

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 81.20.Ev, 81.30.Kf, 81.65.-b, 83.10.Tv, 87.85.jj

## **Вплив інтенсивної ультразвукової ударної дії на мікроструктуру та механічні властивості поверхні стопу Co–Cr–Mo–W, одержаного селективним лазерним топленням порошку**

С. М. Волошко\*, А. П. Бурмак\*, І. А. Владимирський\*, Б. М. Мордюк\*\*,  
М. О. Васильєв\*\*, В. І. Закієв\*\*\*, М. М. Ворон\*\*\*\*, П. О. Гурин\*\*\*\*\*

\**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*

---

Corresponding author: Svitlana Mykhaylivna Voloshko  
E-mail: voloshkosvetlana13@gmail.com

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

\*\**G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. 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, N.A.S. of Ukraine*,  
*34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

\*\*\*\*\**Shupyk National Healthcare University of Ukraine*,  
*9 Dorohozhyts’ka Str., UA-04112 Kyiv, Ukraine*

Citation: S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. A. Vladymyrskyi, B. M. Mordyuk,  
M. O. Vasyl'yev, V. I. Zakiyev, M. M. Voron, and P. O. Huryn, Effect of Intense Ultra-  
sonic Impact Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of the Sur-  
face of the Co–Cr–Mo–W Alloy Obtained by Means of the Selective Laser Melting of  
the Powder, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 7: 679–704 (2024) (in Ukrainian).  
DOI: [10.15407/mfint.46.07.0679](https://doi.org/10.15407/mfint.46.07.0679)

\*\*\*\**Національний університет охорони здоров'я України імені П.Л.Шупика,  
вул.Дорогожицька, 9,  
04112 Київ, Україна*

Досліджено механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні стопу Co–Cr–Mo–W, виготовленого за адитивною (селективного лазерного топлення порошку — СЛТ) і ливарною (ЛВ) технологіями та модифікованого ультразвуковим ударним обробленням (УЗУО). Використано одноконтактний нормальний ударно-навантажувальний режим УЗУО. Показано, що макродефекти, у тому числі дефекти неповного стоплення, пори, значна шерсткість поверхні та високий рівень залишкових напружень розтягу, які є невід'ємними наслідками 3D-друку, ефективно усуваються короткоплинним УЗУО в інертному середовищі. Встановлено взаємозалежність між механічними властивостями модифікованих поверхневих шарів СЛТ і ЛВ зразків та їхнім структурно-фазовим станом після впливу УЗУО упродовж 50 с. Ефект зміцнення поверхневого шару адитивно виготовленого стопу Co–Cr–Mo–W (у 2 рази) зумовлений формуванням стискальних напружень першого роду (–600 МПа) і мартенситним перетворенням. Стоп Co–Cr–Mo–W, одержаний за технологією ливарного виробництва, має меншу твердість як у вихідному стані, так і після УЗУО. Ефект зміцнення не перевищує 1,7 разу та досягається за рахунок вищого рівня напружень стищення (–900 МПа) і подрібнення карбідної складової.

**Ключові слова:** 3D-друк, селективне лазерне топлення, ультразвукове ударне оброблення, стоп Co–Cr–Mo–W, структура, фазовий склад, механічні властивості.

The mechanical characteristics, phase composition, residual macroscopic stresses, and surface topography of Co–Cr–Mo–W alloy fabricated using the additive (selective laser melting of powder—SLM) and casting (CT) technologies and modified by ultrasonic impact treatment (UIT) are investigated. A single-contact normal impact-loading mode of UIT is employed. As demonstrated, the macrodefects, including defects of incomplete melting, pores, significant surface roughness, and high levels of residual tensile stresses, which are inherent consequences of 3D printing, are effectively eliminated by short-term UIT in an inert environment. A correlation between the mechanical properties of modified surface layers of the SLM and CT samples and their structural–phase state after UIT exposure for 50 s is established. The strengthening effect of the surface layer of the additively manufactured Co–Cr–Mo–W alloy (by 2 times) is due to the formation of compressive stresses of the first kind (–600 MPa) and martensitic transformation. The Co–Cr–Mo–W alloy obtained by casting technology has lower hardness both in the initial state and after UIT. The strengthening effect does not exceed 1.7 times and is achieved due to a higher level of compressive stresses (–900 MPa) and carbide component refinement.

**Key words:** 3D printing, selective laser melting, ultrasonic impact treatment, Co–Cr–Mo–W alloy, structure, phase composition, mechanical properties.

(Отримано 14 травня 2024 р.; остаточн. варіант — 6 червня 2024 р.)

## 1. ВСТУП

Протезування є одним з найважливіших напрямів ортопедичної стоматології, який пов'язаний із заміною відсутнього зуба штучними протезами. До них відносяться знімні та незнімні протези, вініри, мости, коронки, імплантати та інше. Відомо, що жувальні м'язи щелепи людини можуть розвивати силу до 380–400 кг [1–3]. Тому для зубного протезування мають використовуватися високоміцні матеріали, до яких, насамперед, відносяться металеві стопи. Крім цього, фізіологічне середовище рота людини можна розглядати як своєрідний варіант агресивної екосистеми, в якій до металевих стопів, що застосовуються в зубному протезуванні, пред'являються дуже високі вимоги також і стосовно корозійної стійкості. Корозійне розчинення металу в роті може призводити до надходження в організм небажаних хемічних елементів, які викликають серйозні алергічні захворювання. Отож, основними критеріями, яким мають відповідати такі матеріали, є біосумісність і комплекс необхідних механічних і фізико-хемічних властивостей.

На історичний розвиток металевих матеріалів ортопедичної стоматології вплинули наступні найважливіші чинники: технологічні зміни конструкції зубних протезів, прогрес в металургії та зміни вартості дорогоцінних металів. Зокрема, упродовж 20-го століття широкого вжитку набувають стопи недорогоцінних металів через зростання цін на шляхетні метали та істотне збільшення потреб у виготовленні металокерамічних протезів і коронок, а останніми десятиліттями перевага надається нікель-хромовим і кобальт-хромовим стопам. Задовільні фізико-механічні властивості і, головне, низька вартість сприяли їхньому широкому застосуванню, особливо для металокерамічних протезів. В даний час пропонується велика кількість марок стоматологічних стопів на основі Ni–Cr і Co–Cr [4, 5]. Однак стопи, до яких входить Ni, зазвичай викликають алергічні реакції (прояв цитотоксичності) [6–9]. У зв'язку з цим у багатьох цивілізованих країнах Ni–Cr-стопи були замінені стопами системи Co–Cr [10–15].

Завдяки високим механічним властивостям, задовільній біосумісності, високій зносо- та корозійній стійкості стопи на основі Co–Cr знайшли широке застосування у стоматологічній реставрації й ортопедичній хірургії. Наприклад, у стоматології вони використовуються для виробництва зубних коронок, знімних і незнімних протезів, металевих каркасів. Також зазвичай ці стопи застосовуються у ортопедичних цілях, таких як заміна колінного та тазостегнового суглобів, а також для хірургічних імплантатів.

В даний час стопи системи Co–Cr, пов'язані із клінічним застосуванням, можна розділити на два основних типи: Co–Cr–Mo і Co–Cr–Mo–W. Хром, в першу чергу, поліпшує опір корозії, Мо впливає на подрібнення зерна та зміцнення матриці. Як правило, Co–Cr–Mo-стопи містять деякі вуглецеві елементи (не більше 0,35%), і твердостне зміцнення є основним механізмом. Порівняно зі стопами Co–Cr–Mo, стопи Co–Cr–Mo–W, що містять W, характеризуються меншою товщиною оксидного шару під час процесу виробництва, що важливо для металокерамічних зубних протезів. Крім того, W характеризується низькими значеннями коефіцієнта теплового розширення ( $4,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  за температури у 298 K і  $7,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  — для 2673 K) та коефіцієнта тертя, поліпшуючи зносостійкість матеріалу протезу [16–18].

Традиційно для виготовлення зубних протезів зі стопів на основі Co–Cr застосовується ливарна технологія або штамповка; але стійкість литих зубних протезів складної форми виявляється при цьому недостатньо високою. Крім того, це трудомісткий процес із багатьма етапами, на яких можуть виникнути різні відхилення від заданих параметрів. І навіть якщо міцність стоматологічних реставрацій, одержаних пластичною деформацією, може бути достатньо високою, тим не менш одержання складних форм таким способом утруднено. Також стопи Co–Cr важче піддаються литтю, ніж дорогісні стопи, через їхню вищу температуру топлення, і вони гірше піддаються подальшому обробленню завдяки своїй твердості [19–21].

Щоб вирішити проблеми, притаманні традиційним технологіям, в даний час успішно освоюється виготовлення ортопедичних виробів за технологією адитивного виробництва (AB), яка уможливорює створювати тривимірні об'єкти пошарово за один етап [22–26]. Велика кількість досліджень свідчить, що процедура AB забезпечує ефективну та швидку техніку для цифрового проектування та виробництва біосумісних металевих каркасів для складних зубних протезів з поліпшеними властивостями, такими як міцність, довговічність і стійкість до фізіологічної корозії. Серед адитивних методів саме техніка селективного лазерного топлення (СЛТ), яку було представлено нещодавно, привернула інтерес дослідників у всьому світі до виготовлення зубних металевих конструкцій, таких як зубні імплантати, коронки, мости та протезні групи зі складною геометрією [27–30]. Дослідження також показали, що Co–Cr-протези, виготовлені СЛТ, мають ліпшу стійкість до корозії та вищу міцність порівняно з протезами, виготовленими звичайними методами лиття.

