  s (a) and cross section microstructure of the strengthened layer after UIT ( $\tau = 30$  s) (b).

товщина модифікованого шару є також найбільшою ( $\cong 140$  мкм), а характер зміни мікротвердості за глибиною цього шару є рівномірним і без різких перепадів значень. За даними оптичної металографії приповерхневий «білий» шар після такого режиму оброблення стає суцільним і вирівнюється за товщиною, має однорідну зміцнену структуру та високу мікротвердість як на поверхні, так і за поперечним перерізом.

На рисунку 5 представлено мікроструктуру області III зміцненого шару стопу Co–Cr–Mo–W після УЗУО в інертному середовищі різної тривалості. Можна зробити попередній висновок, що, порівняно із УЗУО упродовж 20 с (рис. 2, *в*, *г*), після 30 с оброблення спостерігається значне збільшення кількості  $\varepsilon$ -фази, яке нівелюється з подальшим збільшенням часу до 60 с.

Для підтвердження цього ефекту визначено кількісний фазовий склад зразків методом рентгеноструктурної аналізи. Аналіза проводилася з боку верхньої нешліфованої грані, яку показано на рис.



**Рис. 5.** Мікроструктура поперечного перерізу зміцненого шару стопу Co–Cr–Mo–W після УЗУО:  $\tau = 20$  с (*а*),  $\tau = 30$  с (*б*),  $\tau = 60$  с (*в*).

**Fig. 5.** Cross-section microstructure of the hardened layer of the Co–Cr–Mo–W alloy after UIT:  $\tau = 20$  s (*a*),  $\tau = 30$  s (*b*),  $\tau = 60$  s (*c*).

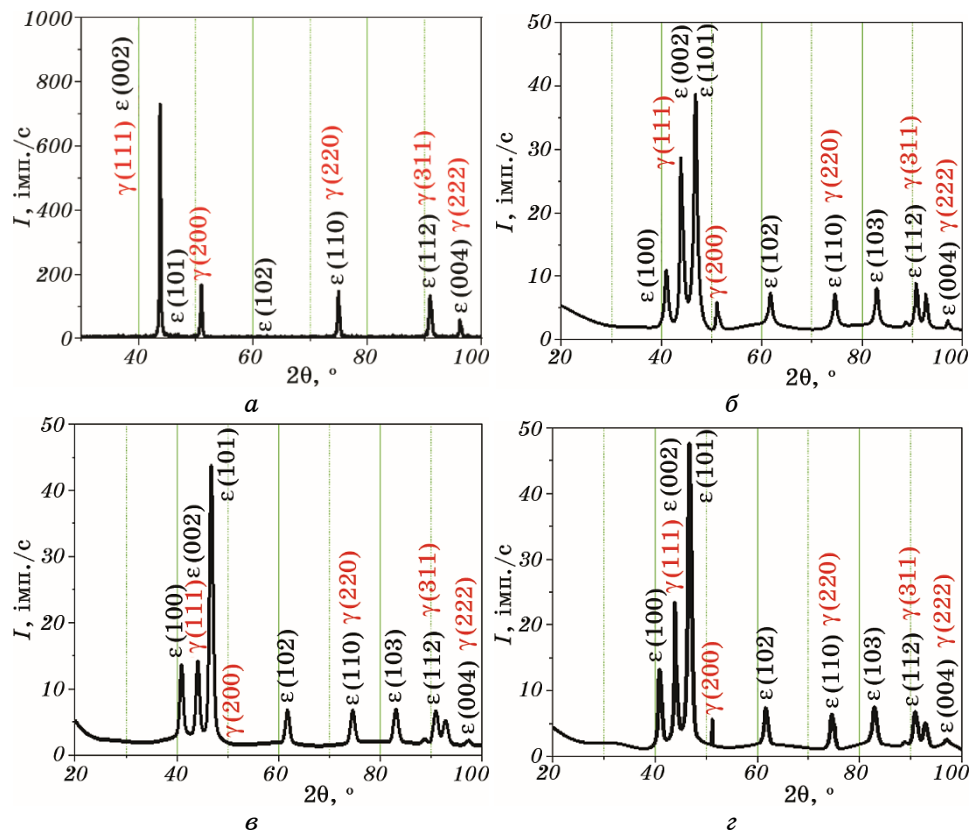


Рис. 6. Дифрактограми зразків стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані (а) та після оброблення:  $\tau = 20$  с (б),  $\tau = 30$  с (в),  $\tau = 60$  с (г).

Fig. 6. XRD patterns of Co–Cr–Mo–W alloy samples in the initial state (a) and after processing:  $\tau = 20$  s (б),  $\tau = 30$  s (в),  $\tau = 60$  s (г).

2, а. Можна бачити, що на дифрактограмах СЛТ-зразків як у вихідному стані, так і після УЗУО (рис. 6) наявні дифракційні максимуми від кубічної  $\gamma$ -фази (PDF-2 ID: 01-088-2323, просторова група 225:  $Fm\bar{3}m$ ) та гексагональної  $\epsilon$ -фази (PDF-2 ID: 01-071-4239, просторова група 194:  $P6_3/mmc$ ).

