

DOI 10.36074/grail-of-science.19.09.2025.034

ЛАЗЕРНИЙ СИНТЕЗ АЛМАЗОВІСНИХ ПОКРИТТІВ НА ЛИВАРНІЙ СТАЛІ З БРОНЗОВОЮ ЗВ'ЯЗКОЮ БрО10

НАУКОВО-ДОСЛІДНА ГРУПА:

Гончарук Олексій Олександрович 

канд. техн. наук, доц.

доцент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Україна

Головко Леонід Федорович 

доктор техн. наук, професор

професор кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Україна

Кагляк Олексій Дмитрович 

канд. техн. наук, доцент

доцент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Україна

Волошко Світлана Михайлівна 

доктор фіз.-мат. наук, професор

професор кафедри фізичного матеріалознавства та термічної обробки

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Україна

Бурмак Андрій Петрович 

канд. техн. наук, доцент

доцент кафедри фізичного матеріалознавства та термічної обробки

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Україна

Данилейко Олександр Олександрович 

доктор філософії

асистент кафедри лазерної техніки та фізико-технічних технологій

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Україна



Анотація. У роботі представлено результати дослідження процесу лазерного термодформаційного спікання алмазовмісних покриттів на сталевій підкладці марки 40Л із використанням олов'яної бронзи БрО10 (Cu-Sn) як зв'язки. Синтетичні алмази марки АС125 застосовувалися як абразивна фаза. Спікання проводили оптоволоконним лазером ($\lambda = 1,06$ мкм) за різних режимів потужності та тривалості опромінення. Показано, що в обох випадках формуються стабільні наплавочні валики навколо алмазних зерен без тріщин, порожнин і макродефектів. Зерна алмазу залишаються термічно стабільними, зануреними у зв'язку на необхідну глибину ($\geq 1/3$ розміру), з чіткими межами розділу алмаз/бронза. Мікроструктурні дослідження підтвердили щільність і цілісність покриттів, низьку пористість та наявність металургійно зв'язаної межі бронза/сталь із протяжною дифузійною зоною. Результати мікротвердості свідчать про формування у зоні сплавлення сполук системи Cu-Fe з різною концентрацією компонентів, що підвищує твердість покриттів. Рентгеноструктурний аналіз показав знеуглецювання приповерхневого шару сталі та зменшення вмісту олова у бронзі внаслідок випаровування, проте збереження цілісності фазової структури. Отримані дані підтверджують ефективність лазерного спікання для створення алмазовмісних шарів із підвищеною твердістю та міцністю зчеплення. Запропонований підхід відкриває перспективи використання технології для виготовлення високоефективного абразивного інструменту, а також оптимізації режимів лазерної обробки з метою підвищення довговічності покриттів.

Ключові слова: лазерне спікання; алмазовмісні покриття; сталь 40Л; CuSn10

Вступ. Сучасні технології виготовлення та застосування ріжучого алмазного інструменту у надточній обробці досліджено в [[1]]. Найбільш ефективним методом виготовлення абразивних інструментів із синтетичними алмазами (СА) є лазерне спікання, однак закономірності формування абразивного шару та межі розділу «алмаз/зв'язка/матриця» все ще потребують подальшого вивчення.

Конструктивно абразивний інструмент складається з металевого корпусу, до якого після спікання приєднується шар композиту. Матеріал корпусу повинен мати високу теплопровідність, тому зазвичай використовують сталь, а сполучною речовиною є металеві сплави (W-Co, Fe-Ni, Cu-Sn), що забезпечують високу міцність і термічну стабільність [[2]]. Олов'яна бронза, зокрема БрО10 (Cu-90%, Sn-10%), має добру зварюваність, малу усадку та низьку температуру плавлення (~ 1050 °C), що робить її придатною для лазерного спікання поверхневих покриттів зі складною конфігурацією. Водночас лазерне спікання інструментів із Cu-зв'язкою ускладнюється низьким поглинанням та високою теплопровідністю міді, що може спричинити нестабільність розплаву та графітизацію алмазу [[1]; [4]]. Особливості теплопровідності та твердості алмазу та сполучного металу створюють залишкові напруження на межі розділу, що впливає на довговічність покриття [[1]; [3]; [5]]. Таким чином, актуальними є дослідження процесів лазерного синтезу алмазовмісних композитів із залученням матеріалознавчих підходів. **Метою роботи** є вивчення впливу режимів лазерного спікання на структуру, фазовий і хімічний склад, а також мікротвердість алмазовмісних покриттів на сталевій підкладці із зв'язкою на основі БрО10.

