

PACS numbers: 43.35.+d, 62.20.Qp, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 81.65.-b, 83.10.Tv, 83.50.Uv

Синтез композитних шарів на латуні ЛС59-1 ультразвуковою ударною обробкою

А. П. Бурмак*, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко*,
В. І. Закієв**, В. В. Могилко*

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

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

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

Досліджено структуру, фазовий склад та механічні властивості композитних покриттів, синтезованих ультразвуковою ударною обробкою (УЗУО) поверхневих шарів двофазної латуні ЛС59-1 із додаванням порошків Al_2O_3 , SiC та $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$. Внаслідок інтенсивної пластичної деформації, спричиненої УЗУО, відбувається часткове подрібнення та втілення порошків у приповерхневий шар латуні. Запропонований підхід дозволяє синтезувати високоміцні композитні покриття товщиною близько 100 мкм з градієнтною структурою. Максимальний ефект зміцнення перевищує у 4 рази вихідний стан латуні за умов армування порошками Al_2O_3 і SiC , кількість

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: mordyuk@imp.kiev.ua

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

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

***National Aviation University,
1 Lyubomyr Huzar Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine*

Citation: A. P. Burmak, B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, and V. V. Mohylko, Synthesis of Composite Layers on Cu–39Zn–1Pb Brass Using Ultrasonic Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 9: 1245–1264 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.09.1245](https://doi.org/10.15407/mfint.42.09.1245).

α -фази порівняно із УЗУО без порошків до того ж зменшується. Наявність перехідного шару товщиною до 150 мкм підтверджує високу адгезію покриття до матеріалу основи.

Ключові слова: ультразвукова ударна обробка, інтенсивна пластична деформація, композитний шар, мікротвердість, фазовий склад, морфологія поверхні.

The structure, phase composition and mechanical properties of composite coatings synthesized by ultrasonic impact treatment (UIT) of surface layers of two-phase Cu39Zn1Pb brass with the addition of Al_2O_3 , SiC and $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ powders are investigated. Due to the intense plastic deformation caused by the UIT, there is a partial grinding and incorporation of powders into the surface layer of brass. The proposed approach allows the synthesis of high strength composite coatings with a thickness of about 100 μm with a gradient structure. The maximum effect of hardening can be in 4 times higher in comparison with the initial state of brass under conditions of reinforcing with Al_2O_3 and SiC powders. The presence of a transition layer up to 150 μm thick confirms the high adhesion of the coating to the base material.

Key words: ultrasonic impact treatment, intensive plastic deformation, composite layer, microhardness, phase composition, surface morphology.

(Отримано 29 квітня 2020 р.)

1. ВСТУП

Завдяки високим значенням тепло- та електропровідності у комбінації з пластичністю та корозійною стійкістю, мідь та стопи на її основі знайшли широке застосування у різних галузях промисловості [1–3]. Але ефективність цього використання обмежується низькою твердістю та зносостійкістю мідних стопів. Одним з традиційних методів підвищення механічних та експлуатаційних характеристик багатьох матеріалів є створення об'ємних композитів. Але, зважаючи на особливості взаємодії міді з керамічними частинками [4], такий підхід негативно впливає на більшість механічних властивостей, зокрема пластичність та в'язкість [5, 6]. Альтернативою керамічному армуванню є синтез композиційних покриттів плазмовим напорошенням [7, 8], лазерним [9] або електронним променем тощо. Втілення керамічних частинок у поверхню матриці за допомогою вищезазначених методів забезпечує їх однорідний розподіл з мінімальними агломераціями. Але висока температура під час обробки обумовлює структурно-фазові перетворення у металевій матриці, що погіршують механічні характеристики [10–12].

Тому розробка атермічних методів модифікації робочих поверхонь металевих матеріалів, поміж ними і латуней, є важливим напрямом підвищення їхніх експлуатаційних властивостей. Насамперед, це методи, які ґрунтуються на інтенсивній пластичній дефо-

рмації (ІПД) [13, 14] і дозволяють здійснювати втілення армувальних частинок у поверхневі шари матеріалу [15–18], зберігаючи до того ж електричні, теплові та інші важливі експлуатаційні характеристики з одночасним підвищенням зносостійкості. Достатньо переконливі результати [19, 20] у цьому напрямку одержано методом фрикційного перемішування, але він потребує застосування інденторів спеціальної форми та має цілу низку інших обмежень. Тому в [21] за доволі ефективну та просту, у сенсі практичної реалізації, альтернативу запропоновано використовувати ультразвукову ударну обробку (УЗУО). Перевагою УЗУО є те, що в одному технологічному процесі поєднують: синтез багатокомпонентного наноструктурованого покриття, механічну зміцнювальну обробку матричного стопу, деформаційне заліковування пор у поверхневих шарах, наведення стискальних напружень та одночасне зменшення шорсткості поверхні за відсутності проблеми адгезії покриття до основи. До того ж УЗУО поверхні латуні [22] довела доцільність застосування цього методу ІПД для покращення механічних властивостей. Проте дослідження, присвячені особливостям формування композиційних покриттів на латуні або інших мідних стопах із застосуванням методу УЗУО, поки що не проводились.

Тому у даній роботі проаналізовано можливість синтезу ультразвуковою ударною обробкою поверхні латуні ЛС59-1 із додаванням армувальних порошків Al_2O_3 , SiC , $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ композитних покриттів та досліджено їхню мікроструктуру, фазовий та хімічний склад, а також механічні властивості.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Стоп ЛС59-1 має наступний хімічний склад (мас. %): Cu –58,9; Zn –39,6; Pb –1,04. Після рекристалізаційного відпалу за температури 500°C латунь ЛС59-1 у вихідному стані має двофазну структуру $\alpha + \beta$ з кількісним співвідношенням цих фаз $\sim 55:45$. Вихідну поверхню зразків циліндричної форми (висота 8 мм, діаметр 15 мм) після точіння не піддавали шліфуванню.

Ультразвукову ударну обробку поверхні, з використанням армувальних частинок, здійснювали за допомогою пристрою УЗГ–300 за методикою, яку докладно описано у [21, 22]. Оброблення проводили циліндричним бойком зі сталі ШХ15 з амплітудою торця концентратора $A = 25$ мкм. Тривалість обробки становила 150 с у дискретному режимі, тобто 5 циклів обробки тривалістю 30 с із повторною подачею порошку до зони обробки.

Вимірювання мікротвердості проводили за методом Вікерса, на приладі ПМТ-3. Мікротвердість поверхні вимірювали за навантаження 100 г, а за глибину модифікованого шару — за навантаження 20 г. За величиною мікротвердості H_μ з урахуванням табличного

значення коефіцієнта Пуассона ($\nu = 0,35$) та експериментально визначеного модулю Юнга латуні ЛС59-1 (E) розраховано межу плинності $\sigma_{0,2}$ (1) [23], характеристику пластичності δ_H (2) [24, 25] та межу міцності σ_s (3) [24, 25].

Механічні характеристики поверхневого шару зразків латуні після УЗУО із застосуванням армувальних частинок $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, Al_2O_3 та SiC досліджували також методом інструментального індентування [26] з використанням універсального мікро/нано твердоміра «Micron-Gamma» [27]. Принципова схема приладу та його основні компоненти представлені у роботі [28]. Випробування проводили індентором Берковича з навантаженням 50 гс зі швидкістю навантаження 5 гс/с. На кожному зразку здійснювали по десять вимірювань з кроком 50 мкм між відбитками індентора. Методику аналізу та обробки зареєстрованих діаграм індентування для визначення твердості H_{IT} , контактного модулю пружності E та характеристики пластичності δ_A під час інструментального індентування представлено у роботі [29]. Корекцію діаграми індентування з урахуванням особливостей початкового контакту індентора з поверхнею здійснювали за методикою, представленою у роботі [30].