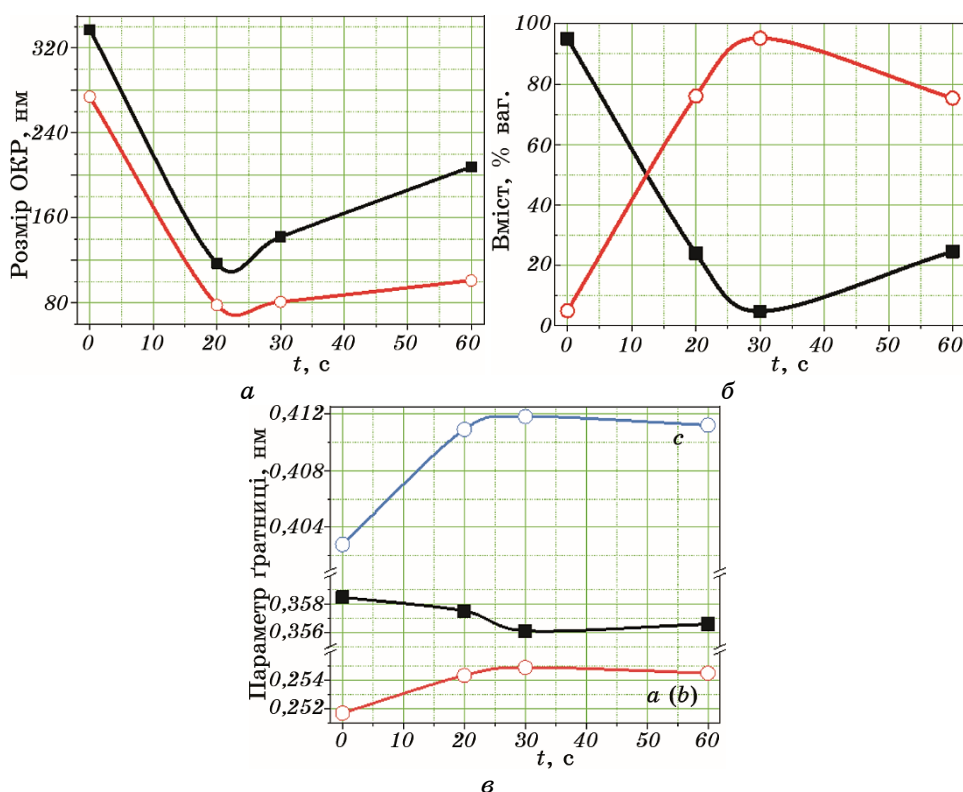
В процесі УЗУО відбувається зміна інтенсивностей дифракційних максимумів кожної з цих фаз, що свідчить про зміни кількісного фазового складу, зумовлені інтенсивною пластичною деформацією. Інтенсивність дифракційних максимумів від  $\gamma$ -фази є максимальною у вихідному стані та за тривалості оброблення у 30 с стає найменшою. Збільшення інтегральної інтенсивності піків  $\epsilon$ -фази, що спостерігається в УЗУО-обробленому зразку, як вважають, відбувається через мартенситне фазове перетворення, індуко-



ване деформацією, чому сприяє дуже низьке значення енергії дефектів пакування (в ГЦК-кобальті становить близько  $10\text{--}50\text{ мДж/м}^2$ ).

Розрахований за формулою (9) кількісний фазовий склад (рис. 7, в) узгоджується з даними металографічної аналізи та мікродюрометрії. Так, у вихідному стані зразки стопу Co–Cr–Mo–W містять 95% ваг.  $\gamma$ -фази і 5% ваг.  $\varepsilon$ -фази. Цей результат відповідає літературним даним. Згідно з [47], кількість  $\varepsilon$ -фази після СЛІТ складає не більше 1%; за даними [48] ця кількість є дещо більшою — 4,5%, а в [46] зазначається 9%.

Формування нестабільної  $\gamma$ -структури з великою кількістю двійників відбувається в процесі синтезу за рахунок швидкого тепловідведення оточуючим порошком і є специфічною особливістю ме-



**Рис. 7.** Розмір областей когерентного розсіяння (а), кількісний фазовий склад (б) та параметри кристалічної ґратниці  $\gamma$ -фази (■) та  $\varepsilon$ -фази (°) в стопі Co–Cr–Mo–W після УЗУО в інертному середовищі (в).

**Fig. 7.** Crystallite size (a), quantitative phase composition (b) and lattice constants of the  $\gamma$ -phase (■) and  $\varepsilon$ -phase (°) in the Co–Cr–Mo–W alloy after UIT in an inert environment (v).



тоду селективного лазерного топлення. Інтерметалевих сполук не було виявлено, що пов'язано з ситуацією швидкого твердіння під час СЛТ, коли розчинені елементи не можуть виділятися [46].

У процесі УЗУО вміст  $\varepsilon$ -фази стрімко зростає та за тривалості оброблення у 30 с сягає значення в 95% ваг., що пояснює максимальне збільшення мікротвердості. Подальше збільшення тривалості оброблення до 60 с супроводжується зменшенням вмісту  $\varepsilon$ -фази (до  $\cong 75\%$  ваг.) і, відповідно, мікротвердості.

Порівнюючи зміну інтенсивності дифракційних максимумів від гексагональної  $\varepsilon$ -фази внаслідок УЗУО, можна бачити, що як інтенсивність дифракційних максимумів (100) та (101), так і їхні положення в процесі оброблення майже не змінюються, тоді як інтенсивність і положення дифракційних максимумів (111) та (200)  $\gamma$ -фази змінюються, що свідчить про те, що впродовж УЗУО  $\gamma$ -фаза зазнає значних трансформацій. Піки  $\gamma$ -фази розширюються після УЗУО через ефект накопичення деформації за рахунок ковзання, двійникування й утворення дефектів пакування. Фіксується також зсув дифракційних максимумів, що свідчить про високий рівень залишкових макронапружень в поверхневому шарі на відміну від ливарного стопу після аналогічного оброблення [23].

