

PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY

PACS numbers: 43.35.+d, 68.35.Gy, 81.05.Ni, 81.40.Lm, 81.65.-b, 83.10.Tv, 83.50.Uv

Формування композитних шарів ультразвуковим ударним обробленням латуні ЛС59-1 із використанням армувальних частинок карбіду кремнію

А. П. Бурмак*, Б. М. Мордюк^{*,**}, С. І. Сидоренко*,
С. М. Волошко*, В. В. Могилко*

*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

Досліджено структуру, фазовий склад та механічні властивості композитних покриттів, синтезованих ультразвуковою ударною обробкою (УЗУО) поверхневих шарів двофазної латуні ЛС59-1 із додаванням армувальних частинок SiC різних фракцій (3–5 мкм, 14–20 мкм, 40–50 мкм, 80–100 мкм, 160–200 мкм). Внаслідок інтенсивної пластичної деформації, спричиненої УЗУО, відбувається часткове подрібнення та втілення порошку SiC до приповерхневих шарів латуні. Пропонований підхід дозволяє синтезувати високоміцні композитні покриття товщиною близько ~50 мкм. Максимальний ефект зміцнення внаслідок найбільшого ступеня подрібнення кристалітів фазових складових латуні досягається за умов армування порошком SiC з розміром частинок 160–200 мкм. Застосування фракції карбіду кремнію 40–50 мкм дає найкращий результат з точки зору

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: bmordyuk@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

Citation: A. P. Burmak, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and V. V. Mohylko, Formation of Composite Layers by Ultrasonic Impact Treatment of Cu–39Zn–1Pb Brass Using Silicon Carbide Reinforcing Particles, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 1: 97–110 (2022) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.44.01.0097](https://doi.org/10.15407/mfint.44.01.0097)

мінімального розміру областей когерентного розсіювання порошку та його більшої об'ємної частки і рівномірності розподілу у поверхневому шарі (рентгеноспектральний мікроаналіз показує мінімальний вміст цинку і міді та максимальну кількість силіцію та вуглецю). Незважаючи на те, що мікротвердість такого покриття дещо нижча, ніж для випадку застосування під час УЗУО порошоків більшого розміру, суцільність, однорідність і рівномірність сформованого у цьому випадку покриття є максимальними.

Ключові слова: ультразвукова ударна обробка, інтенсивна пластична деформація, композитне покриття, мікротвердість, фазовий склад.

The structure, phase composition and mechanical properties of composite coatings synthesized by ultrasonic impact treatment (UIT) of the surface layers of two-phase Cu–39Zn–1Pb brass with the addition of reinforcing SiC particles of different fractions, *i.e.* 3–5 μm , 14–20 μm , 40–50 μm , 80–100 μm , 160–200 μm , are studied. Owing to severe plastic deformation caused by UIT, there is a partial grinding and embodiment of the SiC powders into the near-surface layers of brass. The proposed approach allows synthesising the high-strength composite coatings with a thickness of $\sim 50 \mu\text{m}$. The maximum hardening effect due to the maximum crystallites' refinement of the phase components of brass is achieved under conditions of reinforcement with the SiC powder with a particle size of 160–200 μm . Application of the SiC powder fraction of 40–50 μm gives the best result in terms of the minimum of coherent-scattering regions' size of the SiC powder and its higher volume fraction and more uniform distribution in the surface layer (EDX analysis shows minimum contents of Zn and Cu, and maximum contents of Si and C). Despite the fact that the microhardness of such a coating is slightly lower than those for the UIT-produced composites with the powders of larger size, the integrity, homogeneity, and uniformity of the formed composite coating are maximal in this case.

Key words: ultrasonic impact treatment, severe plastic deformation, composite coating, microhardness, phase composition.

(Отримано 13 жовтня 2021 р.)

1. ВСТУП

Одним з перспективних напрямів сучасного матеріалознавства є створення зносостійких покриттів на поверхні металів та сплавів із застосуванням методів як термічного впливу [1] з високою швидкістю нагріву та охолодження [2], так і атермічної високоенергетичної обробки [3–6]. Товщина модифікованого поверхневого шару для випадку, наприклад, імпульсного плазмового нагріву перевищує 200–250 мкм [7], а для випадку атермічної ультразвукової ударної обробки, зазвичай, складає 100–150 мкм [8–12] в залежності від матеріалу матричного стопу. Виключенням є латунь, для якої після ультразвукової ударної обробки (УЗУО) в середовищі аргону та на повітрі зміцнення до $\sim 200\%$ реєструється на глибині до $\sim 1 \text{ мм}$ [13]. Після піскоструминної обробки [14] такого ефекту не спостеріга-

ється — наноструктурований шар має товщину порядку 130 мкм. Відмінності процесу інтенсивного деформування $\alpha + \beta$ -латуні можуть бути обумовлені надпластичністю за рахунок внутрішньозеренного ковзання у зернах α -фази, яка спостерігалась за умов інтенсивного тертя [15] та рівноканального кутового пресування [16].