Для визначення параметрів шорсткості поверхні використовували тривимірний інтерференційний профілометр «Micron-alpha», який дозволяє реєструвати рельєф поверхні з нанометровою роздільною здатністю по вертикалі [30, 31].

Морфологію поперечного перерізу зразків та їх хімічний склад досліджували на растровому електронному мікроскопі TESCAN Vega, що обладнаний енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD Instruments X-MAX 50 мм².

Рентгеноструктурний фазовий аналіз проведено на дифрактометрі RigakuUltima IV у CuK_α випромінюванні [22]. Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\Theta = 20^\circ\text{--}100^\circ$, крок зйомки — $0,04^\circ$, час витримки в точці — 2 с. Застосовано дві геометрії зйомки — за Брегом–Брентано та «ковзним променем» з кутом падіння рентгєнівських променів 3° .

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Для формування композитних покриттів шляхом УЗУО поверхні латуні ЛС59-1 використано дисперсні порошки $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, Al_2O_3 та SiC (табл. 1).

Результати вимірювань мікротвердості поверхневих шарів латуні ЛС59-1 у вихідному стані, після УЗУО на повітрі з амплітудою $A = 25$ мкм впродовж $\tau = 150$ с та після аналогічного режиму УЗУО із застосуванням армувальних частинок $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, Al_2O_3 та SiC наведено на рис. 1.

Мікротвердість одержаних композиційних покриттів для всіх

ТАБЛИЦЯ 1. Властивості використаних матеріалів [32–36].

TABLE 1. Properties of the used materials [32–36].

Матеріал	Мікротвердість H_{μ} , ГПа	Коефіцієнт тріщино- стійкості K_{IC} , МПа·м ^{1/2}	Розмір порошків, мкм
ЛС59-1	~1,25	—	—
β -Si ₃ N ₄	~14	5,4–6,1	15–25
Al ₂ O ₃	~22	2,8–3,9	35–50
SiC	~30	3,5–4,5	28–40

випадків перевищує значення, одержані за аналогічних режимів УЗУО без застосування порошків. Зокрема, після обробки із порошком β -Si₃N₄ мікротвердість у ~1,3 рази вища, ніж за аналогічного режиму УЗУО поверхні латуні.

Найвище значення мікротвердості ~5,65 ГПа досягається після обробки з порошком карбіду кремнію, ефект зміцнення порівняно із вихідним станом зразка — 4 рази. Це свідчить про суттєву модифікацію структури та складу поверхневого шару латуні ЛС59-1. За даними вимірювання мікротвердості розраховано характеристику пластичності δ_H , межу міцності σ_s та межу плинності $\sigma_{0,2}$ (табл. 2).

На рисунку 2 представлено результати вимірювань мікротвердо-

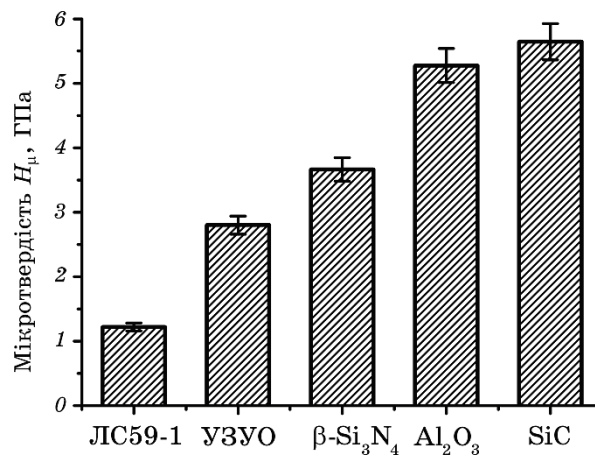


Рис. 1. Мікротвердість латуні ЛС59-1 у вихідному стані, після УЗУО на повітрі ($A = 25$ мкм, $\tau = 150$ с) та композиційних покриттів, сформованих на поверхні латуні за тих самих умов із використанням армувальних порошків β -Si₃N₄, Al₂O₃ та SiC.

Fig. 1. The surface microhardness of Cu–39Zn–1Pb brass specimens in the initial state, after air-UIT ($A = 25$ μ m, $\tau = 150$ s) and for the UIT-modified layers on the brass reinforced by β -Si₃N₄, Al₂O₃ and SiC.

ТАБЛИЦЯ 2. Характеристика пластичності δ_H , межа плинності $\sigma_{0,2}$ та межа міцності σ_s деформаційних поверхневих композитів.**TABLE 2.** Plasticity characteristic δ_H , yield strength $\sigma_{0,2}$ and ultimate strength σ_s of the deformation caused surface composites.

Порошок	δ_H	$\sigma_{0,2}$, ГПа	σ_s , ГПа
Вихідний стан	0,94	3,66	0,58
УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 150$ с)	0,85	8,4	1,75
β -Si ₃ N ₄	0,81	10,98	2,55
Al ₂ O ₃	0,72	15,82	4,32
SiC	0,70	16,93	4,78

сті на різній відстані від поверхні. Одержані результати свідчать про те, що сформовані після УЗУО з порошками β -Si₃N₄, Al₂O₃ та SiC деформаційні композити мають однорідну зміцнену структуру та високу мікротвердість як на поверхні, так і за товщиною зразка латуні ЛС59-1.

Для латуні після УЗУО без армування порошками (рис. 2, крива 1) можна виділити декілька областей по товщині модифікованого шару із різною мікротвердістю. Перша (I) область до ~ 120 мкм — область деформаційного зміцнення зі значенням мікротвердості

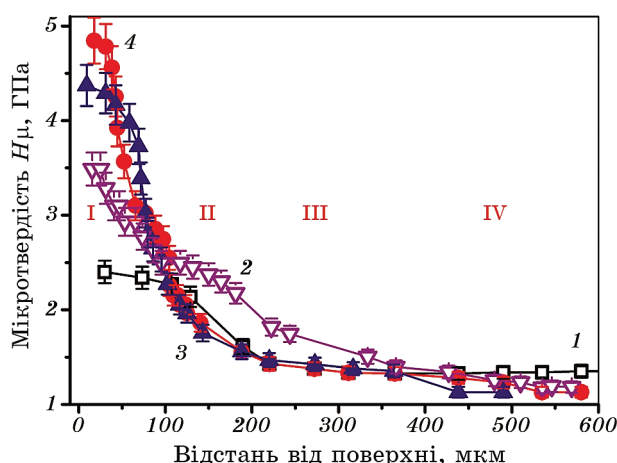


Рис. 2. Зміна мікротвердості латуні ЛС59-1 після УЗУО на повітрі, тривалістю $\tau = 150$ с, по глибині модифікованого шару: 1 — УЗУО на повітрі; 2 — УЗУО з порошком β -Si₃N₄; 3 — УЗУО з порошком Al₂O₃; 4 — УЗУО з порошком SiC.