За даними рентгеноструктурної аналізи розраховано також розмір областей когерентного розсіювання (ОКР) і параметри кристалічної ґратниці стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані та після оброблення (рис. 7).

Розмір ОКР (рис. 7, а)  $\gamma$ - та  $\varepsilon$ -фаз для вихідного стану становить близько 337 нм і 274 нм відповідно. За тривалості УЗУО у 20 с розмір кристалітів цих фаз зменшується до  $\cong 120$  нм і  $\cong 80$  нм відповідно. Збільшення тривалості оброблення до 30 с не змінює ОКР  $\varepsilon$ -фази, тоді як для  $\gamma$ -фази цей параметер починає зростати. В результаті за тривалості оброблення у 60 с розмір ОКР  $\gamma$ -фази стає в 1,75 разів більшим порівняно з часом у 20 с, а розмір ОКР  $\varepsilon$ -фази зростає лише у 1,25 разу. Збільшення розміру кристалітів може бути одним з чинників зменшення мікротвердості поверхні зразків стопу Co–Cr–Mo–W після тривалого УЗУО.

На рисунку 7, з представлено результати розрахунку параметрів кристалічної ґратниці  $\gamma$ - та  $\varepsilon$ -фаз в стопі Co–Cr–Mo–W. У вихідному стані параметер ГЦК-ґратниці становить 0,3585 нм і за тривалості УЗУО у 20 с поступово зменшується до 0,3575 нм, досягаючи мінімального значення у 0,3561 нм після 30 с оброблення, а з подальшим збільшенням тривалості впливу знову збільшується до 0,3566 нм. В [49] показано, що пружна деформація під час стиснення під пресом стопу Co–Cr–Mo–W спочатку приводить до різкого зменшення параметра ґратниці  $\gamma$ -фази, ступінь якого згодом понижується. Якщо пластична деформація супроводжується деформаційно-мартенситним перетворенням  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , то зовнішнє навантажен-

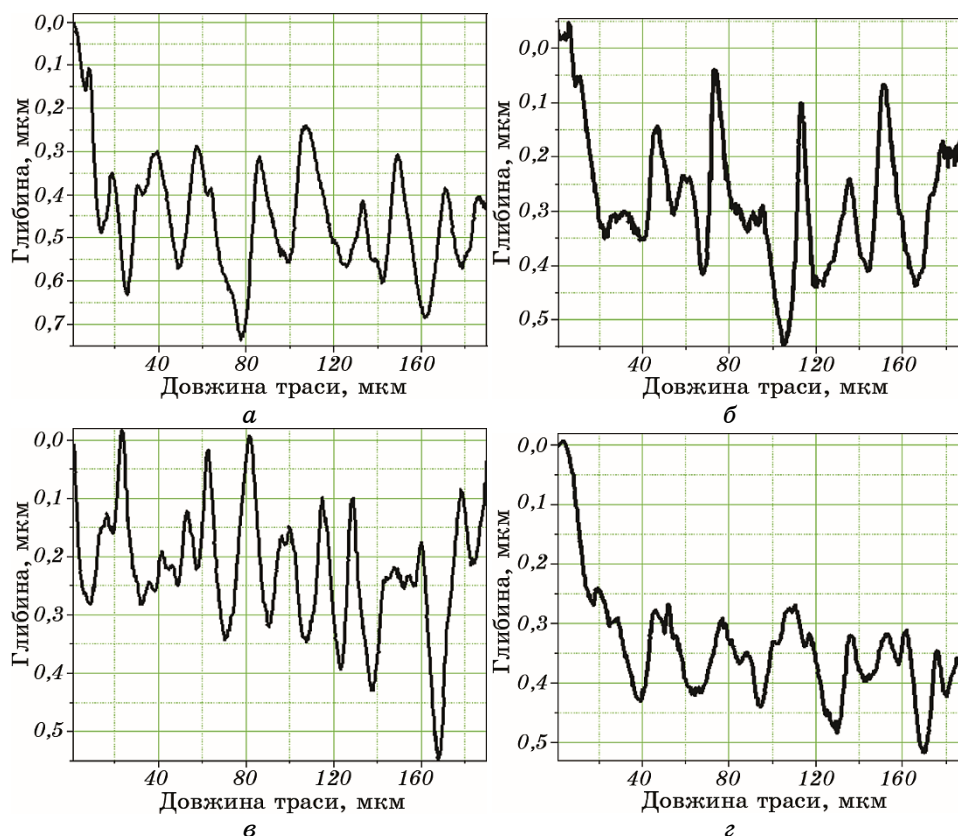
ня стиснення додатково впливає на зменшення параметра ґратниці  $\gamma$ -фази.

Параметри кристалічної ґратниці  $a$  ( $b$ ) і  $c$   $\epsilon$ -фази у вихідному стані становлять 0,2517 нм і 0,4028 нм відповідно. Після УЗУО тривалістю у 20 с параметри кристалічної ґратниці  $\epsilon$ -фази збільшуються до  $a$  ( $b$ ) = 0,25435 нм і  $c$  = 0,4109 нм і надалі істотно не змінюються. Загалом спостерігається задовільна кореляція змін параметрів кристалічної ґратниці  $\gamma$ -фази із змінами мікротвердості.