Що стосується синтезу нанокомпозитних покриттів на стопах міді, зокрема латуні, то останнім часом основна увага приділяється методу тертя з перемішуванням, так званому стір-процесу (friction stir processing). Показано, що додавання до зони обробки суміші керамічних частинок 25% AlN + 75% BN дозволяє збільшити мікротвердість поверхні мідної матриці з 60 HV до 77 HV [17]. У роботі [18] з аналогічною метою використано суміш керамічних частинок SiC та h-BN за різного їх співвідношення: 100% SiC, 100% h-BN, 50% SiC + 50% h-BN і досягти максимального значення мікротвердості 181,5 HV для композитного покриття з 18% об. частинок SiC, що втричі перевищує значення мікротвердості мідної матриці. Використання більш складної суміші з хемічним складом (% ваг.): SiO₂–49,50, Al₂O₃–25,54, Fe₂O₃–8,92, CaO–6,13, MnO₂–1,03, K₂O–0,65, TiO₂–0,53, Na₂O–0,47 дозволила авторам [19] не тільки підвищити мікротвердість сформованих на латуні композитних покриттів від 142 HV до 173 HV, а і втричі зменшити швидкість зношування та коефіцієнт тертя. Розмір зерен водночас зменшився з 11 до 3 мкм за умови, що вміст суміші складав 18% об.

У роботі [20] поверхню мідної матриці зміцнено методом тертя зі перемішуванням з частинками MoS₂ та Ti₂AlC: мікротвердість збільшується на 38 та 55%, гранична межа міцності — на 75 та 175%, а коефіцієнт тертя зменшується на 32 та 20%, відповідно, порівняно з вихідним станом.

Атермічне формування поверхневих нанокомпозитів із використанням ультразвукової ударної обробки апробовано для двофазної латуні ЛС59-1 [21] із додаванням порошків Al₂O₃, SiC та β -Si₃N₄, що дозволило досягти максимального ефекту зміцнення до 4 разів порівняно із вихідним станом. Найвище значення мікротвердості (~5,65 ГПа) зафіксовано після обробки з порошком SiC, фракція якого складала 20–40 мкм. Наявність перехідного шару товщиною до 150 мкм з градієнтною структурою підтверджує високу адгезію покриття до матеріалу основи. 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 β -Si₃N₄ ($R_a = 3,0$ мкм). Така різниця обумовлена змінами фазового складу поверхні (співвідношення α - і β -фаз), а також різним ступенем подрібнення втілених частинок.

Оскільки армування поверхні латуні шляхом УЗУО з порошком

SiC виявилось найбільш придатним з точки зору усіх досліджених характеристик, у даній роботі використано дисперсні порошки SiC п'яти інших фракцій. Запропонований підхід мав на меті визначення оптимальної фракції порошку для синтезу композитних покриттів на латуні ЛС59-1 з покращеним комплексом властивостей.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Докладно методику ультразвукової ударної обробки для формування композитних покриттів викладено в [11, 12, 21]. Амплітуда коливань ультразвукового хвилеводу становила 25 мкм, тривалість обробки на повітрі — 150 с. Обробляли зразок як без порошку, так із додаванням порошку до зони обробки.

Вимірювання мікротвердості поверхні стопу Д16 виконували на приладі ПМТ-3М за навантаження 100 г.

Глибину модифікованого шару та концентрацію атомів Cu та Al досліджували методом мікрорентгеноспектрального аналізу за допомогою приладу РЕММА-106И. Рентгенівські дослідження проводили з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінювання CuK_α). Реєстрацію проводили в інтервалі кутів $2\theta = 20\text{--}140^\circ$ з кроком $0,02^\circ$ та часом витримки 2 с. Обробку рентгенівських спектрів та визначення якісного і кількісного фазового складу здійснювали з використанням програмного забезпечення Rigaku, міжнародної бази даних дифракції PDF-2 та відкритої бази кристалографічних даних COD. Розрахунок розміру областей когерентного розсіяння (ОКР) та ступеню деформації кристалічної ґратниці проводили за методом Холдера–Вагнера. Визначення кількісного фазового складу після УЗУО з використанням армувальних часток проводили методом Reference Intensity Ratio. Даний метод полягає у порівнянні відношення інтенсивностей найсильніших рефлексів фази і корунду в їхній суміші з масовими частками.

Стоп ЛС59-1 має наступний хемічний склад: Cu–58,9 ат.%, Zn–39,6 ат.%, Pb–1,04 ат.%. Після рекристалізаційного відпалу за температури 500°C латунь ЛС59-1 має двофазну структуру $\alpha + \beta$ з достатньо високою кількістю β -фази. Співвідношення вмісту α - і β -фаз у вихідному стані становило $\sim 55:45$. Для досліджень використовували зразки у вигляді циліндрів діаметром 15 мм і висотою 8 мм ($\pm 0,5$ мм), одержані різанням прутків перпендикулярно напрямку прокатки. Інтервали розмірів порошків SiC різних фракцій складали: 3–5 мкм, 14–20 мкм, 40–50 мкм, 80–100 мкм, 160–200 мкм.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Результати вимірювання 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 SiC різних фракцій наведено на рис. 1.