СЛТ — це процедура адитивного виробництва, яка дає змогу друкувати металевий компонент безпосередньо з системи автоматизованого проектування шляхом швидкого та точного стоплення дрібного металевого порошку в шари потужним лазерним променем (рис. 1). Ця послідовність триває доти, доки автоматично не сфор-

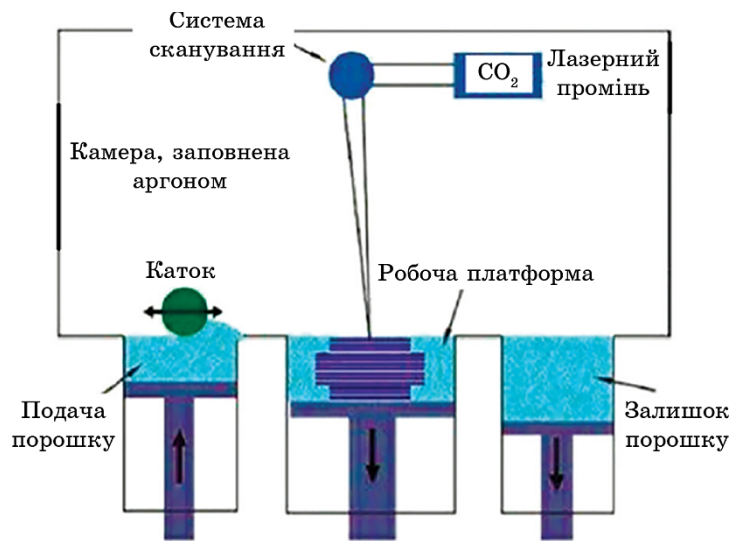


Рис. 1. Принципова схема СЛТ-принтера [33].

Fig. 1. Schematic diagram of the SLM printer [33].

мується тверда тривимірна структура заданої конфігурації з повністю розтопленого металу. Оскільки останній шар матеріалу під час такого виробництва знаходиться у зовсім інших термодинамічних умовах, ніж нижче розташовані шари, то сформована поверхня потребує істотного модифікування. Тому додатково застосовуються різні методи механічного оброблення, у тому числі ультразвукова ударна дія, коли безпосередньо в процесі 3D-друку одночасно з формуванням кожного шару матеріалу ударний бойковий інструмент обробляє його поверхню [31].

Технологія ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) може використовуватися не тільки безпосередньо під час 3D-друку, а також і в якості окремого етапу (поверхневого) пост-оброблення готових виробів [32]. Але оптимальні режими УЗУО стосовно стопів системи Co–Cr–Mo (особливо із вмістом W) не відпрацьовано у повній мірі, що вимагає додаткових досліджень.

Метою даної роботи є дослідження впливу інтенсивної ультразвукової ударної дії на мікроструктуру та механічні властивості поверхні зразків стопу Co–Cr–Mo–W, одержаних литтям у вакуумі та селективним лазерним топленням порошку (3D-друк).

## 2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Першу серію зразків було одержано за технологією селективного

лазерного топлення на 3D-принтері Alfa-150D компанії ТОВ «Адитивні лазерні технології України» у вигляді монолітного кубу розмірами в  $1 \times 1 \times 1$  см<sup>3</sup>. Технічні характеристики використаного принтера наведено в [32]. Другу серію зразків одержано за технологією ливарного виробництва (ЛВ) шляхом вакуумного лиття у формі циліндричного зливка діаметром у 10 мм і товщиною у 5 мм з наступною гомогенізацією за 1220°C упродовж 4 годин і гартуванням у воду.

Хемічний склад двох серій зразків визначено методом рентгенофлюоресцентної аналізи та наведено в табл. 1.

Дослідження мікроструктури проведено за допомогою металографічного тринокулярного мікроскопа iScore IS.1053-PLMi зі збільшенням  $\times 100$ ,  $\times 200$  та  $\times 500$  разів. Для цього поліровані зразки стопу Co–Cr–Mo піддавали електролітичному щавленню в спиртовому розчині 15% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 5% HNO<sub>3</sub>, 2% HCl. Щавлення проводили за напруги у 9 В і сили струму у 350 мА упродовж 10–15 с.

Використовувався також растровий електронний мікроскоп (РЕМ) TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним аналізатором. В режимі зйомки поверхні зразків пришвидшувальна напруга становила 20 кВ, збільшення становило 1000, 5000, 20000 разів.

Ультразвукове ударне оброблення проводилося на приладі УЗГ-300 в атмосфері аргону упродовж 50 с з амплітудою у 25 мкм за методикою [34]. Вибір режиму оброблення ґрунтувався на результатах попередніх досліджень з огляду на максимальний ефект зміцнення поверхні [35].

Для оброблення використано один циліндричний бойок діаметром у 5 мм із загартованої криці ШХ15, який одержує свою енергію від ультразвукового рупора, створює повторювані нормальні удари по зразку, розміщеному в тримачі на опорному диску, так що зразок зазнає лише стискальної (осьової) деформації без радіального розширення. Ця схема отримала назву «одноконтактний нормальний ударно-навантажувальний режим» (позначимо його як режим *N*). Бойок коливається у високочастотному діапазоні (1,5 кГц). Це принципово відрізняє використану методику оброблення від менш інтенсивного режиму [32], в якому для оброблення 3D-друкованого стопу Co–Cr–Mo–W використано ударну головку з сімома стрижне-

**ТАБЛИЦЯ 1.** Хемічний склад досліджуваних стопів.

**TABLE 1.** Chemical composition of studied alloys.

Метод одержання	Вміст, % ваг.									
	Co	Cr	Mo	W	C	Si	Fe	Ni	Cd	Al
СЛТ	Основа	27,32	6,18	5,28	≤ 0,1	0,7	≤ 1	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,1
ЛВ	Основа	24,76	5,76	6,1	≤ 0,1	1,2	≤ 1	≤ 0,1	≤ 0,02	≤ 0,1

подібними бойками, яка здійснює стохастичні коливання в зазорі, утвореному між кінчиком рупору та поверхнею зразка. Крім того, у цьому режимі тримаач зразка здійснює обертально-поступальний рух, і за таких умов бойки здійснюють повторювані ковзні удари поверхнею зразка. Відповідно, така схема оброблення має назву «ковзний/зсувний багатобойковий режим» ударного навантаження (позначимо його як режим *S*).

Порівняльне дослідження енергетики процесу для двох схем навантаження, проведене в [36], свідчить, що режим *S* приводить до зменшення густини вкладеної енергії та її нерівномірного розподілу по зразку. Час удару  $\tau$  був оцінений як  $2,13 \pm 1,05$  мкс в режимі *N* і  $3,83 \pm 1,31$  мкс в режимі *S*. Пікова густина потужності, введена за один удар до зони контакту, в режимі *N* помітно перевищує таку в режимі *S*. Зокрема, у режимі *N* вона змінюється від 61,0 до 244,2 МВт/см<sup>2</sup>, а в 7-контактному режимі *S* — від 64,7 до 88,1 МВт/см<sup>2</sup> за однакових умов оброблення.

Режим *N* раніше для оброблення стопу Co–Cr–Mo–W не використовувався.

Для рентгенівських досліджень використано дифрактометр Rigaku Ultima IV (випромінення  $\text{CuK}\alpha$ ). Усі рентгеноструктурні дослідження проводилися для поверхневої площини, що була перпендикулярна напрямку 3D-друку зразків і напрямку прокатки. Умови проведення досліджень: інтервал кутів —  $2\Theta = 20^\circ\text{--}120^\circ$ , крок зйомки —  $0,04^\circ$ , час витримки в точці — 2 с, тривалість зйомки одного зразка — 90 хв. Аналізу одержаних рентгенівських спектрів і проведення кількісної та якісної фазової аналізи здійснено з використанням програмного забезпечення PDXL міжнародної бази даних дифракції ICDD (PDF-2) та відкритої бази кристалографічних даних COD. Визначення величини напружень першого роду проведено методом  $\sin^2\psi$  за методом Side-inclination за зміною кутів положення дифракційного максимуму (102) та значень кутів  $\psi = 0^\circ, -10^\circ, -20^\circ, -30^\circ, -40^\circ$ .

Кількісний вміст  $\epsilon$ - та  $\gamma$ -фаз в досліджуваних зразках визначено за формулою Saude та Gillaud [37]:

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

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

Механічні властивості зразків Co–Cr–Mo–W досліджувалися методом інструментального індентування з використанням універсального мікро/нанотвердоміра «Micron-Gamma» [38, 39]. Випробування проводились індентором Берковича з навантаженням у 50 сН, швидкість навантаження становила 5 сН/с. На поверхні кожно-

го зразка проводили шість мірянь з кроком у 50 мкм. В процесі вдавлювання індентора в поверхню зразка реєструється його переміщення з нанометровою роздільною здатністю відносно поверхні зразка, а результат представляється у вигляді діаграми індентування.

Оцінки сформованого рельєфу поверхонь зразків Co–Cr–Mo, одержаних за технологією селективного лазерного топлення, до та після ультразвукового ударного оброблення проведено за допомогою інтерференційного профілометра «Micron-beta» [40]. Прилад дає змогу безконтактною метою реєструвати топографію поверхні та розраховувати параметри шерсткості. Для кількісної оцінки використовувалися стандартні параметри шерсткості  $R_a$  та  $R_z$ , які визначалися за 7 базовими лініями довжиною у 1000 мкм, рівномірно розташованими в межах зареєстрованих ділянок поверхонь зразків на віддалі у 100 мкм одна від одної.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2 представлено мікроструктуру ЛВ-стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані (а, б, д) та після УЗУО (в, г, е) за даними оптичної та растрової електронних мікроскопій. У вихідному стані спостерігається типова дендритна мікроструктура, яка складається зі світлих і темних ділянок (рис. 2, а, б) — аустенітної матриці  $\gamma$ -фази (ГЦК-твердий розчин Хрому, Молібдену і Карбону в кобальті) та  $\epsilon$ -фази з ГЦП-ґратницею. Додавання Вольфраму до складу стопу Co–Cr–Mo стабілізує  $\epsilon$ -фазу у вигляді довгих прямих смуг. Більшість смуг  $\epsilon$ -мартенситу проходять через цілі зерна від однієї межі зерна до іншої. Передбачається, що ця  $\epsilon$ -фаза утворюється в результаті мартенситного атермічного перетворення під час загартування у воду. У [41] повідомляється, що мартенситне перетворення  $\gamma \rightarrow \epsilon$  у загартованих стопах Co–Cr–Mo, одержаних звичайним способом лиття, залежить від розміру зерна і може бути придушено за розміру зерна менше 90 мкм.