У поверхневому шарі стопу Co–Cr–Mo–W внаслідок УЗУО можуть спостерігатися різні механізми деформації, такі як ковзання, деформаційне двійникування та мартенситне перетворення  $\gamma \rightarrow \epsilon$ . Взаємодія обертальних мод деформації та деформаційне двійникування індукують високий рівень напружень у деяких місцях площин, перпендикулярних площині зразка, і, таким чином, рівень напружень, необхідний для зародження  $\epsilon$ -мартенситу, може бути досягнутий відповідно до відомих механізмів [49]. Механізм полюсної дислокації був запропонований у [50] для перетворення ГЦК  $\rightarrow$  ГЦП в кобальті, що полягає в переміщенні частинок Шоклі  $a/6 \langle 112 \rangle$  у кожній другій  $\{111\}$  ГЦК-площині, що зумовлює ґратнищеве перетворення (але не в кожній сусідній площині, як це відбувається під час двійникування). В результаті ГЦК-ґратниця трансформується в ГЦП і утворюються  $\epsilon$ -пластини товщиною від 260 до 720 нм; але й інший морфологічний варіант  $\epsilon$ -мартенситу у вигляді тонких пластинок також може бути присутній у мікроструктурі після УЗУО [23]. У цій роботі поліморфне  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення у ливарному стопі Co–28Cr–6Mo, індуковане процесом УЗУО, розглядається як перетворення зсувного типу, що сприяє утворенню двох типів структур: 1) неповністю перетвореного мартенситу, що формується в просторі між двійниками, нахиленими до поверхні, та 2)  $\epsilon$ -мартенситних пластин, що утворюються в просторі між двійниками перпендикулярно до поверхні зразка. Генерація неповністю перетвореного мартенситу перешкоджає зсувному перенесенню крізь двійникові межі та стає причиною пригніченого дроблення зерен у поверхневому шарі стопу Co–28Cr–6Mo під час УЗУО.

У випадку стопу Co–Cr–Mo–W, одержаного 3D-друком, перебіг мартенситного перетворення опосередковано підтверджується даними рентгеноструктурної аналізи, структурних і мікродюрометричних досліджень. Скоріш за все, у даному випадку генерація неповністю перетвореного мартенситу гальмується, оскільки спостерігається істотне зменшення ОКР; але для остаточних висновків потрібні додаткові електронно-мікроскопічні дослідження.

Досліджено також трибологічні властивості 3D-зразків після УЗУО різної тривалості методом статичної склерометрії. Оцінювалися значення середньої глибини профілю сформованої подряпини, яка характеризує стійкість поверхні до пластичного деформування



**Рис. 8.** Профілограми подряпин, сформованих на поверхні зразків стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані (а) та після УЗУО різної тривалості:  $\tau = 20$  с (б),  $\tau = 30$  с (в),  $\tau = 60$  с (г).

**Fig. 8.** Profilograms of scratches formed on the surface of Co–Cr–Mo–W alloy samples in the initial state (a) and after UIT of different durations:  $\tau = 20$  s (b),  $\tau = 30$  s (c),  $\tau = 60$  s (d).

та зношування. На рисунку 8 представлено одержані результати після виключення впливу нахилу та рельєфу поверхні. Найбільше значення середньої глибини подряпини — 0,445 мкм відповідає вихідному стану.

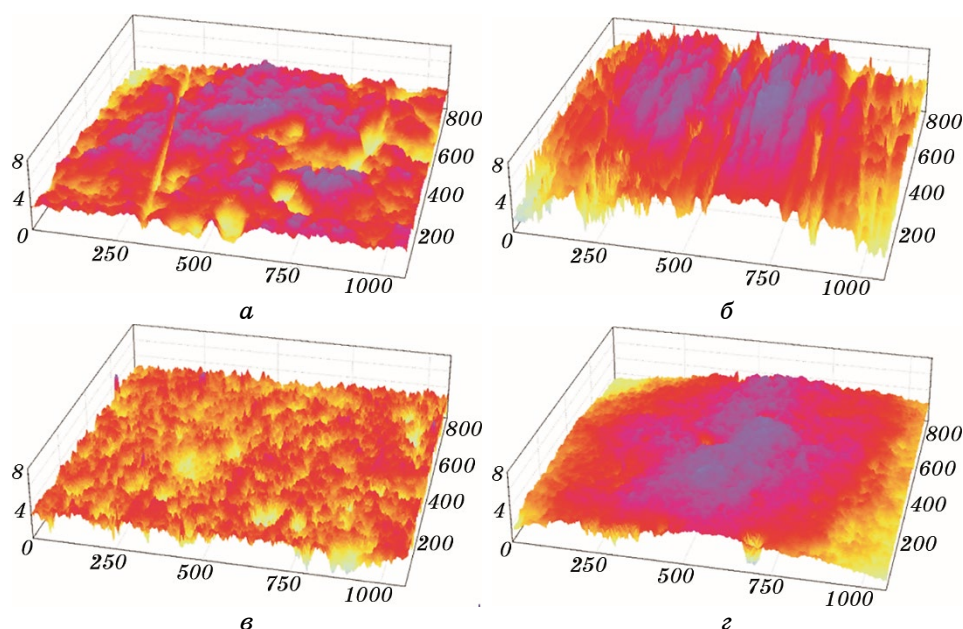
Оскільки УЗУО сприяє зміцненню поверхневих шарів стопу Co–Cr–Mo–W та підвищенню їхньої стійкості до пластичного деформування, то середня глибина профілю вздовж траси сканування зменшується до 0,265 мкм після 20 с оброблення, набуває найменшого значення у 0,229 мкм після 30 с оброблення та дещо збільшується до 0,345 мкм після 60 с оброблення.