Fig. 2. Change of microhardness at the depth of the modified layer of Cu-39Zn-1Pb brass after UIT on the air (for $\tau = 150$ s): UIT (1) and the UIT-modified layers reinforced by β -Si₃N₄ (2), Al₂O₃ (3) and SiC (4).

2,1–2,4 ГПа. Друга (II) — перехідна область товщиною ~190 мкм, для якої характерне поступове зменшення мікротвердості до вихідних значень. Загалом глибина модифікованого шару (область III) становить близько 800 мкм.

УЗУО з використанням армувальних частинок SiC (рис. 2, крива 2) дозволяє сформувати на поверхні латуні ЛС59-1 композиційне покриття товщиною ~60 мкм, мікротвердість якого змінюється від 4,7 ГПа до 3,1 ГПа (зона I на рис. 2). Товщина перехідного шару становить ~70 мкм. Область II простягається на ~220 мкм, а загалом глибина модифікованого шару (III) досягає ~500 мкм. Порівняно з УЗУО без порошків (рис. 2, крива 1), у цьому випадку мікротвердість збільшується практично вдвічі, тоді як глибина деформованого шару, навпаки, суттєво зменшується.

З використанням як армувальних частинок Al_2O_3 (рис. 2, крива 3) досягається практично такий самий результат, як і для SiC.

Для випадку $\beta-Si_3N_4$ (рис. 2, крива 4) мікротвердість порівняно з вихідним станом збільшується в 1,5 рази, і, відповідно, у стільки ж разів зменшується товщина деформованого шару порівняно з УЗУО без порошків. Ефект зміцнення зберігається на відстані ~120 мкм від поверхні, на відстані ~600 мкм від поверхні величина мікротвердості зменшується до вихідних значень (у необробленому стані). Товщина перехідного шару (рис. 2, крива 4) у цьому випадку становить ~150 мкм.

Порівнявши результати УЗУО з різними армувальними порошками, можна зробити висновок, що запропонований підхід дозволяє сформувати на поверхні латуні ЛС59-1 високоміцні композиційні покриття товщиною близько 100 мкм. Ефект зміцнення може перевищувати у 4 рази вихідний стан латуні. Наявність перехідного шару свідчить про високу адгезію покриття з матеріалом основи.

Рентгенографічні дослідження зразків латуні ЛС59-1, проведені за допомогою фокусувальної геометрії, представлено на рис. 3, геометрії «ковзного променя» — на рис. 4, а розрахунки кількісного фазового складу за цими даними — на рис. 5.

У вихідному стані та після УЗУО на повітрі (рис. 3, а) зафіксовано наявність α -фази (Cu_2Zn), β -фази ($CuZn$) та свинцю. Після обробки з використанням порошку $\beta-Si_3N_4$ (рис. 3, б) крім рефлексів від α - та β -фаз латуні з'являються рефлекси від $\beta-Si_3N_4$. За результатами кількісного рентгенофазового аналізу (рис. 5, б) кількість $\beta-Si_3N_4$ у приповерхневому шарі товщиною до 30 мкм, становить ~17,5% ваг. У випадку порошку Al_2O_3 (рис. 3, в) додаткові рефлекси належать, відповідно, оксиду алюмінію, кількість якого трохи вища за 19% ваг. (рис. 5, б). Вміст порошку SiC (рис. 3, г) за аналогічних умов обробки є найвищим і складає ~34% ваг. (рис. 5, б).

Одержані результати корелюють із значеннями мікротвердості (рис. 2). Максимальну мікротвердість має порошок SiC (табл. 1) і,

відповідно, у цьому випадку модифікований шар також має найвищу мікротвердість (рис. 3, крива 4) і за даними кількісного рентгенофазового аналізу фокусувальної геометрії одночасно втілюється максимальна кількість частинок (рис. 4, в). Звертає на себе увагу суттєвий перерозподіл інтенсивностей рефлексів від α - та β -фаз та зміни кількісного фазового складу латуні. Для порошку SiC з максимальною твердістю спостерігається зменшення кількості α -фази порівняно із УЗУО без порошоків, а для порошку Al_2O_3 найбільшої фракції, навпаки, кількість цієї фази збільшується. Що стосується β -фази, то її кількість зменшується в усіх випадках, але найбільш суттєво для порошку $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.

Геометрія ковзного променя (рис. 4) характеризує найінтенсивніше деформовану область І. Для цієї області за даними кількісного

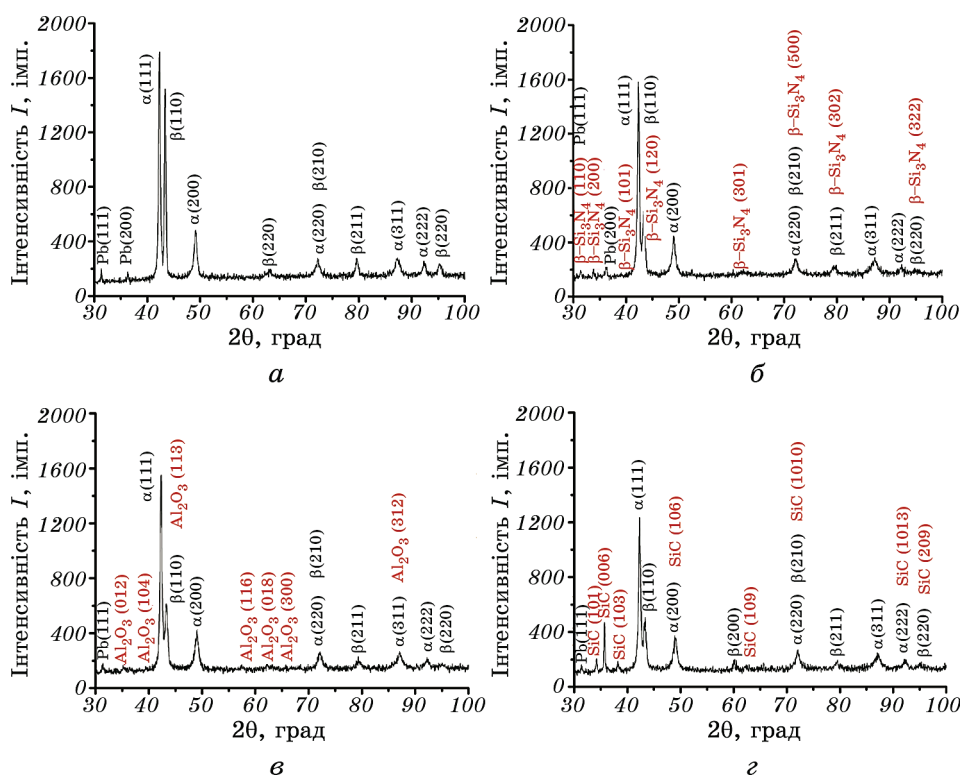


Рис. 3. Дифрактограми зразків латуні ЛС59-1 (фокусувальна геометрія): а — УЗУО на повітрі, б — УЗУО з порошком $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, в — УЗУО з порошком Al_2O_3 , г — УЗУО з порошком SiC ($\tau = 150$ с).

Fig. 3. Diffraction patterns of Cu39Zn1Pb samples (Bragg–Brentano Geometry): in the initial state (a), the UIT-modified layers reinforced by $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (b), Al_2O_3 (c), and SiC (d) ($\tau = 150$ s).