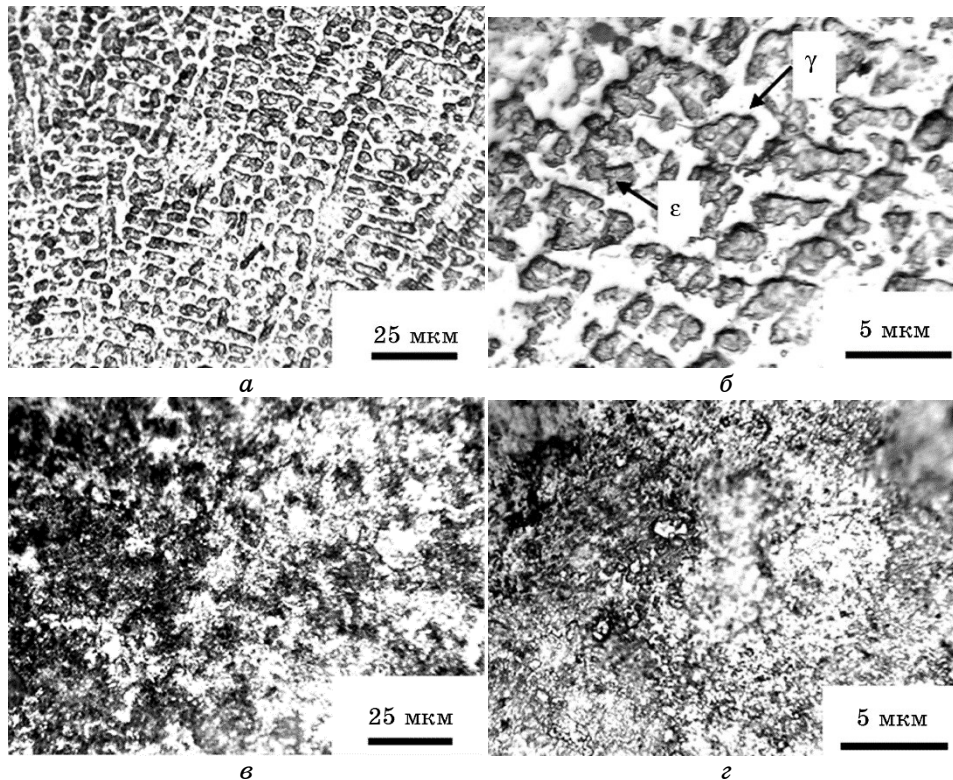
Мікроструктура також складається з блокових карбідів (рис. 2, д) типу  $M_{23}C_6$ , які виділяються, як правило, по межах зерен і в міждендритних областях, а також на кристалічних дефектах інших типів, таких як дефекти пакування, дислокації та межі поділу фаз  $\gamma/\epsilon$ . У цілому карбіди  $M_{23}C_6$  є найбільш важливою вторинною фазою у стопах Co–Cr і основним засобом зміцнення. Тип, розмір та об'ємна частка карбіду залежать від умов тверднення, а також від хемічного складу. Вважається, що механічні властивості можуть бути поліпшені шляхом термічного оброблення за допомогою дисперсійного твердіння, тобто розчинення крупної карбідної сітки й утворення дрібних виділень під час старіння. Наприклад, за даними [42] після термічного оброблення стопу системи Co–Cr–Mo (старіння за 815°C упродовж 4 годин, розчинення за 1120°C упродовж 1 години) пластинчасті карбіди  $M_{23}C_6$  приймали більш округлу фор-



му та частково розчинялися у кобальтовому розчині (у відсотковому вираженні зміна вмісту карбідів — з 9 до 1,76% за об'ємом зі збільшенням часу термічного оброблення до 6 годин).

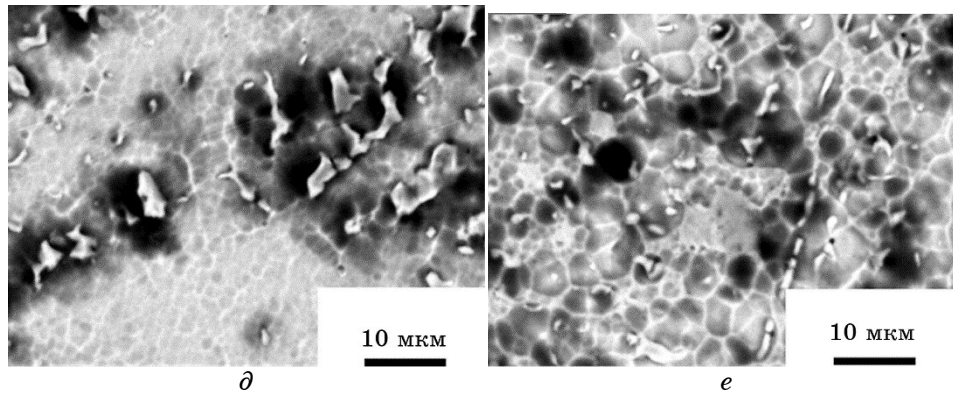
Кількість і розмір карбідів можуть бути змінені також інтенсивною пластичною деформацією, наприклад шляхом волочіння дроту [43] або поверхневого механічного стирання (SMAT-процес) [44].

У даній роботі з цією метою застосовується УЗУО, яке викликає подрібнення структурних складових стопу Co–Cr–W–Mo (рис. 2, *в*, *г*) і карбідних виділень (рис. 2, *д*), які набувають більш округлої форми. В результаті зменшення об'ємної частки карбідів може сприяти підвищенню пластичності металу, особливо його поверхневого шару.



**Рис. 2.** Мікроструктура поверхні зразків ЛВ-стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані (*а*, *б*) та після УЗУО (*в*, *г*) — оптична мікроскопія; карбідні виділення у вихідному стані (*д*) та після УЗУО (*е*) — растрова електронна мікроскопія.

**Fig. 2.** The microstructure of the surface of CT Co–Cr–Mo–W alloy samples in the initial state (*a*, *b*) and after UIT (*в*, *г*)—optical microscopy; carbide precipitations in the initial state (*d*) and after UIT (*e*)—scanning electron microscopy.



Продовження рис. 2.

Continuation of Fig. 2.

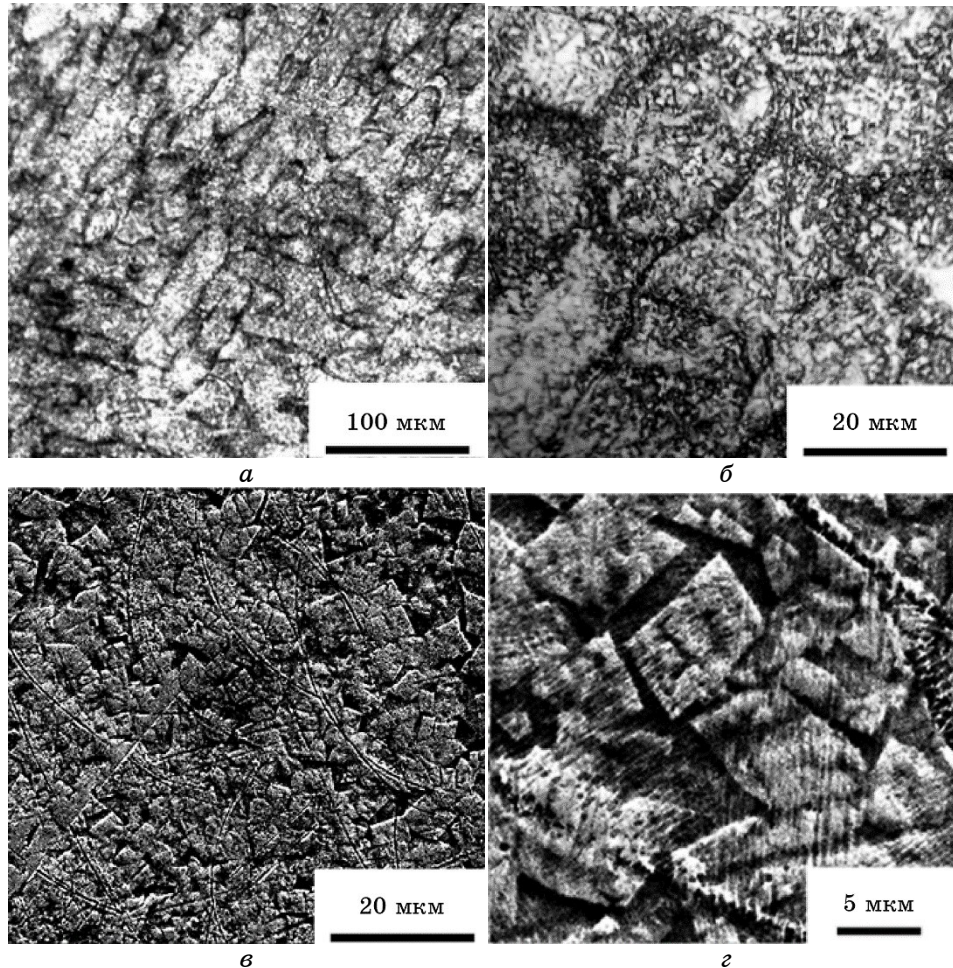
На відміну від ЛВ-зразків, місцеве топлення та швидке твердіння, викликане СЛТ, мінімізує дефекти та пористість і сприяє одержанню щільного матеріалу з однорідною дрібнозернистою мікроструктурою (рис. 3, *a*). Середній розмір зерна зразків, виготовлених СЛТ, є меншим, ніж для литих зразків, оскільки ступінь переохолодження під час СЛТ значно перевищує цей показник для ЛВ. За літературними даними у стопі Co–Cr–Mo в процесі його синтезу за адитивною технологією формується нестабільна однофазна  $\gamma$ -структура з великою кількістю двійників за рахунок швидкого тепловідведення навколишнім порошком. Такий ефект є специфічною особливістю методу СЛТ. Зразки СЛТ не мають дендритних виділень; для них характерною є комірко-пластинчаста морфологія (рис. 3, *b–z*).

Більш докладно структуру та хемічний склад проаналізовано за допомогою РЕМ і енергодисперсійної (EDX) аналізи (рис. 4, *a–e*). Ці спостереження показують, що розмір комірок знаходиться в межах  $\cong 10$  мкм. Всередині різноорієнтованих комірок і за їхніми межами хемічний склад відповідає об'ємному з незначними варіаціями концентрацій Co та Cr в межах 1–2% мас. (табл. 2). В областях евтектики (рис. 4, *d*) спостерігається підвищена концентрація Mo та W і, відповідно, зменшена Co та Cr, як зазначають автори [45].