Мікротвердість латуні ЛС59-1 після УЗУО на повітрі перевищує її мікротвердість у вихідному стані приблизно втричі, а для синтезованих композитних покриттів максимальне значення мікротвердості досягає 6,7 ГПа для випадку використання порошку SiC розміром 160–200 мкм (тобто ефект зміцнення — понад 5 разів). Застосування армувальних частинок усіх фракцій дозволяє збільшити значення HV порівняно із аналогічним режимом УЗУО без застосування порошків. Але зі збільшенням розміру частинок мікротвердість композитного покриття поступово зростає.

Рентгенографічні дослідження зразків латуні ЛС59-1 у вихідному стані та після УЗУО на повітрі (рис. 2, *a*) показали наявність α -фази (Cu_2Zn), β -фази ($CuZn$) та Pb. Після УЗУО з використанням порошку SiC різних фракцій (рис. 2, *b–e*) з'являються додаткові рефлекси від карбіду кремнію.

На рисунку 3 показано вплив фракції порошку на зміну інтенсивності рефлексів SiC (101), (006) і (103) у композитних покриттях, що синтезовані шляхом УЗУО поверхні латуні ЛС59-1.

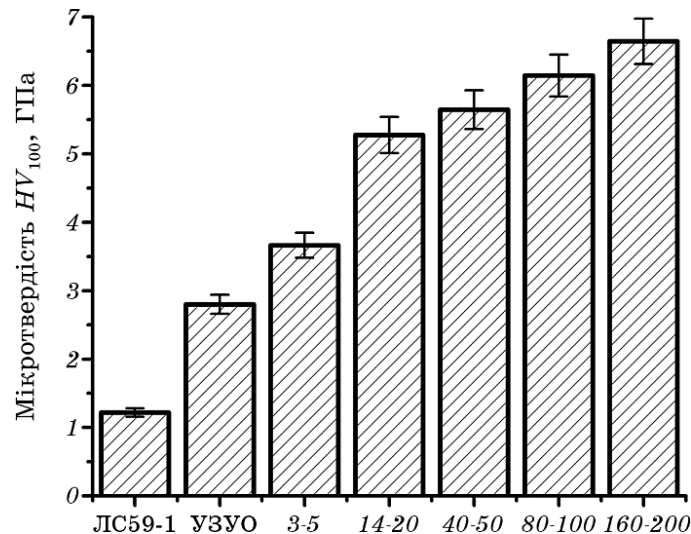


Рис. 1. Мікротвердість латуні ЛС59-1 у вихідному стані, після УЗУО на повітрі та після УЗУО на повітрі з використанням армувальних порошків SiC різних фракцій.

Fig. 1. The surface microhardness of the Cu-39Zn-1Pb alloy after heat treatment (initial state), UIT and UIT + SiC (different fractions).