рентгенофазового аналізу (рис. 5, а) спостерігається високий вміст порошків аж до 50% ваг. в усіх випадках та дуже значне зменшення кількості β -фази (аж до 5,5 разів). Раніше у [37] нами показано, що після УЗУО на повітрі латуні ЛС59-1 відбувається фазовий перехід $\beta \rightarrow \alpha$ і кількість α -фази може досягати 92,5%. Це може бути результатом розігрівання поверхневих шарів матричного стопу у процесі ПД.

Мікроструктуру поверхні та поперечного перерізу композиційних покриттів, сформованих ультразвуковою ударною обробкою на повітрі поверхні латуні ЛС59-1 з порошками SiC, β -Si₃N₄ та Al₂O₃ (рис. 6–8), досліджено методом сканувальної електронної мікроскопії.

Після УЗУО з використанням порошку Al₂O₃ (рис. 6, а) спостері-

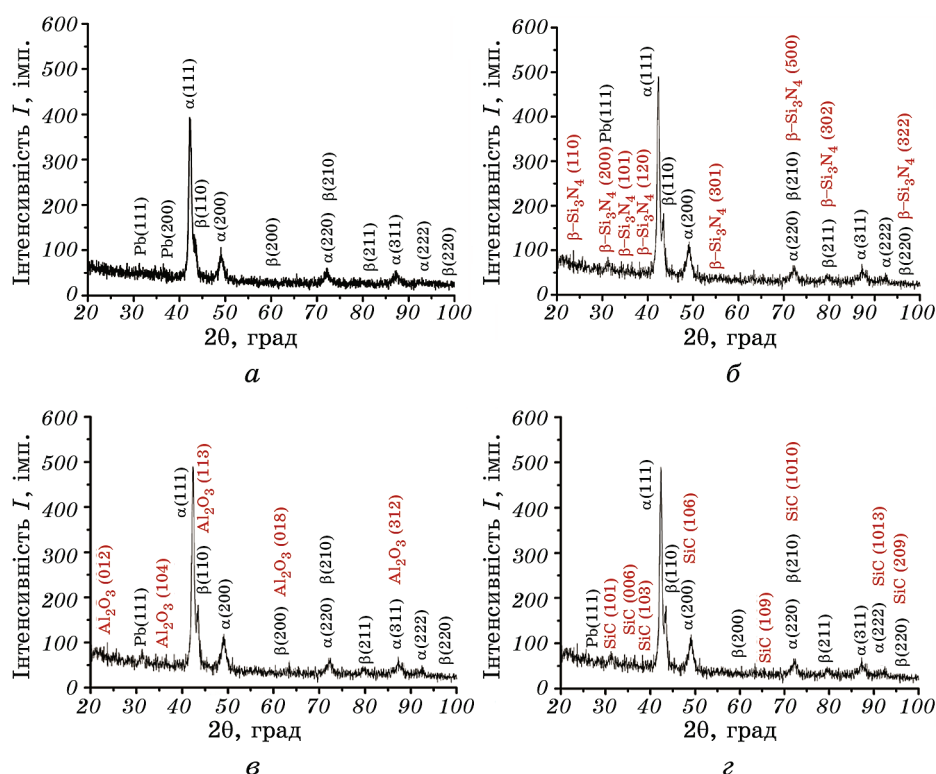


Рис. 4. Дифрактограми зразків латуні ЛС59-1 (геометрія ковзного променя): а — УЗУО на повітрі, б — УЗУО з порошком β -Si₃N₄, в — УЗУО з порошком Al₂O₃, г — УЗУО з порошком SiC (тривалість обробки $\tau = 150$ с).

Fig. 4. Diffraction patterns of Cu39Zn1Pb brass samples (Grazing Incidence Diffraction): in the initial state (a), the UIT-modified layers reinforced by β -Si₃N₄ (b), Al₂O₃ (v), and SiC (z) ($\tau = 150$ s).

гається суттєве збільшення шорсткості поверхні та утворення областей з високим контрастом. Аналіз даних щодо хемічного складу дозволяє стверджувати, що внаслідок вбивання порошку на поверхні стопу ЛС59-1 утворюється композиційне покриття з оксидом алюмінію, яке характеризується частковим перемішуванням останнього з матричним стопом. На СЕМ-зображеннях поперечного перерізу (рис. 6, б) спостерігається достатньо однорідний композиційний шар із максимальним значенням товщини ~ 9 мкм із частинками відповідного порошку, розташованими у матричному стопі.

СЕМ-зображення поверхні зразків після УЗУО із використанням порошку SiC (рис. 7, а) свідчать про значно меншу рівномірність модифікованого шару/покриття порівняно зі зразком УЗУО + Al_2O_3 . У цьому випадку на поверхні спостерігаються поодинокі розподілені глобулярні області темного кольору, які імовірно є наслідком втілення за умов УЗУО порошків SiC. Результати енергодисперсійного аналізу хемічного складу поверхні повністю підтверджують це припущення.

Поперечний переріз композиційного покриття у випадку використання порошку SiC (рис. 7, б), характеризується хвилястою морфологією перехідної зони покриття/матриця, максимальна товщина перевищує 14 мкм. У випадку УЗУО на повітрі латуні без додавання порошків пластична деформація сприяє суттєвому зсуву зерен поверхневого шару, що проявляється у нахилі границь зерен по відношенню до перпендикуляра до поверхні. До того ж спостері-

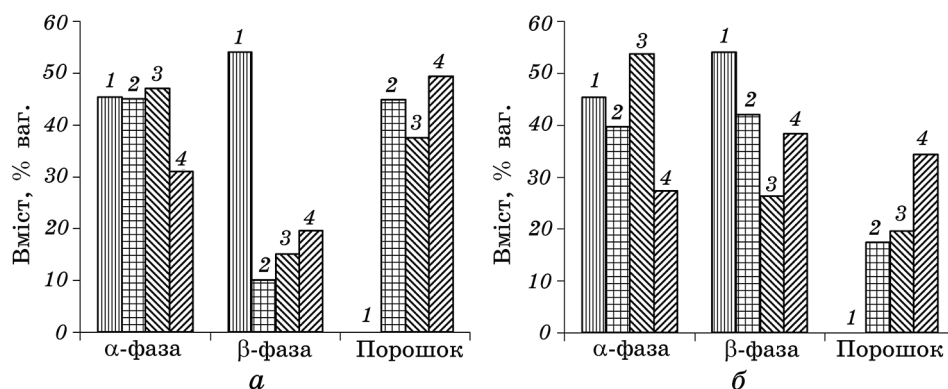


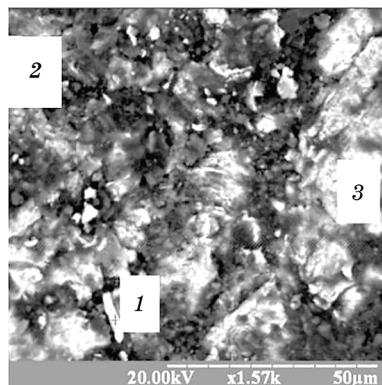
Рис. 5. Кількісний фазовий склад латуні ЛС59-1 після УЗУО на повітрі з армувальними частинками (1 — вихідний стан; 2 — $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$; 3 — Al_2O_3 ; 4 — SiC): а — геометрія ковзного променя, б — фокусувальна геометрія.

Fig. 5. Quantitative phase composition of Cu39Zn1Pb brass samples in the initial state (1) and with the air-UIT-modified layers reinforced by $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (2), Al_2O_3 (3) and SiC (4): а—grazing incidence diffraction, б—Bragg-Brentano geometry.