Всередині комірок виявлено ділянки розміром у 300 нм, в яких спостерігається наявність Карбону (рис. 4, *e*) в кількості  $\cong 20\%$  мас. (табл. 2) і, відповідно, зменшується вміст інших елементів. Стосовно наявності карбідів у зразках складу Co–Cr–Mo, виготовлених за адитивною технологією, однозначної відповіді поки немає. В [46] виявлено Карбон у складі цього стопу, але автори вважають, що це — залишки від підготовки об'єктів дослідження до металографіч-

ної аналізи. Для біомедичних сплавів наявність карбідів є принциповим питанням, оскільки вони корисні для підвищення зносостійкості.

Хоча карбіди можуть грати двояку роль щодо міцності та пластичності: ті з них, які знаходяться в об'ємі зерна, відповідальні за дисперсійно-зміцнювальний ефект, а зерномежові карбіди, навпа-

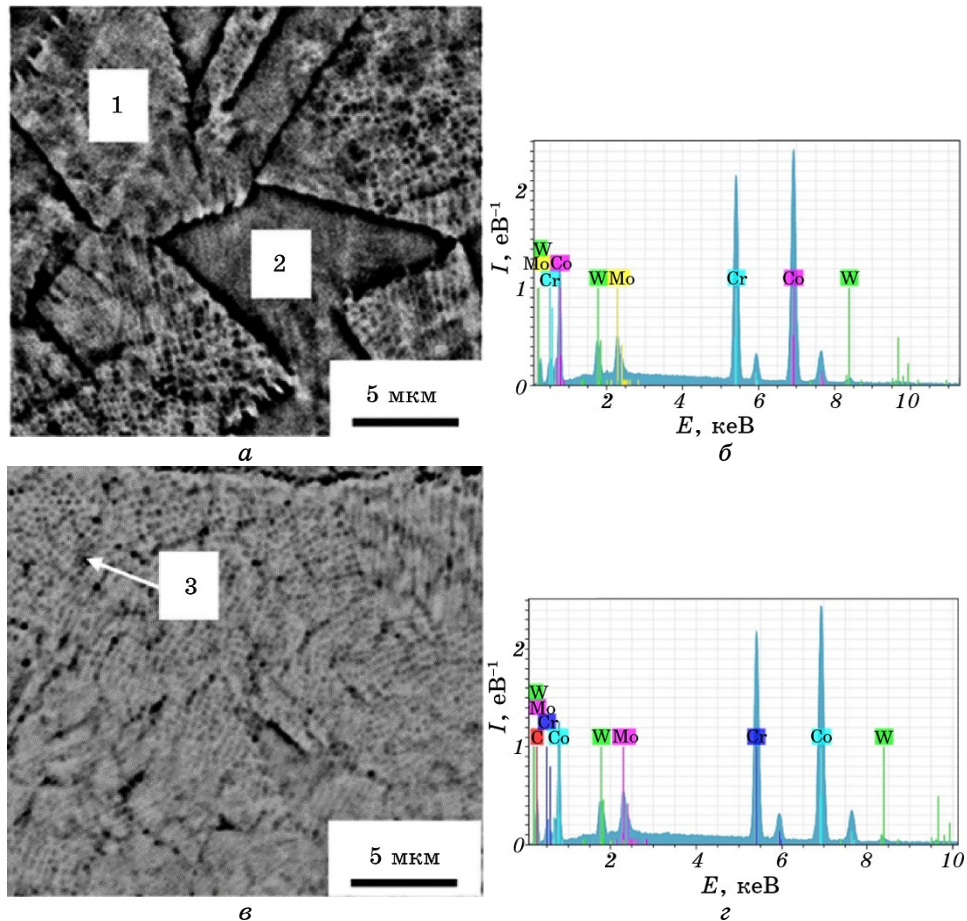


**Рис. 3.** Морфологія поверхні зразків сплаву Co–Cr–Mo–W, одержаних СЛТ, у вихідному стані за даними оптичної мікроскопії (а, б) та растрової електронної мікроскопії (в, г).

**Fig. 3.** Surface morphology of Co–Cr–Mo–W alloy samples obtained by SLM in the initial state according to optical microscopy data (a, b) and scanning electron microscopy (в, г).

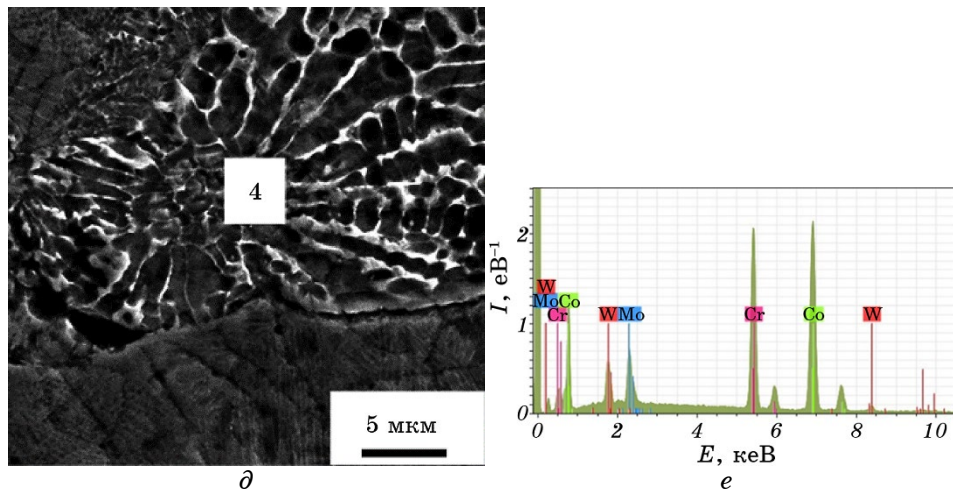
ки, можуть бути шкідливими у сенсі пониження пластичності та корозійної стійкості. В даному дослідженні не можна виключити наявність невеликої кількості дрібнодисперсних карбідних виділень всередині комірок; водночас, розтріскування межами зерен/субзерен або інших пошкоджень внаслідок інтенсивної пластичної деформації не виявлено.

Як відомо, на горизонтальній поверхні під час 3D-друку форму-



**Рис. 4.** Морфологія (а, в, д) та хемічні склади (б, г, е) локальних областей поверхні зразків сплаву Co–Cr–Mo–W, одержаних СЛТ, у вихідному стані, позначених на зображеннях (а, в, д) і наведених на спектрах (б, г, е) відповідно.

**Fig. 4.** Surface morphology (a, v, d) and chemical compositions (b, g, e) of local areas of Co–Cr–Mo–W alloy samples obtained by SLM in the initial state indicated in the images (a, v, d) and provided in EDX spectra (b, g, e), respectively.



Продовження рис. 4.

Continuation of Fig. 4.

ються доріжки розтопу напівциліндричної форми (рис. 5, а, в), що зумовлено процесом сканування лазерного променя поверхню шару порошку [26]. Воднораз, макродефекти, у тому числі дефекти неповного стоплення, пори, значна шерсткість поверхні та високий рівень залишкових напружень розтягу є основними проблемами, які гальмують розвиток і широке застосування стоматологічних конструкцій, одержаних за технологією 3D-друку, оскільки значною мірою понижують їхню втому довговічність. Саме тому в даний час залишкові дефекти та напруження в основному усуваються подальшим термічним обробленням і механічною деформацією. На рисунках 5, б, г показано як використаний одноконтактний нормальний ударно-навантажувальний режим УЗУО впливає на морфологію поверхні й уможлиблює зменшити негативний вплив вищеперерахованих чинників.

Результати мікроскопічних досліджень показали наявність дефектної структури поверхні зразка, виробленого за технологією 3D-друку, що спричинено умовами формування останнього шару матеріалу. Якість поверхневого шару безпосередньо впливає на експлуатаційні властивості готових виробів, а мікроскопічні дослідження дають змогу лише якісно оцінити рельєф поверхні. Для кількісної оцінки рельєфу поверхні, що формується під час 3D-друку, й аналізу ефективності застосування ультразвукового ударного оброблення для модифікування поверхневих шарів проведено дослідження топографії поверхонь зразків у вихідному стані (сформованому під час 3D-друку) та після проведення ультразвукового ударного обро-

**ТАБЛИЦЯ 2.** Хемічний склад областей, позначених на рис. 4, а, в, д (1 — всередині блоку, 2 — між блоками, 3 — карбідне включення, 4 — евтектика).

**TABLE 2.** Chemical composition of the areas indicated in Fig. 4, a, v, d (1— within the block, 2—between the blocks, 3—carbide inclusion, 4—eutectic).