Таким чином, аналіза результатів, одержаних методом склеро-

метрії, свідчить, що ультразвукове ударне оброблення поверхні 3D-зразків стопу Co–Cr–Mo–W підвищує їхню зносостійкість. Оптимальний час проведення УЗУО становить 30 с, що добре узгоджується з даними інших методів. Оскільки відомо, що ГЦК-фаза визначає пластичність [46], а ГЦП-фаза — корозійну стійкість і зносостійкість, то властивості стоматологічних стопів на основі системи Co–Cr фактично визначаються співвідношенням між  $\gamma/\varepsilon$ -фазами. Саме за тривалості УЗУО у 30 с фіксується максимальна кількість  $\varepsilon$ -фази та максимальне значення мікротвердості.

На рисунку 9 наведено результати дослідження морфології поверхні зразків Co–Cr–Mo–W, одержаних селективним лазерним топленням, після полірування (вихідний стан) і після впливу різних режимів УЗУО.

Для кількісної оцінки впливу УЗУО на морфологію поверхні зразків використовувалися параметри шорсткості  $R_a$  та  $R_z$ , які визначалися за 10 базовими лініями довжиною у 1000 мкм, рівномірно розташованими в межах зареєстрованих ділянок площею у



**Рис. 9.** Тривимірні топографії поверхні 3D-зразків Co–Cr–Mo–W: після полірування (вихідний стан) (а) та після УЗУО різної тривалості:  $\tau = 20$  с (б),  $\tau = 30$  с (в),  $\tau = 60$  с (г).

**Fig. 9.** Three-dimensional topographies of the surface of 3D Co–Cr–Mo–W samples: after polishing (initial state) (a) and after UIT of different durations:  $\tau = 20$  s (b),  $\tau = 30$  s (c),  $\tau = 60$  s (d).

1050×800 мкм<sup>2</sup>. Для стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані параметри шорсткості становлять:  $R_a = 1,7$  мкм і  $R_z = 0,5$  мкм. УЗУО тривалістю  $\tau = 20$  с зумовлює зростання шорсткості поверхні ( $R_a = 4,33$  мкм і  $R_z = 1,19$  мкм), що, скоріш за все, пов'язане з припрацюванням поверхні зразка та бойка на початковій стадії оброблення. Наслідком збільшення тривалості оброблення до  $\tau = 30$  с стає формування рельєфу поверхні з параметрами шорсткості на рівні необробленого зразка ( $R_a = 2,66$  мкм і  $R_z = 0,52$  мкм). За тривалості УЗУО у 60 с шорсткість поверхні ( $R_a = 0,99$  мкм і  $R_z = 0,26$  мкм) зменшується вдвічі порівняно з вихідним станом, хоча за такого часу оброблення величина мікротвердості (рис. 3, а) також зменшується.

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Доведено можливість застосування УЗУО в інертному середовищі для підвищення мікротвердості та зносостійкості поверхневих шарів стопу Co–Cr–Mo–W, одержаного за технологією СЛТ. Встановлено взаємозалежність між механічними властивостями модифікованих поверхневих шарів і їхнім структурно-фазовим станом після різної тривалості впливу в межах 20–60 с.

2. Максимальний ефект зміцнення стопу Co–Cr–Mo–W в 1,5 рази досягається за тривалості УЗУО у 30 с і зумовлений формуванням у поверхневому шарі стискальних напружень першого роду, збільшенням вмісту  $\varepsilon$ -фази та зменшенням розміру ОКР. Подальше збільшення тривалості оброблення приводить до нівелювання ефектів зміцнення. Кількість  $\varepsilon$ -фази збільшується від 5% до 95% за рахунок мартенситного перетворення, стимулом для якого є інтенсивна пластична деформація під час впливу УЗУО.

3. Показано, що УЗУО може бути використане у якості ефективного методу локального (поверхневого) пост-оброблення медичних виробів зі стопу Co–Cr–Mo–W, виготовлених селективним лазерним топленням порошку. Так, шорсткість модифікованої поверхні після оптимального режиму УЗУО має параметри, які практично не відрізняються від вихідного стану після полірування ( $R_a = 2,66$  мкм і  $R_z = 0,52$  мкм), а в приповерхневому шарі формуються напруження стиснення на рівні –510 МПа (для вихідного стану безпосередньо після СЛТ характерні значно менші напруження стиснення –65 МПа). У результаті зносостійкість таких виробів може бути значно поліпшеною завдяки як технологічним особливостям 3D-друку, так і методики УЗУО.

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» № 2405ф (0121U109752) «Структурно-

фазові механізми керування комплексом поверхневих властивостей конструкційних і функціональних сплавів комбінованими тепловими, іонними та деформаційними впливами».