гається суттєвий градієнт пластичної деформації [37]. У даному випадку також добре простежується цей ефект, оскільки порошок SiC має найвищу твердість і відповідно ступень ІПД поверхневих шарів латуні максимальний.

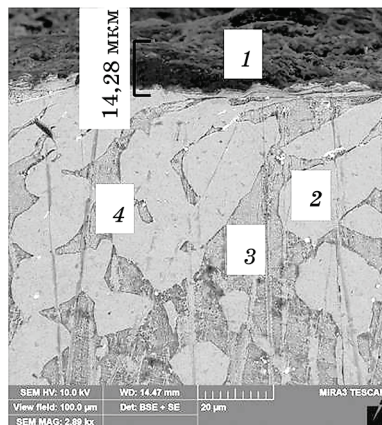
Для випадку УЗУО + β -Si₃N₄ (рис. 8, б) товщина синтезованого покриття коливається в межах 10–12 мкм. Відмінною особливістю цього покриття є найбільша кількість збереженої β -фази латуні та найменший ступень ІПД.

Формування композиційних покриттів методом УЗУО проводили безпосередньо після токарної обробки поверхні двофазної латуні



Концентрація елементів, ат. %	Область дослідження		
	1	2	3
Al	3,04	79,15	3,21
Cu	61,08	12,21	57,03
Zn	34,68	6,46	36,2
Pb	0,2	0,18	0,5

a



Елемент	Область			
	1	2	3	4
O	58,90	—	8,85	3,48
Al	33,79	—	—	—
Si	1,96	—	—	—
Cu	3,06	64,47	60,33	60,06
Zn	2,29	35,53	30,82	24,84
Pb	—	—	—	11,62

б

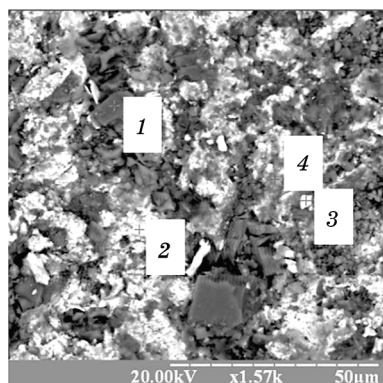
Рис. 6. Морфологія поверхні (*a*) та поперечного перерізу (*б*), а також відповідний хемічний склад композиційного покриття, сформованого УЗУО поверхні латуні ЛС59-1 з використанням порошку Al₂O₃.

Fig. 6. Morphology of the surface (*a*) and cross section (*б*) and chemical composition of the UIT-modified layers reinforced by Al₂O₃.

ЛС59-1, оскільки передбачалось, що періодичний характер рельєфу поверхні дозволить покращити адгезію сформованого покриття з матеріалом основи.

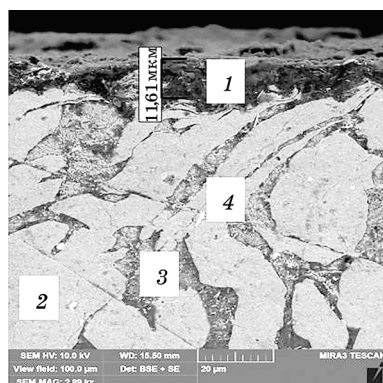
Мікрорельєф поверхні у вихідному стані характеризується чергуванням виступів та западин, які мають однакові висотні характеристики та симетричні за формою (рис. 9, *а*). Тривимірні топографії поверхні зразків латуні після проведення УЗУО тривалістю 150 с з порошками SiC, Al₂O₃ та β-Si₃N₄ (рис. 9, *б–д*) свідчать про суттєву зміну мікрорельєфу поверхні за рахунок інтенсивної деформації незалежно від використаних армувальних частинок.

Параметри шорсткості поверхні зразків після УЗУО суттєво змінюються порівняно з вихідною поверхнею після токарної обробки



Концентрація елементів, ат. %	Область дослідження			
	1	2	3	4
Si	97,72	1,4	0,02	27,65
Cu	0,88	4,63	64,94	46,14
Zn	1,09	33,79	34,67	25,82
Pb	0,31	0,18	0,37	0,39

а



Елемент	Область			
	1	2	3	4
C	24,41	4,14	7,27	5,25
O	7,34	0,57	7,97	2,21
Si	25,36	—	—	—
Cu	25,06	61,97	55,33	47,07
Zn	14,83	33,32	29,43	18,61
Pb	—	—	—	26,86

б

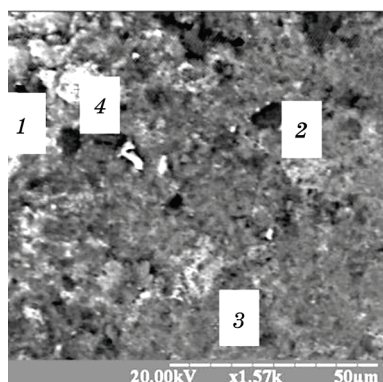
Рис. 7. Морфологія поверхні (*а*) та поперечного перерізу (*б*), а також відповідний хемічний склад композиційного покриття, сформованого УЗУО поверхні латуні ЛС59-1 з використанням порошку SiC.

Fig. 7. Morphology of the surface (*a*) and cross section (*b*) and chemical composition of the UIT-modified layers reinforced by SiC.

(табл. 3). У вихідному стані шорсткість становить $R_a = 3,54$ мкм, $R_z = 11,75$ мкм, а геометричні параметри $S_s = 53991,3$ мкм² та $S_r = 1,14$ мкм². Після УЗУО відбувається повна модифікація топографії поверхні — $R_a = 0,18$ мкм, $R_z = 0,93$ мкм.

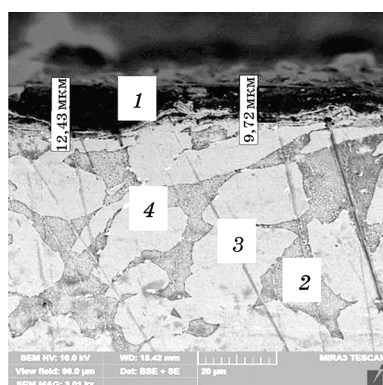
На рисунку 10 представлено двовимірні топографії поверхні зразків латуні у вихідному стані та після обробки з порошками SiC, Al₂O₃ та β-Si₃N₄ з відповідними профілограмами.

Після УЗУО з різними порошками спостерігаються проміжні значення параметрів шорсткості R_a і R_z , а геометричні параметри поверхні S_s та S_r — навпаки збільшуються. У процесі УЗУО відбувається пластичне деформування вихідних мікронерівностей, виступів та заповнення западин матеріалом армувальних частинок.



Концентрація елементів, ат. %	Область дослідження			
	1	2	3	4
Si	97,57	98,38	74,83	1,93
Cu	1,46	0,5	16,81	59,73
Zn	0,6	0,93	8,16	38,2
Pb	0,37	0,19	0,2	0,14

a



Елемент	Область			
	1	2	3	4
N	41,68	—	—	—
O	21,71	8,01	3,30	3,15
Si	31,06	—	—	—
Cu	2,69	56,61	61,58	58,7
Zn	2,86	35,38	35,12	24,77
Pb	—	—	—	13,38

б

Рис. 8. Морфологія поверхні (*a*) та поперечного перерізу (*б*), а також відповідний хемічний склад композиційного покриття, сформованого УЗУО поверхні латуні ЛС59-1 з використанням порошку β-Si₃N₄.