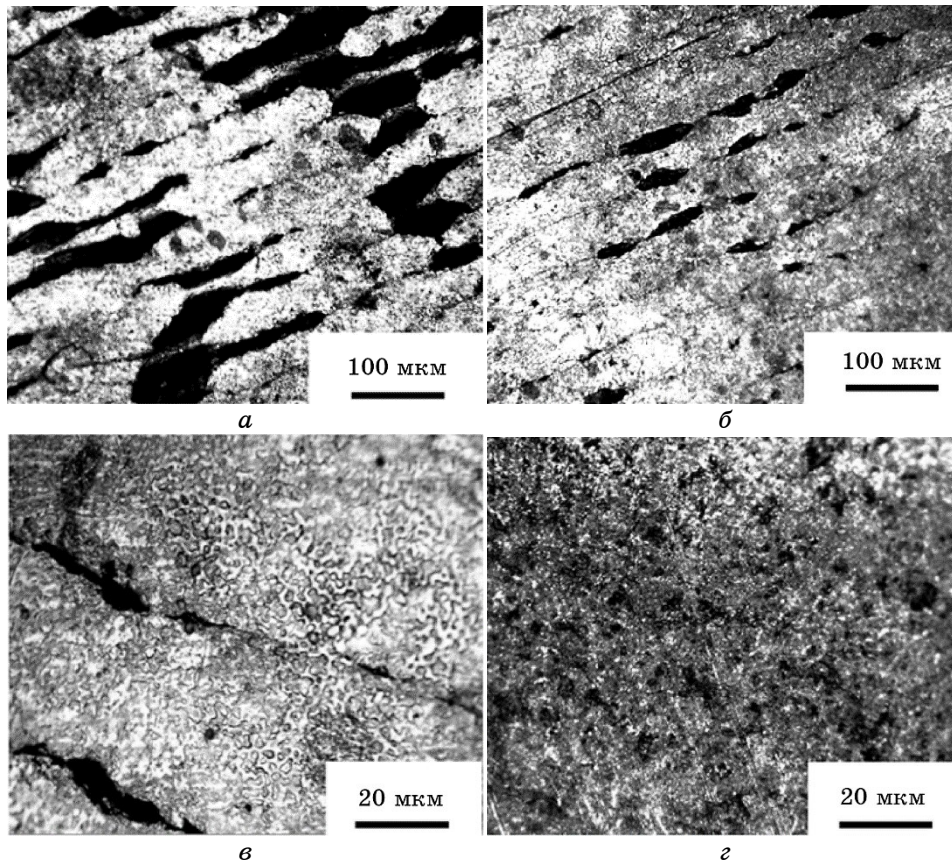
Елемент	Кількість, % мас.			
Область аналізу	1	2	3	4
Cr	27,52	26,44	21,77	26,07
Co	60,72	62,13	48,69	57,43
Mo	6,11	5,8	4,82	8,33
W	5,64	5,63	4,93	8,17
C	—	—	19,79	—

блення. Зареєстровані ділянки поверхонь мають площу  $1100 \times 800$  мкм<sup>2</sup> та представлені у однаковому масштабі на рис. 6.

На поверхні зразка під час 3D-друку формуються достатньо нерівномірні доріжки розтопу (рис. 6, а), які мають висоту у 25–30 мкм та ширину у 40–60 мкм, що домірно з діаметром лазерного променя (45 мкм). Також слід відзначити, що між доріжками залишаються западини з достатньо гострими кутами, які є концентраторами напружень і можуть істотно понизити втомну довговічність готових виробів.

Параметри шерсткості поверхні стопу Co–Cr–Mo–W безпосередньо після 3D-друку становлять:  $R_a = 7,3$  мкм і  $R_z = 22,2$  мкм. Після ультразвукового ударного оброблення середні значення параметрів шерсткості поверхні зразка, одержаного за технологією СЛТ, зменшуються та становлять:  $R_a = 2,1$  мкм і  $R_z = 6,7$  мкм. В результаті пластичної деформації відбувається часткове заповнення западин між доріжками топлення; їхня висота зменшується до 5–10 мкм в межах зареєстрованої ділянки поверхні. Слід відзначити, що в цілому рельєф поверхні дещо згладжується, шерсткість поверхні зменшується та частково зникають западини між доріжками топлення, але не остаточно. З наведених результатів можна зробити висновок, що шляхом УЗУО в аргоні можна нівелювати вихідну шерсткість адитивно виготовленого зразка та зменшити технологічні дефекти рельєфу поверхні стопу Co–Cr–Mo–W.

На рисунку 7, а показано дифрактограму СЛТ-зразка (1). Рефлекси кубічних та орторомбічних карбідів Хрому типу  $M_{23}C_6$  не виявлено у ґратницях твердого розчину на основі кобальту, можливо, за рахунок малої кількості та високої дисперсності. Видно, що спостерігаються лише піки дифракції від металевого кобальту, що вказує на те, що компоненти утворюють із цим металом твердий розчин. Згідно з даними кількісної фазової аналізи, представленими в

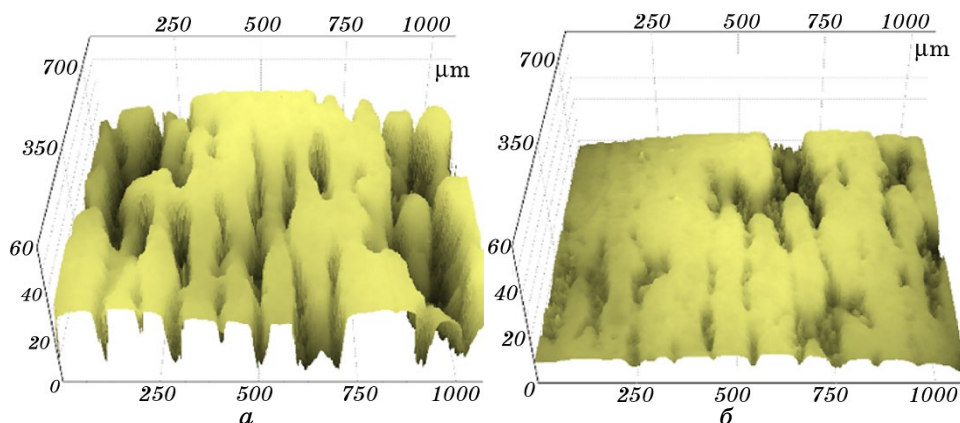


**Рис. 5.** Морфологія поверхні СЛМ-зразків сплаву Co–Cr–Mo–W у вихідному стані (а, в) та після УЗУО (б, г) із різним збільшенням (оптична мікроскопія).

**Fig. 5.** Surface morphology of SLM Co–Cr–Mo–W alloy samples in the initial state (a, c) and after UIT (b, d) with different magnifications (optical microscopy).

табл. 3,  $\gamma$ -фаза виявляється у концентрації близько 95%. Враховуючи фазові діаграми та характеристики кожного металу, який наявний у загальному складі сплаву, цілком очевидно, що пріоритетним є утворення твердого розчину на основі кобальту. Подібність атомних радіусів, — 0,125 нм (Co), 0,13 нм (Cr), 0,139 нм (Mo) і 0,137 нм (W), — а також кубічна структура сприяють високій розчинності. Кількість  $\varepsilon$ -фази у вихідному стані не перевищує 5%.

Під час УЗУО (рис. 7, а) відбувається зміна інтенсивностей дифракційних максимумів кожної з цих фаз (2): від  $\gamma$ -фази — зменшується, а від  $\varepsilon$ -фази, навпаки, — збільшується. Оскільки енергія дефектів пакування в ГЦК-кобальті має дуже низьке значення та становить близько 10–50 мДж/м<sup>2</sup> [47], можна вважати, що під час ін-



**Рис. 6.** Тривимірна топографія поверхні зразків Co–Cr–Mo–W: у вихідному стані після 3D-друку (а), після ультразвукового ударного оброблення (б).

**Fig. 6.** Three-dimensional surface topography of Co–Cr–Mo–W samples: in the initial state after 3D printing (a), after ultrasonic impact treatment (b).

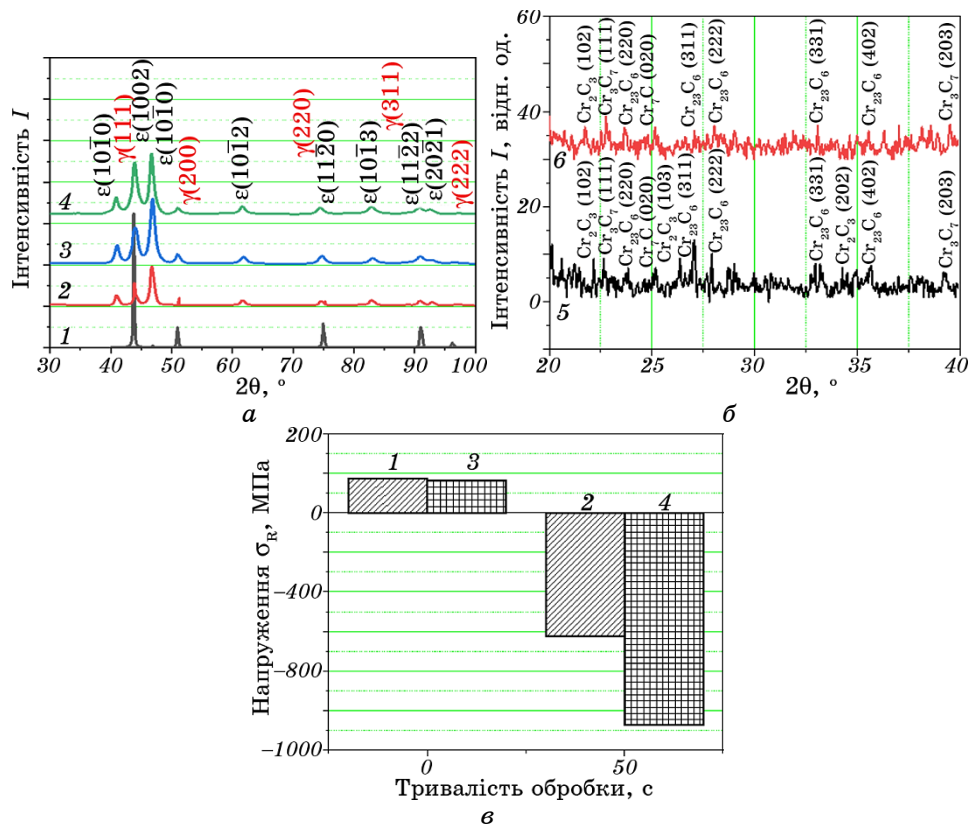
тенсивної пластичної деформації відбувається мартенситне фазове перетворення. В результаті кількість  $\epsilon$ -фази сягає 90%.

На рисунку 7, а показано також результати рентгенівської дифракції для ЛВ-зразка у вихідному стані (3) та після УЗУО (4). В даному випадку, матеріал, оброблений на твердий розчин і загартований, містить дифракційні піки  $\epsilon$ - і  $\gamma$ -фаз, і співвідношення  $\epsilon/\gamma$  складає 75/20. Наявні піки належать карбідам  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  і  $\text{Cr}_2\text{C}_3$ , але кількість їх не перевищує 5% (рис. 7, б). Піки, які вказують на виділення  $\sigma$ -фази, відсутні. Після УЗУО кардинальних трансформацій фазового складу не відбувається; дещо зростає кількість  $\gamma$ -фази до  $\cong 27\%$  ймовірно за рахунок зворотнього мартенситного перетворення, і на  $\cong 2\%$  зменшується кількість карбідів (табл. 3).