Максимальна його інтенсивність спостерігається для фракції по-

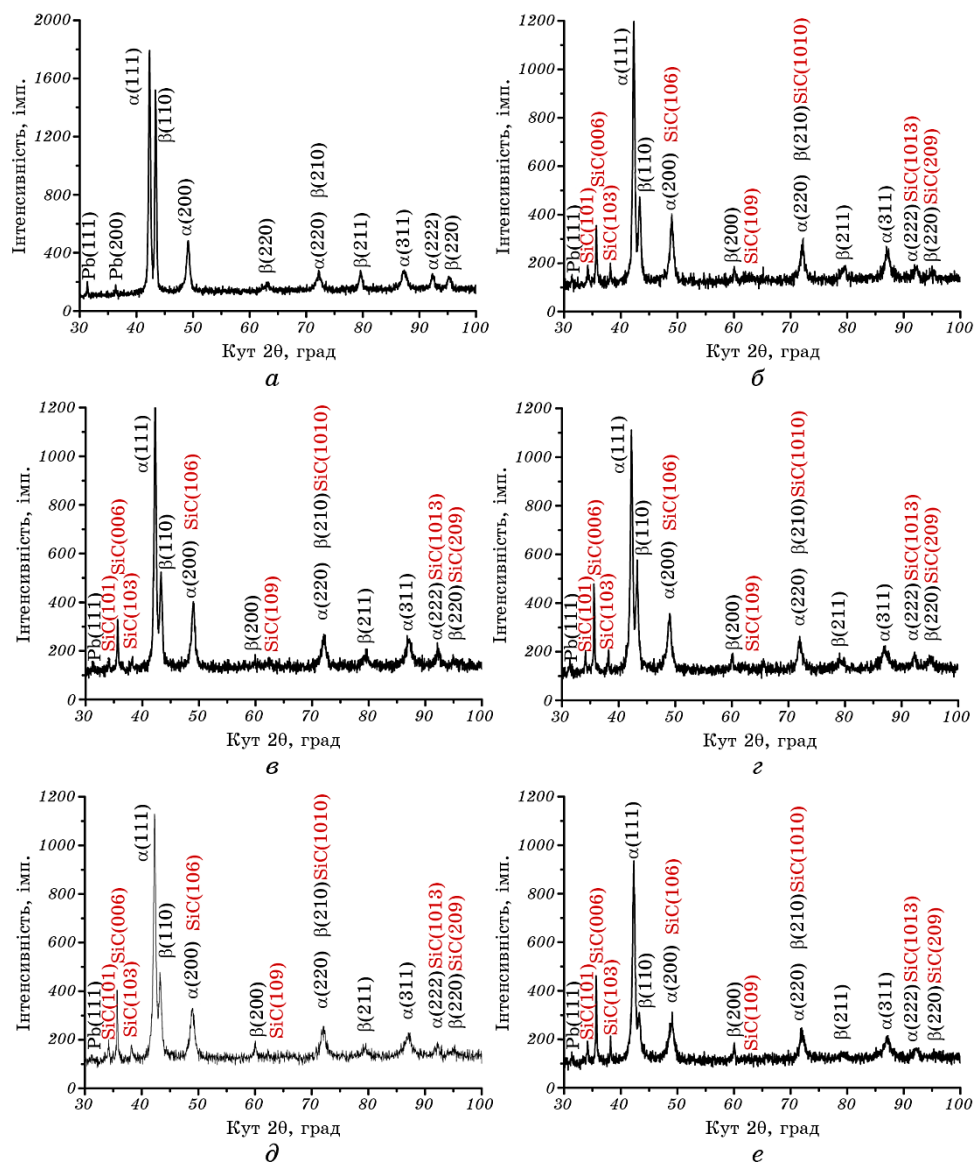


Рис. 2. Дифрактограми зразків латуні ЛС59-1 після УЗУО на повітрі: без порошку (а), з використанням порошку SiC різних фракцій: $d = 3\text{--}5$ мкм (б), $d = 14\text{--}20$ мкм (в), $d = 40\text{--}50$ мкм (г), $d = 80\text{--}100$ мкм (д), $d = 160\text{--}200$ мкм (е).

Fig. 2. Diffraction patterns of the Cu-39Zn-1Pb alloy after UIT: without powder (a), with powders (different fractions): $d = 3\text{--}5\text{ }\mu\text{m}$ (б), $d = 14\text{--}20\text{ }\mu\text{m}$ (в), $d = 40\text{--}50\text{ }\mu\text{m}$ (г), $d = 80\text{--}100\text{ }\mu\text{m}$ (д), $d = 160\text{--}200\text{ }\mu\text{m}$ (е).

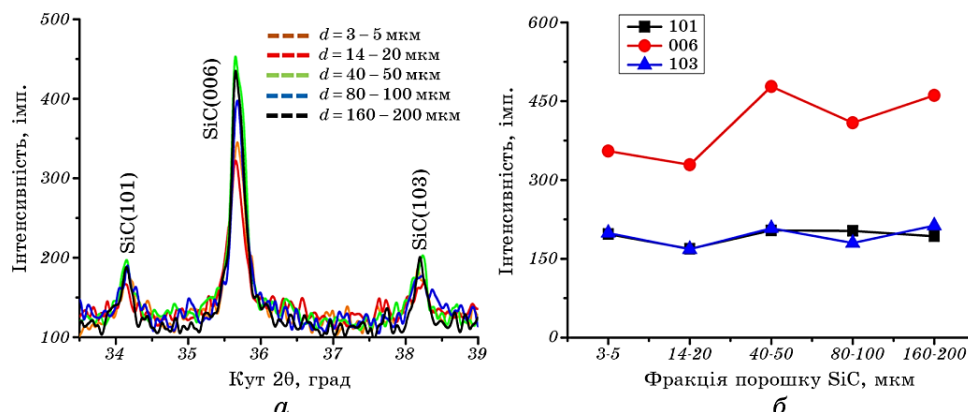


Рис. 3. Зміна інтенсивності рефлексів карбіду кремнію (б) після УЗУО з порошком SiC різних фракцій (а).

Fig. 3. Changes in the intensity of reflexes of silicon carbide (b) after UIT with SiC powder of different fractions (a).

рошку 40–50 мкм, а мінімальна — для 14–20 мкм. Кількісний фазовий склад синтезованих композитних покриттів (табл. 1) визначено Методом RIR (Reference Intensity Ratio).

Результати кількісного фазового аналізу свідчать, що зі збільшенням розміру армувальних частинок вміст SiC у композитному покритті зростає в основному за рахунок зменшення кількості β-фази. Виключенням є випадок, коли фракція порошку складає 40–50 мкм і кількість β-фази навпаки збільшується.

У таблиці 2 наведено розмір областей когерентного розсіювання (ОКР) фазових складових синтезованих композитних покриттів.

Результати, наведені в табл. 2, свідчать, що зі збільшенням розміру армувальних частинок відбувається інтенсивніше подрібнення фазових складових латуні ЛС59-1. Але максимальне подрібнен-

ТАБЛИЦЯ 1. Кількісний фазовий склад синтезованих композитних покриттів залежно від фракції порошку (за даними РФА).

TABLE 1. Quantitative phase composition of synthesized composite coatings depending on the powder fraction (according to X-ray diffraction).