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. R. W. Swindeman, M. L. Santella, P. J. Maziasz, B. W. Roberts, and K. Coleman, *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, **81**: 507 (2004).
2. N. J. Hallab, J. J. Jacobs, and J. L. Katz, *Biomaterials Science: an Introduction to Materials in Medicine* (Eds. B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen, and J. E. Lemons) (London: Elsevier: 2004), p. 526.
3. L. Z. Zhuang and E. W. Langer, *Mater. Sci. Eng. A*, **108**: 247 (1989).
4. J. B. Brunski, *Biomaterials Science: an Introduction to Materials in Medicine* (Eds. B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen, and J. E. Lemons) (London: Elsevier: 2004), p. 137.
5. D. F. Williams, *Biocompatibility of Clinical Implant Materials* (Boca Raton: CRC Press: 1981).
6. S. Hiromoto, E. Onodera, A. Chiba, K. Asami, and T. Hanawa, *Biomaterials*, **26**: 4912 (2005).
7. M. O. Vasylyev, I. M. Makeeva, and P. O. Gurin, *Prog. Phys. Met.*, **20**: 310 (2019).
8. M. Niinomi, T. Narushima, and M. Nakai, *Advances in Metallic Biomaterials: Processing and Applications* (Springer: 2015).
9. Ping Huang and H. F. Lopez, *Mater. Lett.*, **39**: 249 (1999).
10. Robert Wen-Wei Hsu, Chun-Chen Yang, Ching-An Huang, and Yi-Sui Chen, *Mater. Chem. Phys.*, **93**: 531 (2005).
11. Sachiko Hiromoto, Emi Onodera, Akihiko Chiba, Katsuhiko Asami, and Takao Hanawa, *Biomaterials*, **26**: 4912 (2005).
12. Harald Nesse, Dina Mari Åkervik Ulstein, Malene Myhre Vaage, and Marit Øilo, *J. Prosthetic Dentistry*, **114**: 686 (2015).
13. Eun-Ha Kim, Du-Hyeong Lee, Sung-Min Kwon, and Tae-Yub Kwon, *J. Prosthetic Dentistry*, **117**: 393 (2017).
14. V. G. Efremenko, A. G. Lekatou, Yu. G. Chabak, B. V. Efremenko, I. Petryshynets, V. I. Zurnadzhy, S. Emmanouilidou, and M. Vojtko, *Mater. Today Commun.*, **35**: 105936 (2023).
15. Peng Wu, Jun Wang, and Xiangyu Wang, *Automation in Construction*, **68**: 21 (2016).
16. Bharat Bhushan and Matt Caspers, *Microsystem Technol.*, **23**: 1117 (2017).
17. Tuan D. Ngoa, Alireza Kashania, Gabriele Imbalzano, Kate T. Q. Nguyena, and David Huib, *Composites B: Eng.*, **143**: 172 (2018).
18. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Prog. Phys. Met.*, **23**: 337 (2022).
19. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
20. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 7: 905 (2017).
21. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак,

- Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 11: 1499 (2019).
22. Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, С. М. Волошко, *Фізичні основи ультразвукового ударного зміцнення металевих поверхонь* (Київ: Наукова думка: 2017).
23. Yu. N. Petrov, G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, M. A. Vasylyev, S. M. Voloshko, V. S. Skorodzievski, and V. S. Filatova, *Mater. Sci. Eng. C*, **58**: 1024 (2016).
24. S. P. Chenakin, V. S. Filatova, I. N. Makeeva, and M. A. Vasylyev, *Appl. Surf. Sci.*, **408**: 11 (2017).
25. С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металлофиз. новітні технол.*, **45**, № 2: 217 (2023).
26. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
27. S. P. Chenakin, B. N. Mordyuk, and N. I. Khripta, *Vacuum*, **210**: 111889 (2023).
28. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
29. B. K. Kad, J.-M. Gebert, M. T. Perez-Prado, M. E. Kassner, and M. A. Meyers, *Acta Mater.*, **54**: 4111 (2006).
30. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko, *Low Temperature Physics*, **36**: 809 (2010).
31. Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова, *Вопросы атомной науки и техники*, № 4: 182 (2011).
32. Ю. В. Мильман, А. Н. Слипенюк, В. В. Куприн, Д. В. Козырев, *Вопросы атомной науки и техники*, № 4: 85 (2011).
33. О. В. Бякова, О. І. Юркова, Ю. В. Мільман, О. В. Білоцький, *Теоретичні основи і методи визначення механічних властивостей матеріалів та покриттів при ідентифікації на макро- та мікрорівнях* (Київ: Гарант СЕРВІС: 2011).
34. C. Balagna, S. Spriano, and M. G. Faga, *Mater. Sci. Eng. C*, **32**: 1868 (2012).
35. Michael Storchak, Islam Zakiev, Vadim Zakiev, and Andrey Manokhin, *J. Int. Measurement Confederation*, **191**: 110745 (2022).
36. Islam Zakiev, Michael Storchak, George A. Gogotsi, Vadim Zakiev, and Yuliia Kokoieva, *Ceramics Int.*, **47**: 29638 (2021).
37. Yuka Kajima, Atsushi Takaichi, Nuttaphon Kittikundecha, Takayuki Nakamoto, Takahiro Kimura, Naoyuki Nomura, Akira Kawasaki, Takao Hanawa, Hidekazu Takahashi, and Noriyuki Wakabayashi, *Mater. Sci. Eng. A*, **726**: 21 (2018).
38. Yanan Zhou, Ning Li, Jiazhen Yan, and Qiang Zeng, *J. Prosthetic Dentistry*, **120**: 617 (2018).
39. P. Mengucci, G. Barucca, A. Gatto, E. Bassoli, L. Denti, F. Fiori, E. Girardin, P. Bastianoni, B. Rutkowski, and A. Czyrska-Filemonowicz, *J. Mechanical Behavior of Biomedical Mater.*, **60**: 106 (2016).
40. K. Yamanaka, M. Mori, Y. Koizumi, and A. Chiba, *J. Mechanical Behavior of Biomedical Mater.*, **32**: 52 (2014).
41. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
42. N. I. Khripta, O. P. Karasevskaya, and B. N. Mordyuk, *J. Mater. Eng. Perform.*, **26**: 5446 (2017).
43. Priscila S. N. Mendes, Jefferson Fabricio C. Lins, Patricia S. N. Mendes, Willie