За даними рентгеноструктурної аналізи методом  $\sin^2\psi$  визначено рівень залишкових макроскопічних напружень першого роду (рис. 7, в). У вихідному стані фіксується наявність напружень розтягу, які після застосування УЗУО змінюються на напруження стиснення, величина яких для СЛТ-зразків становить  $-600$  МПа, а для ЛВ-зразків перевищує  $-900$  ГПа. Як відомо, підвищення рівня напружень стиснення у поверхневому шарі матеріалу є одним з важливих чинників зміцнення, підвищення тріщиностійкості та втомної міцності. В даному разі внаслідок дії УЗУО цей чинник є більш значимим для ЛВ-зразка, ніж для 3D-друкованого стопу.

Типові діаграми інденування та мікрофотографії сформованих відбитків індентора, зареєстровані для зразків Co–Cr–Mo–W (СЛТ та ЛВ), наведено на рис. 8 для вихідного стану та після УЗУО. Вимі-





**Рис. 7.** Дифрактограми зразків стопу Co–Cr–Mo–W до та після УЗУО (а), одержаних СЛТ (1, 2) та ЛВ (3, 4), карбіди Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> та Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> у ЛВ-зразку до (5) та після УЗУО (6) (б), напруження першого роду (в).

**Fig. 7.** XRD patterns of Co–Cr–Mo–W alloy samples before and after UIT (а), obtained by SLM (1, 2) and CT (3, 4), Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> and Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> carbides in the CT sample before (5) and after UIT (6) (б), residual stresses (в).

рювання механічних властивостей зразка у вихідному стані, що був виготовлений за технологією СЛТ, проводилися після попереднього полірування для виключення впливу шерсткості поверхні на одержані результати.

Аналіза й обробка діаграм індентування для визначення твердості та контактного модуля пружності проводилися за методикою, наведеною в роботі [48]. Під час розрахунку твердості для виключення впливу форми індентора використовували методику [49]. Одержані результати наведено в табл. 4.

У вихідному стані твердість СЛТ-зразків становить  $\cong 4,71$  ГПа і після 50 с УЗУО зростає до значення у 9,89 ГПа. Тобто ефект зміц-

**ТАБЛИЦЯ 3.** Вміст  $\gamma$ - й  $\varepsilon$ -фаз у зразках стопу Co–Cr–Mo–W у вихідному стані та після УЗУО.**TABLE 3.** The content of  $\gamma$ - and  $\varepsilon$ -phases in Co–Cr–Mo–W-alloy samples in the initial state and after UIT.

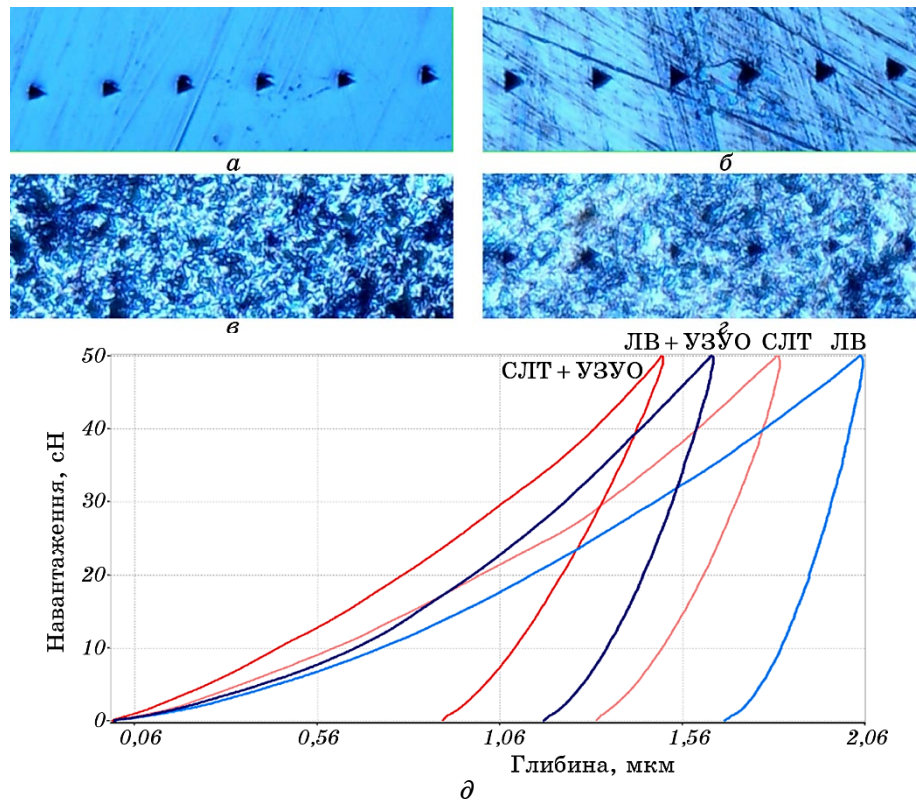
Фаза	Вміст, % ваг.			
	СЛТ	СЛТ + УЗУО	ЛВ	ЛВ + УЗУО
$\gamma$ -фаза	95	10	20	27
$\varepsilon$ -фаза	5	90	75	70
$\text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{Cr}_2\text{C}_3$	–	–	5	3

нення становить приблизно 2 рази. За даними [32] за 50 с УЗУО з використанням ковзного/зсувного багатобойкового режиму ударного навантаження ефект зміцнення складає  $\cong 1,3$  разу, а максимальний ефект зміцнення не перевищує  $\cong 1,6$  разу. Для ЛВ-зразків вихідне значення твердості є меншим за  $\cong 3,91$  ГПа і після УЗУО зростає до  $\cong 6,79$  ГПа, тобто в  $\cong 1,7$  разу. Модуль Юнга є близьким до значень, характерних для кобальту (210 ГПа), і вищим для ЛВ-зразків порівняно з СЛТ.

Як зазначалося, стопи системи Co–Cr–Mo, як і аустенітні неіржавійні криці, відносяться до матеріалів з низькою енергією дефектів пакування. З цим пов'язані особливості кінетики та механізму фазових трансформацій у таких стопах, зокрема за звичайних та інтенсивних пластичних деформацій (ПД). Стосовно неіржавійних аустенітних криць системи Fe–Cr–Ni у рамках цієї роботи інтерес мають дослідження формування деформаційного мартенситу (ДМ) внаслідок ПД пришвидженими кульками [50–53] й УЗУО [54].

У неіржавійних крицях ДМ виникає не за рахунок напруження, а завдяки інтенсивній пластичній течії. Зазвичай після такої деформації виникає два типи мартенситної структури: гексагональна  $\varepsilon$  (ГЦП) або  $\alpha$  (ОЦК). Можлива й така послідовність фазової трансформації:  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ . Механізми деформаційного зміцнення поверхні або об'єму аустенітних криць з низькою енергією дефектів пакування зумовлені такими процесами, як формування двійників, подрібнення зерен і збільшення густини дислокацій, а також деформаційним мартенситним перетворенням з  $\alpha$ -аустеніту в  $\varepsilon$ - або  $\alpha$ -мартенсит. Відповідно до теорії [55], зародки  $\alpha$ -мартенситу виникають у місцях перетину смуг  $\varepsilon$ -фази. Структура верхньої поверхні під час ПД є результатом сильно локалізованої течії через смуги зсуву з подальшим утворенням поперечних великокутових меж, що зумовлює істотне подрібнення зерен аустеніту до нанорозмірного масштабу (7–20 нм).

Для стопів системи Co–Cr–Mo дослідження кінетики та механізм-



**Рис. 8.** Мікрофотографії відбитків індентора (*a–г*) та типові діаграми інде-  
нтування (*д*) зразків Co–Cr–Mo–W, виготовлених за різними технологія-  
ми, для вихідного стану та після УЗУО.

**Fig. 8.** Microphotographs of indenter imprints (*a–g*) and typical indentation  
diagrams (*d*) of Co–Cr–Mo–W samples manufactured by different technolo-  
gies for the initial state and after UIT.

му формування ДМ пов'язані в основному з впливом неінтенсивних деформаційних впливів, таких як холодне (гаряче) прокатування або розтяг у розривних машинах [56–60]. У цих роботах встановлено, що у стопах Co–Cr–Mo навіть за відносно неінтенсивних деформацій спостерігається формування ДМ ( $\epsilon$ -фази), об'ємна частка якого зростає зі збільшенням ступеня деформації. Цей ефект пояснюється самовільним утворенням нових місць зародків ДМ за пластичної деформації у місцях перетину смуг зсуву. Зазначається також, що присутність атермічного  $\epsilon$ -мартенситу сприяє розвитку  $\epsilon$ -мартенситу деформаційної природи. Формування  $\epsilon$ -мартенситу сприяє поліпшенню зносостійкості за рахунок зменшення кількості систем ковзання.

**ТАБЛИЦЯ 4.** Середні значення твердості ( $H_{IT}$ ), контактного модуля пружності ( $E$ ) та розкид значень (%).**TABLE 4.** Average values of hardness ( $H_{IT}$ ), contact modulus of elasticity ( $E$ ), and scatter (%).

Зразок	СЛТ, вихідний стан	СЛТ + УЗУО	ЛВ, вихідний стан	ЛВ + УЗУО
$H_{IT}$ , ГПа	4,71 (% 7,3)	9,89 (% 14,6)	3,91 (% 7,6)	6,79 (% 8,5)
$E$ , ГПа	181,2 (% 3,7)	183,9 (% 7,7)	209,4 (% 6,4)	199,7 (% 4,2)

Вплив УЗУО як варіанту ІПД поверхні на мікроструктуру та властивості системи Co–Cr–Mo вивчено у роботах [32, 35]. Автори першої роботи досліджували стоп Co–28Cr–6Mo після впливу УЗУО у режимі багатобойкового оброблення. За допомогою ПЕМ у  $\gamma$ -матриці виявлено надзвичайно тонкі  $\varepsilon$ -смуги ДМ, що перетинаються між собою, а кількість яких зростає зі збільшенням тривалості оброблення. Зміцнення стопу після УЗУО є результатом спільного впливу всіх продуктів модифікування  $\gamma$ -фази, а саме, великої кількості скупчень Ломер–Котрелла та хаотичних дефектів пакування в площині {111}, а також мікродвійників і нанодвійників та тонких  $\varepsilon$ -пластин, які перетинаються. Однак розмір  $\gamma$ -зерен матриці практично не змінюється. Автори даної роботи припускають, що генерування неповністю перетвореного мартенситу перешкоджає зсуву крізь межі двійників і може бути причиною пригніченого подрібнення зерен у поверхневому шарі стопу Co–28Cr–6Mo в процесі УЗУО.