Фаза, %	Вихідний стан	Після УЗУО	Розмір частинок, мкм				
			3–5	14–20	40–50	80–100	160–200
α-фаза	55	63	54	58,3	42	55	56
β-фаза	45	37	28	20	32	17	15
SiC	—	—	17	21	25	27	28
Pb	1,2	1,1	1	0,7	1	1	1

ТАБЛИЦЯ 2. Розмір ОКР фазових складових композитних покриттів, синтезованих на поверхні латуні ЛС59-1 шляхом УЗУО з порошком SiC різних фракцій.

TABLE 2. The CSR size of phase components of composite coatings synthesized on the surface of the Cu-39Zn-1Pb alloy by UIT with SiC powders of different fractions.

Розмір ОКР, нм	Вихідний стан	Після УЗУО	Розмір частинок, мкм				
			3-5	14-20	40-50	80-100	160-200
α -фаза	250	150	94	107	86	96	69
β -фаза	270	130	131	133	126	104	56
SiC	—	—	198	140	81	128	126

ня порошку (до 81 нм) відбувається, якщо його вихідний розмір складає 40–50 мкм.

На рисунку 4 наведено морфологію поверхні сформованих композитних покриттів. Після використання армувальних частинок SiC найменшого розміру 3–5 мкм (рис. 4, *a*) на поверхні латуні ЛС59-1 відбувається формування неоднорідного композитного покриття. Воно не є суцільним, оскільки спостерігаються поодинокі розподілені глобулярні області темного кольору, які є наслідком дроблення та втілення у процесі УЗУО порошків SiC. Області світлого кольору відповідають вихідному складу латуні (α -фаза). У цьому випадку на поверхні залишаються досить значні за розміром ділянки вихідного матричного стопу. Це підтверджують результати

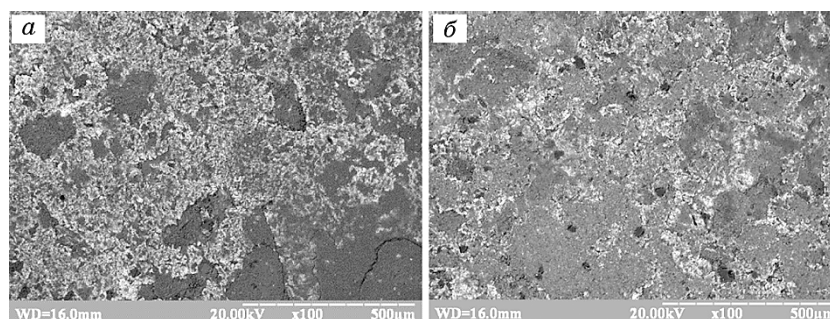
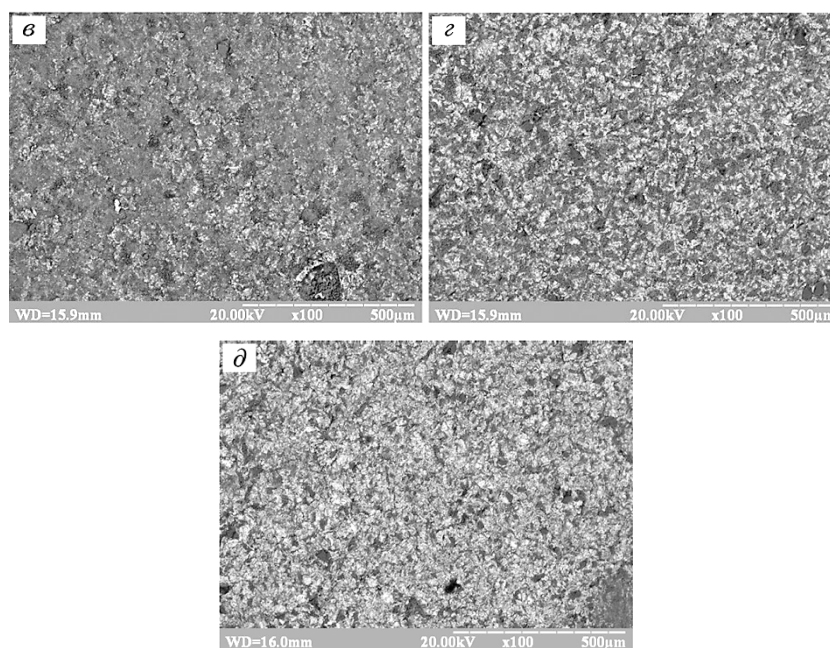


Рис. 4. Мікроструктура поверхні композитних покриттів, сформованих УЗУО на поверхні латуні ЛС59-1 з використанням порошку SiC різних фракцій: $d = 3-5$ мкм (*a*), $d = 14-20$ мкм (*б*), $d = 40-50$ мкм (*в*), $d = 80-100$ мкм (*г*), $d = 160-200$ мкм (*д*).

Fig. 4. The surface microstructure of the Cu-39Zn-1Pb alloy after UIT + SiC (different fractions): $d = 3-5$ μm (*a*), $d = 14-20$ μm (*b*), $d = 40-50$ μm (*c*), $d = 80-100$ μm (*d*), $d = 160-200$ μm (*e*).