- R. Prudente, Rodrigo P. Siqueira, Rodrigo E. Pereira, Said M. S. Rocha, and Alexandre R. Leoni, *Int. J. Eng. Research and Application*, **7**: 34 (2017).
44. Marko Sedlaček, Katja Zupančič, Barbara Šetina Batič, Borut Kosec, Matija Zorc, and Aleš Nagode, *Metals*, **13**: 637 (2023).
45. Z. Wang, S. Y. Tang, S. Scudino, Yu. P. Ivanov, R. T. Qu, D. Wang, C. Yang, W. W. Zhang, A. L. Greer, J. Eckert, and K. G. Prashanth, *Additive Manufacturing*, **37**: 101725 (2021).
46. W. Wei, Y. Zhou, W. Liu, N. Li, J. Yan, and H. Li, *J. Mater. Eng. Perform.*, **27**: 5312 (2018).
47. Xin Dong, Yanan Zhou, Qi Sun, Yuntao Qu, Haojiang Shi, Wenbo Liu, Huabei Peng, Biao Zhang, Sheng Xu, Jiazhen Yan, and Ning Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **795**: 140000 (2020).
48. Wei Wei, Yanan Zhou, Qi Sun, Ning Li, Jiazhen Yan, Haopeng Li, Wenbo Liu, and Chongxiang Huang, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **51**: 3205 (2020).
49. Irmgard Weißensteiner, Manuel Petersmann, Petra Erdely, Andreas Stark, Thomas Antretter, Helmut Clemens, and Verena Maier-Kiener, *Acta Mater.*, **164**: 272 (2019).
50. A. Z. Seeger, *Z. Metallkunde*, **44**: 247 (1953).

## REFERENCES

1. R. W. Swindeman, M. L. Santella, P. J. Maziasz, B. W. Roberts, and K. Coleman, *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, **81**: 507 (2004).
2. N. J. Hallab, J. J. Jacobs, and J. L. Katz, *Biomaterials Science: an Introduction to Materials in Medicine* (Eds. B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen, and J. E. Lemons) (London: Elsevier: 2004), p. 526.
3. L. Z. Zhuang and E. W. Langer, *Mater. Sci. Eng. A*, **108**: 247 (1989).
4. J. B. Brunski, *Biomaterials Science: an Introduction to Materials in Medicine* (Eds. B. D. Ratner, A. S. Hoffman, F. J. Schoen, and J. E. Lemons) (London: Elsevier: 2004), p. 137.
5. D. F. Williams, *Biocompatibility of Clinical Implant Materials* (Boca Raton: CRC Press: 1981).
6. S. Hiromoto, E. Onodera, A. Chiba, K. Asami, and T. Hanawa, *Biomaterials*, **26**: 4912 (2005).
7. M. O. Vasylyev, I. M. Makeeva, and P. O. Gurin, *Prog. Phys. Met.*, **20**: 310 (2019).
8. M. Niinomi, T. Narushima, and M. Nakai. *Advances in Metallic Biomaterials: Processing and Applications* (Springer: 2015).
9. Ping Huang and H. F. Lopez, *Mater. Lett.*, **39**: 249 (1999).
10. Robert Wen-Wei Hsu, Chun-Chen Yang, Ching-An Huang, and Yi-Sui Chen, *Mater. Chem. Phys.*, **93**: 531 (2005).
11. Sachiko Hiromoto, Emi Onodera, Akihiko Chiba, Katsuhiko Asami, and Takao Hanawa, *Biomaterials*, **26**: 4912 (2005).
12. Harald Nesse, Dina Mari Åkervik Ulstein, Malene Myhre Vaage, and Marit Øilo, *J. Prosthetic Dentistry*, **114**: 686 (2015).
13. Eun-Ha Kim, Du-Hyeong Lee, Sung-Min Kwon, and Tae-Yub Kwon, *J. Prosthetic Dentistry*, **117**: 393 (2017).
14. V. G. Efremenko, A. G. Lekatou, Yu. G. Chabak, B. V. Efremenko,