Обладнання та матеріали. Лазерне термодформаційне спікання виконували на комплексі з оптоволоконним лазером Maxphotonics 4-го

покоління. Система включає верстат для переміщення зразків, модуль фокусування та сканування, дозатор порошкової суміші та систему подавання алмазних зерен. Фокусування здійснювалося за допомогою WSX NC30A з автоматичним режимом та оптоволоконним інтерфейсом (QBH, QD). Подача порошку відбувалася через барабан із насічками та вертикальною трубкою; витрата регулювалася швидкістю обертання барабана. Ущільнення шару виконували роликом при переміщенні на 16-20 мм від центру лазерної плями.

Матеріали: абразивні зерна – синтетичні алмази AC125 (фракція 425/300, $\sigma = 166$ Н), зв'язка – бронза БрО10 (Cu 90%, Sn 10%, ГОСТ 613-79; σ згин = 450 МПа, HV = 1150 МПа), що замінює традиційну М2-01. Порошок (20% маси зв'язки) змішували 3 години, зволожували цапонлаком і наносили на сталь 40Л (7,6×50×100 мм, шар 5×2,4 мм; мікротвердість 153-180 HV; хімічний склад наведено в табл. 1).

Таблиця 1

Хімічний склад сталі марки 40Л

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Fe
0,37 – 0,45	0,2 – 0,52	0,4 – 0,9	> 0,3	> 0,045	> 0,04	0,3	> 0,3	~ 97

[авторська розробка]

Параметри лазерного спікання: довжина хвилі випромінювання $\lambda = 1,06$ мкм; потужність $P = 500$ Вт та 3000 Вт; густина потужності $W_p = 1,77$ Вт/см² та $10,62 \cdot 10^3$ Вт/см²; час обробки 0,18 с та 1,8 с; швидкість переміщення композиту в процесі лазерного спікання алмазовмісного шару 0,1-1 м/хв; діаметр плями $d = 3$ мм; площа плями $S = 0,283$ см²; фокусна відстань $F = 30$ мм (табл. 2). Лазерне спікання проводили в нейтральному середовищі (кут подачі 45°), витрати аргону – 20 л/хв [[5]] (режими лазерної обробки наведені в табл. 2).

Таблиця 2

Режими лазерного спікання алмазовмісних покриттів

№ зразка	v , м/хв	τ , с	P , Вт	$w \cdot 10^3$, Вт/см ²
1	0,1	1,8	500	1,77
2	1,0	0,18	3000	10,62

[авторська розробка]

Обробка та аналіз: після спікання зразки розрізали дротовим верстатом MITSUBISHI EDM FX-10, виготовляли шліфи, травили 3% NaCl та досліджували макро- і мікроструктуру мікроскопами iScope IS.1053-PLMi та TESCAN Vega3 SBH SEM із EDS-аналізом. Мікротвердість визначали по поперечному перерізу («абразивний шар ↔ область сплавлення ↔ основний метал») на PMT-3 (100 г). Рентгеноструктурні дослідження виконували на Rigaku Ultima IV (λ K α -Cu) у діапазоні $2\theta = 20^\circ$ - 120° , крок реєстрації $0,04^\circ$, час витримки – 2 с, напруга – 40 кВ, сила струму – 40 мА. Розмір областей когерентного розсіювання, параметр ґратки (a) та ступінь деформації (ϵ) розраховували у PDXL з використанням міжнародної бази даних ICDD (PDF-2, 2025).

Результати дослідження та обговорення. За обраних режимів лазерного спікання на основі БрО10 формуються чіткі наплавочні валики навколо алмазних зерен, зафіксованих у розплаві зв'язки (рис. 1). Незважаючи на



відмінності в потужності, часі дії лазера та швидкості переміщення композиту, геометрія валиків стабільна, тріщини, пори та макронерівності відсутні.