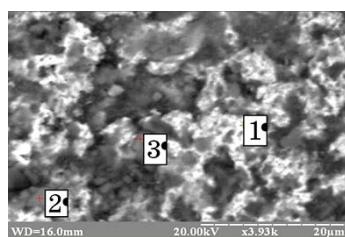


Продовження рис. 4.

Continuation of Fig. 4.

локального мікрорентгеноспектрального аналізу хімічного складу поверхні латуні (рис. 5).

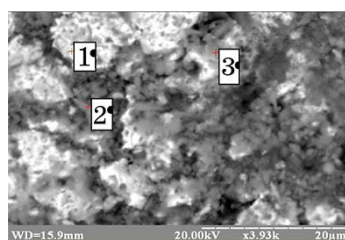
Зі збільшенням розміру частинок покриття стає більш однорідним за усією площею оброблюваної поверхні. Але якщо фракція карбіду кремнію становить 40–50 мкм (рис. 4, в), досягається найкращий результат з точки зору мінімального вмісту Zn та Cu на по-



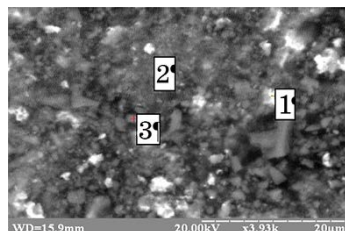
$d = 3-5 \text{ мкм}$	% ваг.		
Елемент	1	2	3
Si	9,88	39,56	40,13
Cu	40,61	4,89	7,36
Zn	31,58	2,95	4,42
Fe	0,2	0,31	0,3
O	3,01	4,69	4,49
C	12,64	47,34	43,1
S	2,08	0,26	0,2

Рис. 5. Морфологія поверхні та хімічний склад композитного покриття, сформованого з використанням частинок SiC різних фракцій.

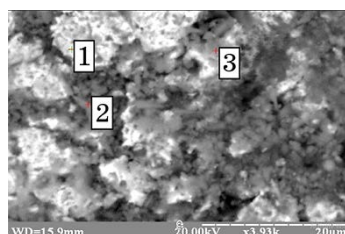
Fig. 5. Surface morphology and chemical composition of synthesized composite coatings depending on the powder fraction.



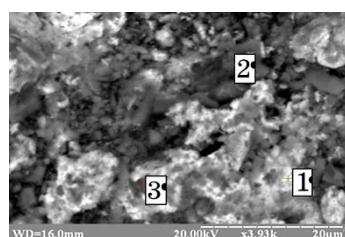
$d = 14-20 \text{ мкм}$		% ваг.		
Елемент		1	2	3
Si	9,56	44,31	40,39	
Cu	49,71	7,19	15,6	
Zn	29,13	4,91	11,57	
Fe	0,02	0,74	0,56	
O	2,33	4,69	3,01	
C	9,25	37,66	27,67	
S	0,76	0,5	1,2	



$d = 40-50 \text{ мкм}$		% ваг.		
Елемент		1	2	3
Si	11,35	38,96	33,3	
Cu	25,85	2,27	1,35	
Zn	15,69	1,42	0,76	
Fe	0,21	1,24	0,52	
O	1,27	4,41	1,17	
C	45,54	51,63	62,7	
S	0,09	0,07	0,2	



$d = 80-100 \text{ мкм}$		% ваг.		
Елемент		1	2	3
Si	9,56	44,31	40,39	
Cu	49,71	7,19	15,6	
Zn	29,13	4,91	11,57	
Fe	0,02	0,74	0,56	
O	2,33	4,69	3,01	
C	9,25	37,66	27,67	
S	0,76	0,5	1,2	



$d = 160-200 \text{ мкм}$		% ваг.		
Елемент		1	2	3
Si	8,74	54,28	43,78	
Cu	44,59	1,23	16,1	
Zn	26,76	0,81	9,24	
Fe	1,21	0,25	0,07	
O	2,12	1,03	2,31	
C	14,78	41,32	27,58	
S	1,8	1,08	0,92	

Продовження рис. 5.

Continuation of Fig. 5.

верхні та максимальної кількості Si та вуглецю, а також мінімального розміру ОКР порошку.

Узагальнені результати у вигляді гістограм, які підтверджують доцільність використання порошку карбіду кремнію з фракцією 40–50 мкм для формування композитного покриття на поверхні латуні, наведено на рис. 6. Незважаючи на те, що мікротвердість такого покриття дещо нижча, ніж у випадку застосування під час УЗУО порошоків більшого розміру (рис. 1), з точки зору максимального ступе-

ня подрібнення карбідних частинок і рівномірного заповнення ними приповерхневого шару.