Fig. 8. Morphology of the surface (*a*) and cross section (*б*) and chemical composition of the UIT-modified layers reinforced by β-Si₃N₄.

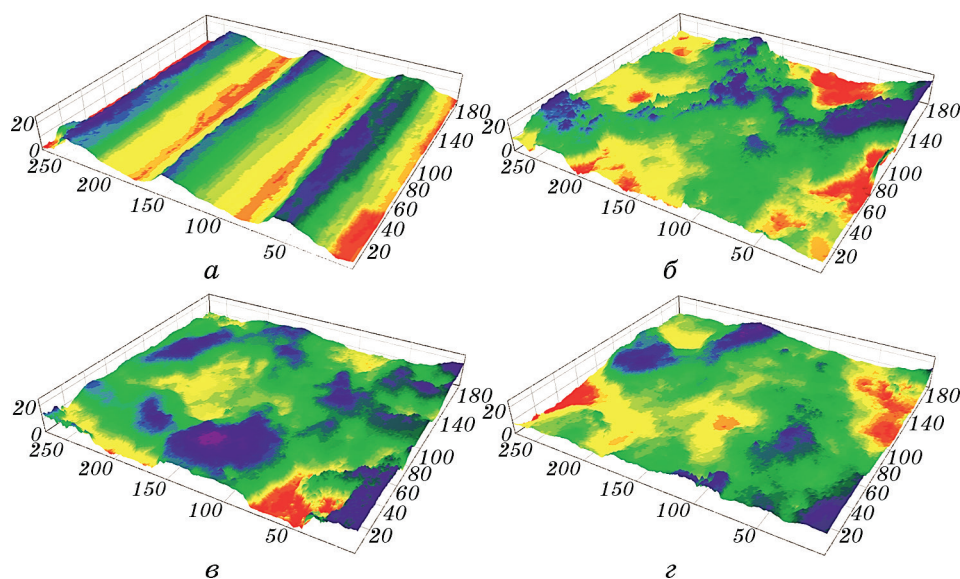


Рис. 9. Тривимірна топографія поверхні зразків латуні: *а* — вихідний стан (після токарної обробки), *б* — порошок $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, *в* — порошок Al_2O_3 , *г* — порошок SiC.

Fig. 9. Three-dimensional topography of the surface of Cu39Zn1Pb samples in the initial state (*a*), with the UIT-modified layers reinforced by $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (*b*), Al_2O_3 (*c*), and SiC (*d*).

Мінімальні значення параметрів шорсткості ($R_a = 1,76$ мкм, $R_z = 4,53$ мкм) спостерігаються після УЗУО з порошком SiC. Сформований рельєф поверхні має виступи та западини, до того ж площа поверхні $S_s = 56068,5$ мкм² та відносна площа $S_r = 1,18$ мкм² дещо збільшуються порівняно з вихідним станом.

Після обробки з використанням порошку $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ формується рельєф поверхні з найбільшими перепадами висот. До того ж параметр шорсткості $R_a = 3$ мкм, а геометричні параметри збільшуються

ТАБЛИЦЯ 3. Параметри шорсткості поверхні латуні ЛС59-1.

TABLE 3. Surface roughness parameters of the Cu39Zn1Pb brass.

Зразок	R_a , мкм	R_z , мкм	S_s , мкм ²	S_r , мкм ²
Вихідний стан	3,541	11,75	53991,3	1,14
УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 150$ с)	0,179	0,923	48682,9	1,02
SiC	1,759	4,528	56068,5	1,18
Al_2O_3	2,404	4,946	58243,5	1,23
$\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$	2,996	8,102	75026,7	1,58

($S_s = 75026,7 \text{ мкм}^2$ та $S_r = 1,58 \text{ мкм}^2$) порівняно з вихідним станом, тобто рельєф стає більш розвиненим.

Причиною виявлених розбіжностей параметрів шорсткості для різних використаних порошків можуть бути особливості деформаційно ініційованих змін фазового складу поверхні (зміна співвідношення α - і β -фаз), а також різний ступень подрібнення втілених частинок у процесі УЗУО.

У результаті УЗУО обробки зразків латуні із застосуванням армувальних частинок $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, Al_2O_3 та SiC формуються композиційні покриття з розвиненим рельєфом поверхні та неоднорідною струк-

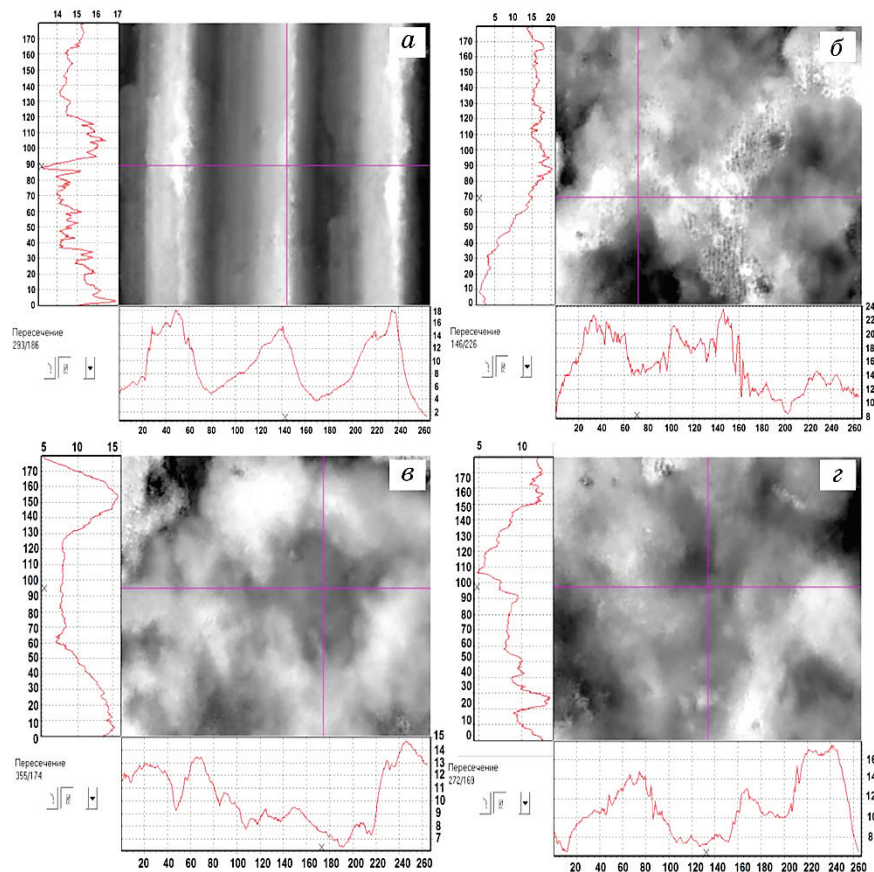


Рис. 10. Двовимірні топографії поверхні зразків латуні у вихідному стані та після УЗУО: *а* — вихідний стан (після токарної обробки), *б* — УЗУО з порошком $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$, *в* — УЗУО з порошком Al_2O_3 , *г* — УЗУО з порошком SiC .

Fig. 10. Two-dimensional surface topographies of the surface of Cu39Zn1Pb samples in the initial state (*a*), with the UIT-modified layers reinforced by $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ (*б*), Al_2O_3 (*в*), and SiC (*г*).