Автори [32] дослідили стоп Co–27,3Cr–6,2Mo–5,3W. Встановлено, що максимальний ефект зміцнення стопу в 1,5 разу внаслідок УЗУО зумовлений формуванням у поверхневому шарі стискальних напружень першого роду, збільшенням вмісту  $\varepsilon$ -фази (ДМ) та зменшенням розміру ОКР. Подальше збільшення тривалості оброблення призводить 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.

В даній роботі також механізми зміцнення зразків внаслідок УЗУО істотно залежать від фазового складу та структури, які визначаються технологією їхнього одержання. У випадку стопу Co–Cr–Mo–W, одержаного 3D-друком, основною причиною зміцнення є перебіг мартенситного перетворення  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , що опосередковано підтверджується даними рентгеноструктурної аналізи, мікроструктурних досліджень і наноіндентування. Оскільки застосовано одноконтактний нормальний ударно-навантажувальний режим УЗУО, на відміну від [32, 35], досягається більш істотне зміцнення

стопу Co–Cr–Mo–W, одержаного 3D-друком. Скоріш за все, такий ефект зумовлений не тільки особливою вихідною мікроструктурою та мартенситним перетворенням, а й диспергуванням зерен, яке полегшується за відсутності неповністю перетвореного мартенситу.

Що стосується ЛВ-зразків, то зміцнення внаслідок УЗУО зумовлено не фазовими перетвореннями, а диспергуванням карбідів і формуванням високих залишкових макроскопічних напружень стиснення у приповерхневому шарі (–900 ГПа). В результаті досягається менший рівень зміцнення порівняно з адитивно виготовленим стопом, який до того ж має і більш високе початкове значення твердості.

#### 4. ВИСНОВКИ

1. Досліджено вплив УЗУО в інертному середовищі на механічні характеристики, фазовий склад, залишкові макроскопічні напруження та топографію поверхні стопу Co–Cr–Mo–W, виготовленого за адитивною та ливарною технологіями. Встановлено взаємозалежність між механічними властивостями модифікованих поверхневих шарів та їхнім структурно-фазовим станом після однакового одноконтактного ударно-навантажувального режиму тривалістю у 50 с з амплітудою у 25 мкм.

2. Ефект зміцнення адитивно виготовленого стопу Co–Cr–Mo–W в 2 рази зумовлений формуванням у поверхневому шарі стискальних напружень першого роду (–600 МПа) і збільшенням вмісту  $\epsilon$ -фази з 10% до 90% за рахунок мартенситного перетворення, стимулом для якого є інтенсивна пластична деформація під час впливу УЗУО.

3. Стоп Co–Cr–Mo–W, одержаний за технологією ливарного виробництва, має меншу твердість, як у вихідному стані, так і після УЗУО, і містить у своєму складі, крім  $\gamma$ - й  $\epsilon$ -фаз, також карбіди  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6 + \text{Cr}_2\text{C}_3$ . Ефект зміцнення не перевищує 1,7 разу і досягається за рахунок високого рівня напружень стиснення (–900 МПа) і твердорозчинного зміцнення за рахунок подрібнення карбідної складової.

4. Показано, що короткоплинне УЗУО у значній мірі усуває макродефекти, у тому числі дефекти неповного стоплення, пори, значну шерсткість поверхні, які є невід’ємними наслідками адитивної технології. Таким чином, УЗУО може бути використане для зменшення шерсткості поверхні медичних виробів зі стопу Co–Cr–Mo–W, виготовлених селективним лазерним топленням порошку, оскільки уможливорює мінімізувати технологічні дефекти рельєфу поверхні.

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми № 2701ф Національного технічного університету України «Київський політехніч-

ний інститут імені Ігоря Сікорського» «Наукові основи ультразвукової ударної та адитивної технологій виготовлення високонавантажених деталей БПЛА з покращеною дальністю» (держреєстраційний № 0124U001001) і відомчої тематики НАН України (держреєстраційний № 0123U102368).

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. І. Біда, В. І. Струк, Ю. І. Забута, *Збірник наукових праць співробітників НМАПО ім. П. Л. Шупика*, **22**: 370 (2013).
2. М. М. Рожко, В. П. Неспрядько, *Ортопедична стоматологія* (Київ: Книга плюс: 2013).
3. W. Riaz, A. Ayesha, and S. Aziz, *Professional Med. J.*, **25**: 1261 (2018).
4. М. А. Васильєв, В. С. Філатова, П. А. Гурин, *Журнал функціональних матеріалів*, **1**, № 2: 42 (2007).
5. М. О. Васильєв, В. С. Філатова, П. О. Гурин, Л. Ф. Яценко, *Літопис травматології та ортопедії*, № 1–2 (29–30): 243 (2014).
6. L. Porojan, C. E. Savencu, L. V. Costea, M. L. Dan, and S. D. Porojan, *Int. J. Electrochem. Sci.*, **13**: 410 (2018).
7. S. Mercieca, M. C. Conti, J. Buhagiar, and J. Camilleri, *J. Appl. Biomater. Funct.*, **16**, Iss. 1: 47 (2018).
8. M. Wylie, R. M. Shelton, G. J. P. Fleming, and A. J. Davenport, *Dent. Mater.*, **23**: 714 (2007).
9. W. C. Chen, F. Y. Teng, and C. C. Hung, *Mater. Sci. Eng. C*, **35**: 231 (2014).
10. K. J. Anusavice, R. W. Phillips, C. Shen, N. D. Rawls, and H. R. Phillips, *Science of Dental Materials* (Elsevier: 2013).
11. J. M. Powers and J. C. Wataha, *Dental Materials: Foundations and Applications* (Publisher Mosby: 2016).
12. J. M. Powers, J. C. Wataha, Y.-W. Chen, and R. G. Craig, *Dental Materials: Foundations and Applications* (Elsevier: 2017).
13. R. Rudolf, P. Majerič, and V. Lazic, *Advanced Dental Metallic Materials* (Springer: 2024).
14. А. Ю. Кордіяк, *Вісник стоматології*, № 2: 135 (1996).
15. М. О. Vasylyev, I. M. Makeeva, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **20**: 310 (2019).
16. Youssef S. Al Jabbari, *J. Advanced Prosthodontics*, **6**: 138 (2014).
17. H. R. Kim, S. H. Jang, Y. K. Kim, J. S. Son, B. K. Min, K. H. Kim, and T. Y. Kwon, *Materials*, **9**: 96 (2016).
18. F. J. Gil, E. Fernandez, J. M. Manero, and J. A. Planell, *Bio-Medical Mater. Eng.*, **5**: 161 (1995).
19. H. Nesse, D. M. A. Ulstein, M. M. Vaage, and M. Filo, *J. Prosthet. Dent.*, **114**: 686 (2015).
20. E.-H. Kim, D.-H. Lee, S.-M. Kwon, and T.-Y. Kwon, *J. Prosthet. Dent.*, **117**: 393 (2016).
21. R. Van Noort and M. Barbour, *Introduction to Dental Materials* (Elsevier: 2013).
22. X. P. Tan, Y. J. Tan, C. S. L. Chow, S. B. Tor, and W. Y. Yeong, *Mater. Sci. Eng. C*, **76**: 1328 (2017).

23. P. Wu, J. Wang, and X. G. Wang, *Automation in Construction*, **68**: 21 (2016).
24. B. Bhushan and M. Caspers, *Microsyst. Technol.*, **23**: 1117 (2017).
25. T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T. Q. Nguyen, and D. Hui, *Composites. Part B: Eng.*, **143**: 172 (2018).
26. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **23**: 337 (2022).
27. E. D. Rekow, *Dental Mater.*, **36**: 9 (2020).
28. T. Koutsoukis, S. Zinelis, G. Eliades, K. Al-Wazzan, M. A. Rifaiy, and Y. S. Al Jabbari, *J. Prosthodont.*, **24**, Iss. 4: 303 (2015).
29. K. P. Krug, A. W. Knauber, and F. P. Nothdurft, *Clin. Oral Investig.*, **19**: 401 (2015).
30. M. Revilla-Leyn and M. Özcan, *Curr. Oral Health Rep.*, **4**: 201 (2017).
31. Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He, and J. Ma, *Metals*, **13**: 398 (2023).
32. А. П. Бурмак, С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, М. О. Васильєв, В. І. Закієв, М. М. Ворон, П. О. Гурін, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 7: 909 (2023).
33. F. Y. Liao, G. Chen, C. X. Gao, and P. Z. Zhu, *Adv. Eng. Mater.*, **4**: 1801013 (2019).
34. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металофіз. новітні технол.*, **39**, № 1: 49 (2017).
35. 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).
36. S. P. Chenakin, B. M. Mordyuk, N. I. Khripta, and V. Yu. Malinin, *Металофіз. новітні технол.*, **45**, № 9: 1109 (2023).
37. C. Balagna, S. Spriano, and M. G. Faga, *Mater. Sci. Eng. C*, **32**: 1868 (2012).
38. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics Int.*, **47**, Iss. 21: 29638 (2021).
39. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
40. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Congress on Optics and Optoelectronics (August 25–Sept. 2, 2005, Warsaw)*.
41. P. Huang and H. F. Lopez, *Mater. Lett.*, **39**: 249 (1999).
42. Y. Bedolla-Gil, A. Juarez-Hernandez, A. Perez-Unzueta, E. Garcia-Sanchez, R. Mercado-Solis, and M. A. L. Hernandez-Rodriguez, *Revista Mexicana de Fisica*, **55**: 1 (2009).
43. V. G. Gavriljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **345**: 81 (2003).
44. L. Zhang, G. Liu, X. L. Ma, and K. Lu, *Acta Mater.*, **56**: 78 (2008).
45. J. Augustyn-Nadzieja, Ł. Frocisz, and P. Matusiewicz, *Quarterly Tribologia*, **305**: 7 (2023).
46. V. G. Efremenko, A. G. Lekatou, Yu. G. Chabak, B. V. Efremenko, I. Petryshynets, V. I. Zurnadzhy, S. Emmanouilidou, and M. Vojtko, *Mater. Today Communications*, **35**: 105936 (2023).
47. D. H. E. Persson, S. Jacobson, and S. Hogmark, *Wear*, **255**, Iss. 1–6: 498 (2003).
48. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металофіз. новітні технол.*, **41**, № 11: 1499 (2019).
49. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**: 147 (2009).
50. T. Beck and J. C. Aurich, *J. Mater. Technol.*, **9**: 16410 (2020).
51. G. Fargas, J. J. Roa, and A. Mateo, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 290 (2015).
52. O. Unal and R. Varol, *Appl. Surf. Sci.*, **351**: 289 (2015).
53. X. Kleber and S. Pirfo Barroso, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 6046 (2010).
54. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).