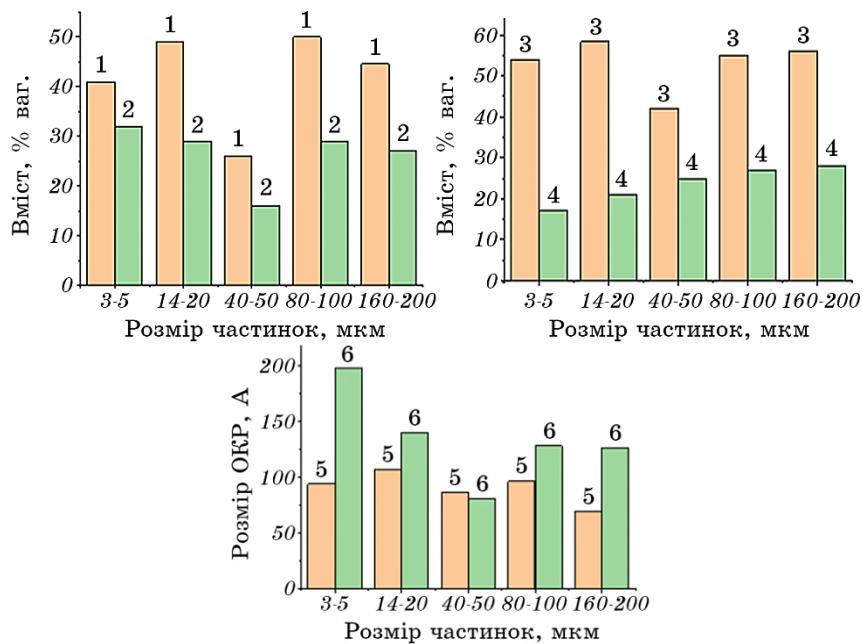


Рис. 6. Вміст 1 — міді, 2 — цинку, 3 — α -фази, 4 — SiC, розмір 5 — ОКР α -фази, 6 — ОКР SiC в зразках латуні ЛС59-1 після УЗУО з армувальними частинками карбїду кремнію.

Fig. 6. Content of 1—Cu, 2—Zn, 3— α -phase, 4—SiC; the CSR size of 5— α -phase, 6—SiC after UIT + SiC (different fractions).

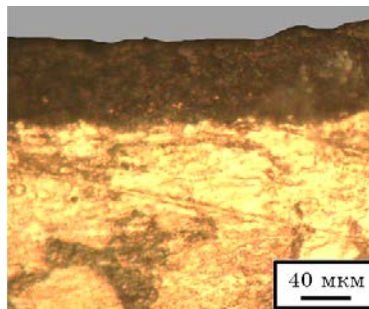


Рис. 7. Поперечний переріз композитного покриття, сформованого УЗУО з використанням порошку SiC ($d = 160-200$ мкм).

Fig. 7. Microscopy-image of the cross section of the Cu-39Zn-1Pb alloy after UIT + SiC ($d = 160-200$ μm).

Їхній розмір у діапазоні 40–50 мкм виявився оптимальним. Товщина сформованого у цьому випадку покриття за даними оптичної мікроскопії складає ~50 мкм (рис. 7).

Таким чином, у роботі показано, що за допомогою УЗУО поверхневих шарів латуні ЛС59-1 із додаванням до зони інтенсивної пластичної деформації порошків SiC можуть бути сформовані суцільні композитні покриття, що характеризуються високою твердістю та можуть бути використані як захисні покриття для електричних контактів підвищеної зносостійкості.

4. ВИСНОВКИ

Проаналізовано властивості композитних покриттів, синтезованих ультразвуковою ударною обробкою поверхні латуні ЛС59-1 впродовж 150 с на повітрі з додаванням порошку SiC 5-ти різних фракцій.

Після УЗУО на повітрі мікротвердість латуні зростає приблизно втричі порівняно з вихідним станом, а для випадку додаткового використання порошку SiC максимальне значення мікротвердості досягає 6,7 ГПа для фракції 160–200 мкм (тобто ефект зміцнення перевищує 5 разів). Ступінь подрібнення та втілення частинок у приповерхневий шар матричного стопу, фазові та структурні перетворення залежні від розміру карбідних частинок. Якщо фракція карбіду кремнію становить 40–50 мкм, то досягається найкращий результат з точки зору мінімального розміру ОКР порошку, його більшої об'ємної частки та рівномірності розподілу у поверхневому шарі (це проявляється у мінімальному вмісті Zn і Cu та максимальній кількості Si та C). Не зважаючи на те, що мікротвердість такого покриття дещо нижча, ніж у випадку застосування під час УЗУО порошків більшого розміру, товщина (~50 мкм) і суцільність сформованого у цьому випадку композитного покриття є максимальними.

ПОДЯКА

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» № 2509 (0121U109752) «Структурно-фазові механізми керування комплексом поверхневих властивостей конструкційних і функціональних сплавів комбінованими тепловими, йонними та деформаційними впливами».

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. N. S. Mashovets, I. M. Pastukh, and S. M. Voloshko, *Appl. Surf. Sci.*, **392**: 356 (2017).