ТАБЛИЦЯ 4. Механічні характеристики за результатами інденування.**TABLE 4.** Mechanical characteristics according to indentation results.

Умови обробки	H_{IT}	$H_{IT}, \%$	E	$E, \%$	δ_A	$\delta_A, \%$
Вихідний стан	1,625	5,8	107,2	5,7	0,879	0,8
УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 150$ с)	2,505	0,162	94,95	6,196	0,774	0,015
β -Si ₃ N ₄	2,74	0,850	96,58	40,36	0,770	0,092
Al ₂ O ₃	4,42	2,787	132,98	21,75	0,769	0,074
SiC	4,25	1,854	135,62	57,48	0,781	0,051

турою, якість яких визначають їхні фізико-механічні властивості. У табл. 4 наведено механічні характеристики за результатами інденування з використанням індентора Берковича (середнє значення твердості H_{IT} , пластичності δ_A та контактного модулю пружності E) зразків латуні ЛС59-1 у вихідному стані, після УЗУО ($A = 25$ мкм, $\tau = 150$ с) та після обробки з порошками SiC, Al₂O₃ та β -Si₃N₄. Наведено середні значення за результатами щонайменше десяти вимірювань в областях з найменшою шорсткістю поверхні.

Середнє значення твердості H_{IT} після УЗУО з використанням армувальних частинок збільшується приблизно вдвічі порівняно з аналогічним режимом обробки та втричі порівняно з вихідним станом. Середнє значення модулю Юнга після обробки на повітрі зменшується з 107,2 ГПа до 94,95 ГПа порівняно з вихідним станом. УЗУО з порошками SiC та Al₂O₃ сприяє збільшенню модулю Юнга на ~20%, тоді як застосування Si₃N₄ — навпаки до його зменшення.

Експериментальні результати свідчать, що значення мікротвердості поверхні латуні ЛС59-1 після УЗУО з порошками за методом Вікерса цілком задовільно узгоджуються зі значеннями інструментальної твердості за Мейєром. Деяка відмінність між ними може бути обумовлена використанням інденторів різного типу, а також розвиненим рельєфом поверхні, що ускладнює вимірювання.

4. ВИСНОВКИ

1. Доведено можливість синтезу високоміцних композиційних покриттів ультразвуковою ударною обробкою поверхні латуні ЛС59-1 впродовж 150 с на повітрі з додаванням порошків SiC, β -Si₃N₄ та Al₂O₃.

2. Мікротвердість композиційних покриттів перевищує значення, одержані за аналогічного режиму УЗУО без застосування порошків. Найвище значення мікротвердості ~5,65 ГПа досягається після обробки з порошком SiC, ефект зміцнення порівняно із вихідним станом зразка — 4 рази. Виявлено задовільну кореляцію значень мікротвердості поверхні латуні за методом Вікерса зі значеннями ін-

струментальної твердості за Мейєром.

3. Часткове подрібнення та втілення порошків у приповерхневий шар латуні внаслідок інтенсивної пластичної деформації, спричиненої УЗУО, обумовлюють градієнтну структуру синтезованих покриттів: ущільнений шар порошку товщиною близько 100 мкм, перехідний шар товщиною до 150 мкм та область деформаційного зміцнення товщиною до 400 мкм. Наявність перехідного шару є умовою високої адгезії покриття до матеріалу основи.

4. У результаті УЗУО відбувається суттєвий перерозподіл інтенсивностей дифракційних рефлексів від α - та β -фаз та зміна кількісного фазового складу латуні: для порошку SiC спостерігається зменшення кількості α -фази порівняно із УЗУО без порошків, а для порошку Al_2O_3 кількість цієї фази збільшується; кількість β -фази зменшується в усіх випадках, але найбільш суттєво для порошку $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$.

5. У процесі УЗУО змінюється морфологія поверхні латуні за рахунок пластичного деформування вихідних мікронерівностей, виступів, та заповнення западин матеріалом армувальних частинок. Мінімальне значення параметра шорсткості ($R_a = 1,76$ мкм) спостерігається після УЗУО з порошком SiC, а максимальне — з порошком $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ ($R_a = 3,0$ мкм). Така різниця обумовлюється змінами фазового складу поверхні (співвідношення α - і β -фаз), а також різним ступенем подрібнення втілених частинок.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. Sabbaghian, M. Shamanian, H. R. Akramifard, and M. Esmailzadeh, *Ceram. Int.*, **40**: 12969 (2014).
2. N. Radhika, S. Thirumalini, and R. Jojith, *Silicon*, **11**: 2103 (2019).
3. K. S. Prakash, T. Thankachan, and R. Radhakrishnan, *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, **27**: 627 (2017).
4. I. Dinaharan, R. Sathiskumar, and N. Murugan, *J. Mater. Res. Technol.*, **5**: 302 (2016).
5. T. Thankachan, K. Soorya Prakash, and M. Loganathan, *Mater. Manuf. Process.*, **3**: 350 (2018).
6. D. Aruri, K. Adepu, and K. Bazavada, *J. Mater. Res. Technol.*, **2**: 362 (2013).
7. Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, V. G. Efremenko, T. V. Pastukhova, and B. V. Efremenko, *Pytannya Atomnoyi Nauky i Tekhniky* [Problems of Atomic Sci. Technol.], No. 5 (123): 167 (2019).
8. Ю. Г. Чабак, В. И. Федун, Т. В. Пастухова, В. И. Зурнаджи, С. П. Бережный, В. Г. Ефременко, *Питання атомної науки і техніки*, № 4 (110): 97 (2017).
9. M. Kindrachuk, A. Shevchenko, and A. Kryzhanovskiy, *Aviation*, **20**, No. 4: 155 (2016).
10. M. V. Kindrachuk, A. I. Vol'chenko, D. A. Vol'chenko, D. Y. Zhuravlev, and V. M. Chufus, *Mater. Sci.*, **54**, No. 1: 69 (2018).
11. N. Yuvraj, and S. Aravindan, *J. Mater. Res. Technol.*, **4**: 398 (2015).