55. G. B. Olson and M. Cohen, *J. Less-Common Met.*, **28**: 107 (1972).
56. C. Montero-Ocampo, H. Lopez, and M. Talavera, *Metall. Mater. Trans. A*, **30**: 611 (1999).
57. M. Moria, K. Yamanaka, H. Matsumoto, and A. Chiba, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 614 (2010).
58. Y. Koizumi, S. Suzuki, K. Yamanaka, B.-S. Lee, K. Sato, Y. Li, S. Kurosu, H. Matsumoto, and A. Chiba, *Acta Mater.*, **61**: 1648 (2013).
59. H. Matsumoto, S. Kurosu, B.-S. Lee, Y. Li, and A. Chiba, *Scripta Mater.*, **63**: 1092 (2010).
60. A. Mani, A. Salinas-Rodriguez, and H. F. Lopez, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**, Iss. 7–8: 3037 (2011).

## REFERENCES

1. V. I. Bida, V. I. Struk, and Yu. I. Zabuta, *Zbirnyk Naukovykh Prats' Spivrobitnykiv NMAPO im. P. L. Shupyka*, **22**: 370 (2013) (in Ukrainian).
2. M. M. Rozhko and V. P. Nespryad'ko, *Ortopedychna Stomatolohiya* [Orthopaedic Dentistry] (Kyiv: Knyha Plyus: 2013) (in Ukrainian).
3. W. Riaz, A. Ayesha, and S. Aziz, *Professional Med. J.*, **25**: 1261 (2018).
4. M. A. Vasil'ev, V. S. Filatova, and P. A. Gurin, *Zhurnal Funktsional'nykh Materialov*, **1**, No. 2: 42 (2007) (in Russian).
5. M. O. Vasylyev, V. S. Filatova, P. O. Hurin, and L. F. Yatsenko, *Litopys Traumatolohiyi ta Ortopediyi*, Nos. 1–2 (29–30): 243 (2014) (in Ukrainian).
6. L. Porojan, C. E. Savencu, L. V. Costea, M. L. Dan, and S. D. Porojan, *Int. J. Electrochem. Sci.*, **13**: 410 (2018).
7. S. Mercieca, M. C. Conti, J. Buhagiar, and J. Camilleri, *J. Appl. Biomater. Funct.*, **16**, Iss. 1: 47 (2018).
8. M. Wylie, R. M. Shelton, G. J. P. Fleming, and A. J. Davenport, *Dent. Mater.*, **23**: 714 (2007).
9. W. C. Chen, F. Y. Teng, and C. C. Hung, *Mater. Sci. Eng. C*, **35**: 231 (2014).
10. K. J. Anusavice, R. W. Phillips, C. Shen, N. D. Rawls, and H. R. Phillips, *Science of Dental Materials* (Elsevier: 2013).
11. J. M. Powers and J. C. Wataha, *Dental Materials: Foundations and Applications* (Publisher Mosby: 2016).
12. J. M. Powers, J. C. Wataha, Y.-W. Chen, and R. G. Craig, *Dental Materials: Foundations and Applications* (Elsevier: 2017).
13. R. Rudolf, P. Majerič, and V. Lazic, *Advanced Dental Metallic Materials* (Springer: 2024).
14. A. Yu. Kordiyak, *Visnyk Stomatolohiyi*, No. 2: 135 (1996) (in Ukrainian).
15. M. O. Vasylyev, I. M. Makeeva, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **20**: 310 (2019).
16. Youssef S. Al Jabbari, *J. Advanced Prosthodontics*, **6**: 138 (2014).
17. H. R. Kim, S. H. Jang, Y. K. Kim, J. S. Son, B. K. Min, K. H. Kim, and T. Y. Kwon, *Materials*, **9**: 96 (2016).
18. F. J. Gil, E. Fernandez, J. M. Manero, and J. A. Planell, *Bio-Medical Mater. Eng.*, **5**: 161 (1995).
19. H. Nesse, D. M. A. Ulstein, M. M. Vaage, and M. Filo, *J. Prosthet. Dent.*, **114**: 686 (2015).



20. E.-H. Kim, D.-H. Lee, S.-M. Kwon, and T.-Y. Kwon, *J. Prosthet. Dent.*, **117**: 393 (2016).
21. R. Van Noort and M. Barbour, *Introduction to Dental Materials* (Elsevier: 2013).
22. X. P. Tan, Y. J. Tan, C. S. L. Chow, S. B. Tor, and W. Y. Yeong, *Mater. Sci. Eng. C*, **76**: 1328 (2017).
23. P. Wu, J. Wang, and X. G. Wang, *Automation in Construction*, **68**: 21 (2016).
24. B. Bhushan and M. Caspers, *Microsyst. Technol.*, **23**: 1117 (2017).
25. T. D. Ngo, A. Kashani, G. Imbalzano, K. T. Q. Nguyen, and D. Hui, *Composites. Part B: Eng.*, **143**: 172 (2018).
26. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and P. O. Gurin, *Progress in Physics of Metals*, **23**: 337 (2022).
27. E. D. Rekow, *Dental Mater.*, **36**: 9 (2020).
28. T. Koutsoukis, S. Zinelis, G. Eliades, K. Al-Wazzan, M. A. Rifaiy, and Y. S. Al Jabbari, *J. Prosthodont.*, **24**, Iss. 4: 303 (2015).
29. K. P. Krug, A. W. Knauber, and F. P. Nothdurft, *Clin. Oral Investig.*, **19**: 401 (2015).
30. M. Revilla-Leyn and M. Özcan, *Curr. Oral Health Rep.*, **4**: 201 (2017).
31. Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He, and J. Ma, *Metals*, **13**: 398 (2023).
32. A. P. Burmak, S. M. Voloshko, B. M. Mordyuk, M. O. Vasyl'yev, V. I. Zakiyev, M. M. Voron, and P. O. Huryn, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 7: 909 (2023) (in Ukrainian).
33. F. Y. Liao, G. Chen, C. X. Gao, and P. Z. Zhu, *Adv. Eng. Mater.*, **4**: 1801013 (2019).
34. M. O. Vasyl'yev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).
35. 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).
36. S. P. Chenakin, B. M. Mordyuk, N. I. Khripta, and V. Yu. Malinin, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 9: 1109 (2023).
37. C. Balagna, S. Spriano, and M. G. Faga, *Mater. Sci. Eng. C*, **32**: 1868 (2012).
38. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics Int.*, **47**, Iss. 21: 29638 (2021).
39. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
40. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Congress on Optics and Optoelectronics (August 25–Sept. 2, 2005, Warsaw)*.
41. P. Huang and H. F. Lopez, *Mater. Lett.*, **39**: 249 (1999).
42. Y. Bedolla-Gil, A. Juarez-Hernandez, A. Perez-Unzueta, E. Garcia-Sanchez, R. Mercado-Solis, and M. A. L. Hernandez-Rodriguez, *Revista Mexicana de Fisica*, **55**: 1 (2009).
43. V. G. Gavriljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **345**: 81 (2003).
44. L. Zhang, G. Liu, X. L. Ma, and K. Lu, *Acta Mater.*, **56**: 78 (2008).
45. J. Augustyn-Nadzieja, Ł. Frocisz, and P. Matusiewicz, *Quarterly Tribologia*, **305**: 7 (2023).
46. V. G. Efremenko, A. G. Lekatou, Yu. G. Chabak, B. V. Efremenko, I. Petryshynets, V. I. Zurnadzhy, S. Emmanouilidou, and M. Vojtko, *Mater. Today Communications*, **35**: 105936 (2023).
47. D. H. E. Persson, S. Jacobson, and S. Hogmark, *Wear*, **255**, Iss. 1–6: 498 (2003).

48. 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).
49. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**: 147 (2009).
50. T. Beck and J. C. Aurich, *J. Mater. Technol.*, **9**: 16410 (2020).
51. G. Fargas, J. J. Roa, and A. Mateo, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 290 (2015).
52. O. Unal and R. Varol, *Appl. Surf. Sci.*, **351**: 289 (2015).
53. X. Kleber and S. Pirfo Barroso, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 6046 (2010).
54. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, **458**: 253 (2007).
55. G. B. Olson and M. Cohen, *J. Less-Common Met.*, **28**: 107 (1972).
56. C. Montero-Ocampo, H. Lopez, and M. Talavera, *Metall. Mater. Trans. A*, **30**: 611 (1999).
57. M. Moria, K. Yamanaka, H. Matsumoto, and A. Chiba, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**: 614 (2010).
58. Y. Koizumi, S. Suzuki, K. Yamanaka, B.-S. Lee, K. Sato, Y. Li, S. Kurosu, H. Matsumoto, and A. Chiba, *Acta Mater.*, **61**: 1648 (2013).
59. H. Matsumoto, S. Kurosu, B.-S. Lee, Y. Li, and A. Chiba, *Scripta Mater.*, **63**: 1092 (2010).
60. A. Mani, A. Salinas-Rodriguez, and H. F. Lopez, *Mater. Sci. Eng. A*, **528**, Iss. 7–8: 3037 (2011).