2. Ю. Г. Чабак, В. И. Федун, Т. В. Пастухова, В. И. Зурнаджи, С. П. Бережный, В. Г. Ефременко, *Вопросы атомной науки и техники*, **110**, № 4: 97 (2017).
3. A. Devaraju, A. Kumar, and B. Kotiveerachari, *Mater. Des.*, **45**: 576 (2013).
4. R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFaden, N. A. Mara, and A. K. Mukherjee, *Scr. Mater.*, **42**: 163 (1999).
5. N. Saini, C. Pandey, S. Thapliyal, and D. K. Dwivedi, *Silicon*, **10**: 1979 (2018).
6. M. Srivastava, S. Rathee, A. N. Siddiquee, and S. Maheshwari, *Silicon*, **11**: 2149 (2018).
7. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, K. Shimizu, A. G. Lekatou, V. I. Zurnadzhy, A. E. Karantzalis, H. Halfa, V. A. Mazur, and B. V. Efremenko, *Mater. Des.*, **126**: 278 (2017).
8. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. И. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 9: 1269 (2015).
9. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 1590 (2010).
10. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
11. В. В. Могилко, А. П. Бурмак, М. М. Ворон, І. А. Владимирський, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, Б. М. Мордюк, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 11: 1521 (2018).
12. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 1780 (2021).
13. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 3: 381 (2020).
14. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
15. A. Moshkovich, V. Perfilyev, I. Lapsker, and L. Rapoport, *Wear*, **320**: 34 (2014).
16. S. L. Dudarev, A. A. Semenov, and C. H. Woo, *Phys. Rev. B*, **67**: 094103 (2003).
17. T. Thankachan, K. Soorya Prakash, and V. Kavimani, *Composites B*, **174**: 107057 (2019).
18. N. Thallapalli, K. Kumar Kandi, and R. Batta, *Mater. Today: Proc.*, **27**, No. 3: 1774 (2020).
19. I. Dinaharan, S. Karpagarajan, R. Palanivel, and J. David Raja Selvam, *Mater. Chem. Phys.*, **263**: 124430 (2021).
20. Y. Mazaheri, M. Bahiraei, M. Mahdi Jalilvand, S. Ghasemi, and A. Heidarpour, *Mater. Chem. Phys.*, **270**: 124790 (2021).
21. А. П. Бурмак, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, В. В. Могилко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 9: 1245 (2020).

REFERENCES

1. N. S. Mashovets, I. M. Pastukh, and S. M. Voloshko, *Appl. Surf. Sci.*, **392**: 356 (2017).
2. Yu. G. Chabak, V. I. Fedun, T. V. Pastukhova, V. I. Zurnadzhy, S. P. Berezhnyy, and V. G. Efremenko, *Problems Atomic Sci. Technol.*, **110**, No. 4: 97 (2017) (in Russian).

3. A. Devaraju, A. Kumar, and B. Kotiveerachari, *Mater. Des.*, **45**: 576 (2013).
4. R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFaden, N. A. Mara, and A. K. Mukherjee, *Scr. Mater.*, **42**: 163 (1999).
5. N. Saini, C. Pandey, S. Thapliyal, and D. K. Dwivedi, *Silicon*, **10**: 1979 (2018).
6. M. Srivastava, S. Rathee, A. N. Siddiquee, and S. Maheshwari, *Silicon*, **11**: 2149 (2018).
7. V. G. Efremenko, Yu. G. Chabak, K. Shimizu, A. G. Lekatou, V. I. Zurnadzhy, A. E. Karantzalis, H. Halfa, V. A. Mazur, and B. V. Efremenko, *Mater. Des.*, **126**: 278 (2017).
8. M. O. Vasyliiev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
9. B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, and M. I. Danylenko, *Surf. Coat. Technol.*, **204**: 1590 (2010).
10. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Y. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
11. V. V. Mohylko, A. P. Burmak, M. M. Voron, I. A. Vladymyrskiy, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and B. M. Mordyuk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 11: 1521 (2018) (in Ukrainian).
12. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 1780 (2021).
13. 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).
14. Y. N. Petrov, M. A. Vasylyev, L. N. Trofimova, I. N. Makeeva, and V. S. Filatova, *Appl. Surf. Sci.*, **327**: 1 (2015).
15. A. Moshkovich, V. Perfilyev, I. Lapsker, and L. Rapoport, *Wear*, **320**: 34 (2014).
16. S. L. Dudarev, A. A. Semenov, and C. H. Woo, *Phys. Rev. B*, **67**: 094103 (2003).
17. T. Thankachan, K. Soorya Prakash, and V. Kavimani, *Composites B*, **174**: 107057 (2019).
18. N. Thallapalli, K. Kumar Kandi, and R. Batta, *Mater. Today: Proc.*, **27**, No. 3: 1774 (2020).
19. I. Dinaharan, S. Karpagarajan, R. Palanivel, and J. David Raja Selvam, *Mater. Chem. Phys.*, **263**: 124430 (2021).
20. Y. Mazaheri, M. Bahiraei, M. Mahdi Jalilvand, S. Ghasemi, and A. Heidarpour, *Mater. Chem. Phys.*, **270**: 124790 (2021).
21. A. P. Burmak, B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, and V. V. Mohylko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 9: 1245 (2020) (in Ukrainian).