12. S. Rathee, S. Maheshwari, A. N. Siddiquee, and M. Srivastava, *Silicon*, **11**: 797 (2019).
13. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 1: 49 (2017).
14. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 9: 1269 (2015).
15. A. Devaraju, A. Kumar, and B. Kotiveerachari, *Mater. Des.*, **45**: 576 (2013).
16. R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFaden, N. A. Mara, and A. K. Mukherjee, *Scr. Mater.*, **42**: 163 (1999).
17. N. Saini, C. Pandey, S. Thapliyal, and D. K. Dwivedi, *Silicon*, **10**: 1979 (2018).
18. M. Srivastava, S. Rathee, A. N. Siddiquee, and S. Maheshwari, *Silicon*, **11**: 2149 (2018).
19. Y. Mazaheri, F. Karimzadeh, and M. H. Enayati, *Metall. Mater. Trans. A*, **45**: 2250 (2014).
20. F. Khodabakhshi, A. Simchi, A. H. Kokabi, M. Sadeghahmadi, and A. P. Gerlich, *Mater. Sci. Technol.*, **31**: 426 (2015).
21. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, М. В. Кіндрачук, *Металлофиз. новейшие технол.*, **38**, № 4: 545 (2016).
22. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 12: 1611 (2019).
23. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko, *Low Temp. Phys.*, **36**, No. 7: 809 (2010).
24. Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова, *Вопросы атомной науки и техники*, **98**, № 4: 182 (2011).
25. Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Uspekhi Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
26. S. R. Ignatovich, I. M. Zakiev, D. I. Borisov and V. I. Zakiev, *Strength of Materials*, **38**: 428 (2006).
27. I. Zakiev and E. Aznakayev, *J. Association for Laboratory Automation*, **7**: 44 (2002).
28. M. Storchak, I. Zakiev, and L. Träris, *J. Mech. Sci. Technol.*, **32**: 315 (2018).
29. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength of Materials*, **41**, Iss. 2: 155 (2009).
30. V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodnitskyi, V. I. Zakiev, I. M. Zakiev, S. R. Ignatovich, S. N. Dub, and N. O. Kuzin, *J. Superhard Mater.*, **41**, Iss. 6: 388 (2019).
31. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. O. Kruhlov, and V. I. Zakiev, *Surf. Coat. Technol.*, **361**: 413 (2019).
32. H. Özkan Gülsoy, S. Özbey, S. Pazarlioglu, M. Çiftci, and H. Akyurt, *Int. J. Mater. Mech. Manufact.*, **4**, Iss. 6: 111 (2016).
33. Л. В. Тихонов, В. А. Кононенко, Г. И. Прокопенко, В. А. Рафаловский, *Механические свойства металлов и сплавов* (Киев: Наукова думка: 1986).
34. Г. А. Гогоци, *Проблемы прочности*, **1**: 120 (2000).
35. М. С. Болдин, Н. В. Сахаров, С. В. Шотин, А. В. Чувильдеев, Д. Н. Нохрин, *Вестник Нижегородского университета им. Н. И. Лобачевского*, **6**: 32 (2012).
36. А. П. Гаршин, В. М. Шумячер, О. И. Пущкарев, *Научные исследования и разработки. Новые огнеупоры*, **1**: 31 (2014).

37. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, 42, № 3: 363 (2020).

REFERENCES

1. M. Sabbaghian, M. Shamanian, H. R. Akramifard, and M. Esmailzadeh, *Ceram. Int.*, **40**: 12969 (2014).
2. N. Radhika, S. Thirumalini, and R. Jojith, *Silicon*, **11**: 2103 (2019).
3. K. S. Prakash, T. Thankachan, and R. Radhakrishnan, *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*, **27**: 627 (2017).
4. I. Dinaharan, R. Sathiskumar, and N. Murugan, *J. Mater. Res. Technol.*, **5**: 302 (2016).
5. T. Thankachan, K. Soorya Prakash, and M. Loganathan, *Mater. Manuf. Process.*, **3**: 350 (2018).
6. D. Aruri, K. Adepu, and K. Bazavada, *J. Mater. Res. Technol.*, **2**: 362 (2013).
7. Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, V. G. Efremenko, T. V. Pastukhova, and B. V. Efremenko, *Pytannya Atomnoyi Nauky i Tekhniky*, No. 5 (123): 167 (2019).
8. Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, T. V. Pastukhova, V. I. Zurnadzhy, S. P. Berezhnyy, and V. G. Efremenko, *Pytannya Atomnoyi Nauky i Tekhniky*, No. 4 (110): 97 (2017) (in Russian).
9. M. Kindrachuk, A. Shevchenko, and A. Kryzhanovskiy, *Aviation*, **20**, No. 4: 155 (2016).
10. M. V. Kindrachuk, A. I. Vol'chenko, D. A. Vol'chenko, D. Y. Zhuravlev, and V. M. Chufus, *Mater. Sci.*, **54**, No. 1: 69 (2018).
11. N. Yuvaraj, and S. Aravindan, *J. Mater. Res. Technol.*, **4**: 398 (2015).
12. S. Rathee, S. Maheshwari, A. N. Siddiquee, and M. Srivastava, *Silicon*, **11**: 797 (2019).
13. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No.1: 49 (2017) (in Ukrainian).
14. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
15. A. Devaraju, A. Kumar, and B. Kotiveerachari, *Mater. Des.*, **45**: 576 (2013).
16. R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFaden, N. A. Mara, and A. K. Mukherjee, *Scr. Mater.*, **42**: 163 (1999).
17. N. Saini, C. Pandey, S. Thapliyal, and D. K. Dwivedi, *Silicon*, **10**: 1979 (2018).
18. M. Srivastava, S. Rathee, A. N. Siddiquee, and S. Maheshwari, *Silicon*, **11**: 2149 (2018).
19. Y. Mazaheri, F. Karimzadeh, and M. H. Enayati, *Metall. Mater. Trans. A*, **45**: 2250 (2014).
20. F. Khodabakhshi, A. Simchi, A. H. Kokabi, M. Sadeghahmadi, and A. P. Gerlich, *Mater. Sci. Technol.*, **31**: 426 (2015).
21. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and M. V. Kindrachuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 4: 545 (2016) (in Ukrainian).
22. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and D. V. Pefti,

- Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 12: 1611 (2019) (in Ukrainian).
23. L. S. Fomenko, A. V. Rusakova, S. V. Lubenets, and V. A. Moskalenko, *Low Temp. Phys.*, **36**, No. 7: 809 (2010).
24. Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, and I. V. Goncharova, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, **98**, No. 4: 182 (2011) (in Russian).
25. Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko, *Uspekhi Fiz. Met.*, **19**, No. 3: 271 (2018).
26. S. R. Ignatovich, I. M. Zakiev, D. I. Borisov and V. I. Zakiev, *Strength of Materials*, **38**: 428 (2006).
27. I. Zakiev and E. Aznakayev, *J. Association for Laboratory Automation*, **7**: 44 (2002).
28. M. Storchak, I. Zakiev, and L. Träris, *J. Mech. Sci. Technol.*, **32**: 315 (2018).
29. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength of Materials*, **41**, Iss. 2: 155 (2009).
30. V. A. Mechnik, N. A. Bondarenko, V. M. Kolodnitskyi, V. I. Zakiev, I. M. Zakiev, S. R. Ignatovich, S. N. Dub, and N. O. Kuzin, *J. Superhard Mater.*, **41**, Iss. 6: 388 (2019).
31. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, I. O. Kruhlov, and V. I. Zakiev, *Surf. Coat. Technol.*, **361**: 413 (2019).
32. H. Özkan Gülsoy, S. Özbey, S. Pazarlioglu, M. Çiftci, and H. Akyurt, *Int. J. Mater. Mech. Manufact.*, **4**, Iss. 6: 111 (2016).
33. L. V. Tikhonov, V. A. Kononenko, G. I. Prokopenko, and V. A. Rafalovskiy, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov i Splavov, Spravochnik* [Mechanical Properties of Metals and Alloys. Handbook] (Kiev: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
34. Y. A. Gogotsi, *Problemy Prochnosti*, **1**: 120 (2000) (in Russian).
35. M. S. Boldin, N. V. Sakharov, S. V. Shotin, A. V. Chuvildeev, and D. N. Nokhrin, *Vestnik Nizhniy Novgorod University Named N. I. Lobachevsky*, **6**: 32 (2012) (in Russian).
36. A. P. Garshin, V. M. Shumyacher, and O. I. Pushkarev, *Nauchnye Issledovaniya i Razrabotki. Novye Ogneupory*, **1**: 31 (2014) (in Russian).
37. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).