- I. Petryshynets, V. I. Zurnadzhy, S. Emmanouilidou, and M. Vojtko, *Mater. Today Commun.*, **35**: 105936 (2023).
15. Peng Wu, Jun Wang, and Xiangyu Wang, *Automation in Construction*, **68**: 21 (2016).
16. Bharat Bhushan and Matt Caspers, *Microsystem Technol.*, **23**: 1117 (2017).
17. Tuan D. Ngoa, Alireza Kashania, Gabriele Imbalzanoa, Kate T. Q. Nguyena, and David Huib, *Composites B: Eng.*, **143**: 172 (2018).
18. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Prog. Phys. Met.*, **23**: 337 (2022).
19. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, V. P. Bevz, S. M. Voloshko, and O. B. Mordiuk, *Int. J. Surf. Sci. Eng.*, **14**: 1 (2020).
20. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 7: 905 (2017) (in Ukrainian).
21. 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).
22. H. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, and S. M. Voloshko, *Fizych-ni Osnovy UL'trazvukovoho Udarnoho Zmitsnennya Metalevykh Poverkhon'* [Physical Principles for Ultrasonic Impact Hardening of Metallic Surfaces] (Kyiv: Naukova Dumka: 2017) (in Ukrainian).
23. Yu. N. Petrov, G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, M. A. Vasylyev, S. M. Voloshko, V. S. Skorodzievski, and V. S. Filatova, *Mater. Sci. Eng. C*, **58**: 1024 (2016).
24. S. P. Chenakin, V. S. Filatova, I. N. Makeeva, and M. A. Vasylyev, *Appl. Surf. Sci.*, **408**: 11 (2017).
25. S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 217 (2023) (in Ukrainian).
26. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
27. S. P. Chenakin, B. N. Mordyuk, and N. I. Khripta, *Vacuum*, **210**: 111889 (2023).
28. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
29. B. K. Kad, J.-M. Gebert, M. T. Perez-Prado, M. E. Kassner, and M. A. Meyers, *Acta Mater.*, **54**: 4111 (2006).
30. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko, *Low Temperature Physics*, **36**: 809 (2010).
31. Yu. V. Mil'man, S. I. Chugunova, and I. V. Goncharova, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 4: 182 (2011) (in Russian).
32. Yu. V. Mil'man, A. N. Slipenyuk, V. V. Kuprin, and D. V. Kozyrev, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 4: 85 (2011) (in Russian).
33. O. V. Byakova, O. I. Yurkova, Yu. V. Mil'man, and O. V. Bilots'kyk, *Teoretych-ni Osnovy i Metody Vyznachennya Mekhanichnykh Vlastyvostry Materialiv ta Pokryttiv pry Indentuvanni na Makro- ta Mikrorivnyakh* [Theoretical Foundations and Methods of Determination of the Mechanical Properties of Materials and Coatings During Indentation at the Macro- and Microlevels] (Kyiv: Harant SERVIS: 2011) (in Ukrainian).

34. C. Balagna, S. Spriano, and M. G. Faga, *Mater. Sci. Eng. C*, **32**: 1868 (2012).
35. Michael Storchak, Islam Zakiev, Vadim Zakiev, and Andrey Manokhin, *J Int. Measurement Confederation*, **191**: 110745 (2022).
36. Islam Zakiev, Michael Storchak, George A. Gogotsi, Vadim Zakiev, and Yuliia Kokoieva, *Ceramics Int.*, **47**: 29638 (2021).
37. Yuka Kajima, Atsushi Takaichi, Nuttaphon Kittikundecha, Takayuki Nakamoto, Takahiro Kimura, Naoyuki Nomura, Akira Kawasaki, Takao Hanawa, Hidekazu Takahashi, and Noriyuki Wakabayashi, *Mater. Sci. Eng. A*, **726**: 21 (2018).
38. Yanan Zhou, Ning Li, Jiazhen Yan, and Qiang Zeng, *J. Prosthetic Dentistry*, **120**: 617 (2018).
39. P. Mengucci, G. Barucca, A. Gatto, E. Bassoli, L. Denti, F. Fiori, E. Girardin, P. Bastianoni, B. Rutkowski, and A. Czyrska-Filemonowicz, *J. Mechanical Behavior of Biomedical Mater.*, **60**: 106 (2016).
40. K. Yamanaka, M. Mori, Y. Koizumi, and A. Chiba, *J. Mechanical Behavior of Biomedical Mater.*, **32**: 52 (2014).
41. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
42. N. I. Khripta, O. P. Karasevskaya, and B. N. Mordyuk, *J. Mater. Eng. Perform.*, **26**: 5446 (2017).
43. Priscila S. N. Mendes, Jefferson Fabrício C. Lins, Patrícia S. N. Mendes, Willie R. Prudente, Rodrigo P. Siqueira, Rodrigo E. Pereira, Said M. S. Rocha, and Alexandre R. Leoni, *Int. J. Eng. Research and Application*, **7**: 34 (2017).
44. Marko Sedlaček, Katja Zupančič, Barbara Šetina Batič, Borut Kosec, Matija Zorc, and Aleš Nagode, *Metals*, **13**: 637 (2023).
45. Z. Wang, S. Y. Tang, S. Scudino, Yu. P. Ivanov, R. T. Qu, D. Wang, C. Yang, W. W. Zhang, A. L. Greer, J. Eckert, and K. G. Prashanth, *Additive Manufacturing*, **37**: 101725 (2021).
46. W. Wei, Y. Zhou, W. Liu, N. Li, J. Yan, and H. Li, *J. Mater. Eng. Perform.*, **27**: 5312 (2018).
47. Xin Dong, Yanan Zhou, Qi Sun, Yuntao Qu, Haojiang Shi, Wenbo Liu, Huabei Peng, Biao Zhang, Sheng Xu, Jiazhen Yan, and Ning Li, *Mater. Sci. Eng. A*, **795**: 140000 (2020).
48. Wei Wei, Yanan Zhou, Qi Sun, Ning Li, Jiazhen Yan, Haopeng Li, Wenbo Liu, and Chongxiang Huang, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **51**: 3205 (2020).
49. Irmgard Weißensteiner, Manuel Petersmann, Petra Erdely, Andreas Stark, Thomas Antretter, Helmut Clemens, and Verena Maier-Kiener, *Acta Mater.*, **164**: 272 (2019).
50. A. Z. Seeger, *Z. Metallkunde*, **44**: 247 (1953).