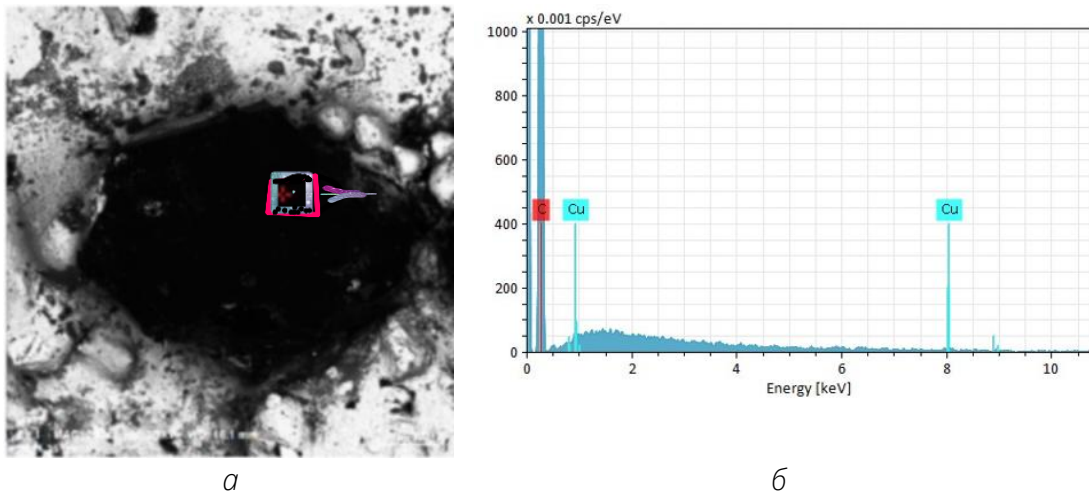


Рис. 1. Морфологія наплавочного валику (а) навколо зерна алмазу та локальний хімічний склад в області алмазу (б)

Лазерне спікання з BrO10 забезпечує щільний тепловий контакт на межі алмаз/зв'язка, незважаючи на низьку змочуваність алмазу. Металева зв'язка Cu-Sn підходить, оскільки її температура плавлення (1050 °C) перевищує температуру графітизації алмазу (>700 °C). Алмазні зерна зберігають термічну стабільність, частково занурені в зв'язку на $\geq 1/3$ розміру, з чіткими межами граней (рис. 1, а), відкриті ріжучі крайки, в області алмазу – 99,78 мас.% С і 0,22 мас.% Cu (рис. 1, б). Покриття мають задовільну мікроструктурну цілісність і низьку пористість.

Мікротвердість синтезованих покриттів (табл. 3; рис. 2) вимірювали в трьох точках: центр валика, перехідна зона під валиком та зона термічного впливу (ЗТВ) основи.

Таблиця 3

Мікротвердість синтезованих покриттів за поперечним перерізом у різних зонах та геометрія валику навколо алмазного зерна

Зразок	Мікротвердість, МПа				Геометрія валика	
	№	Валик	Перехідний шар	ЗТВ	b, мм	h, мм
1	1	1620	2710	3860	3,9	0,425
	2	2860	3030	3620		
	3	2440	2570	3620		
	Середнє значення	2307	2770	3700		
2	1	4120	4410	4410	2,575	0,225
	2	1920	4410	5900		
	3	1610	3860	4120		
	Середнє значення	2550	4227	4810		

[авторська розробка]

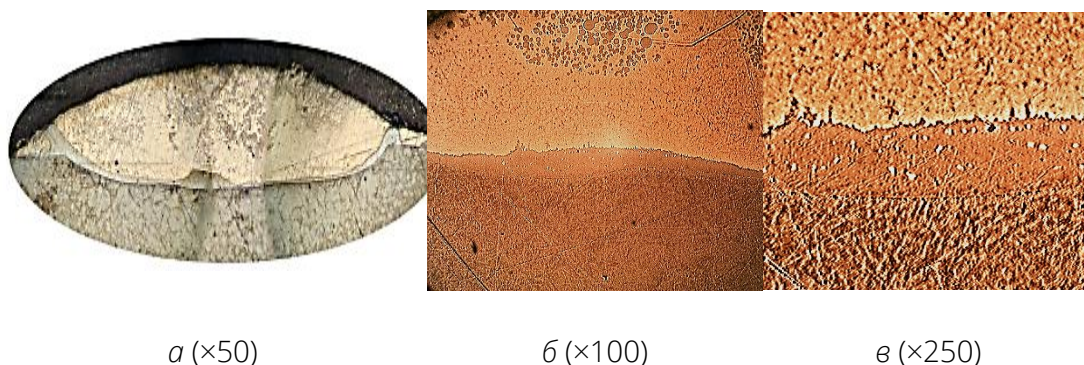


Рис. 2. Мікроструктура поперечного перерізу синтезованого композиту (а) та проміжний шар (б, в) на межі розділу сталь/бронза (зразок 1)

Геометрія валика залежить від режиму лазерного опромінення і більша для зразка 1, тоді як мікротвердість у всіх ділянках вища для зразка 2. Перехідний шар твердіший за валик, але м'якший за зону термічного впливу, що свідчить про утворення сплавів Cu-Fe з різною концентрацією компонентів. Карти розподілу елементів підтвердили проплавлення підкладки та фіксацію Fe, Cu, Sn і Mg у зв'язці навколо алмазу (рис. 3).

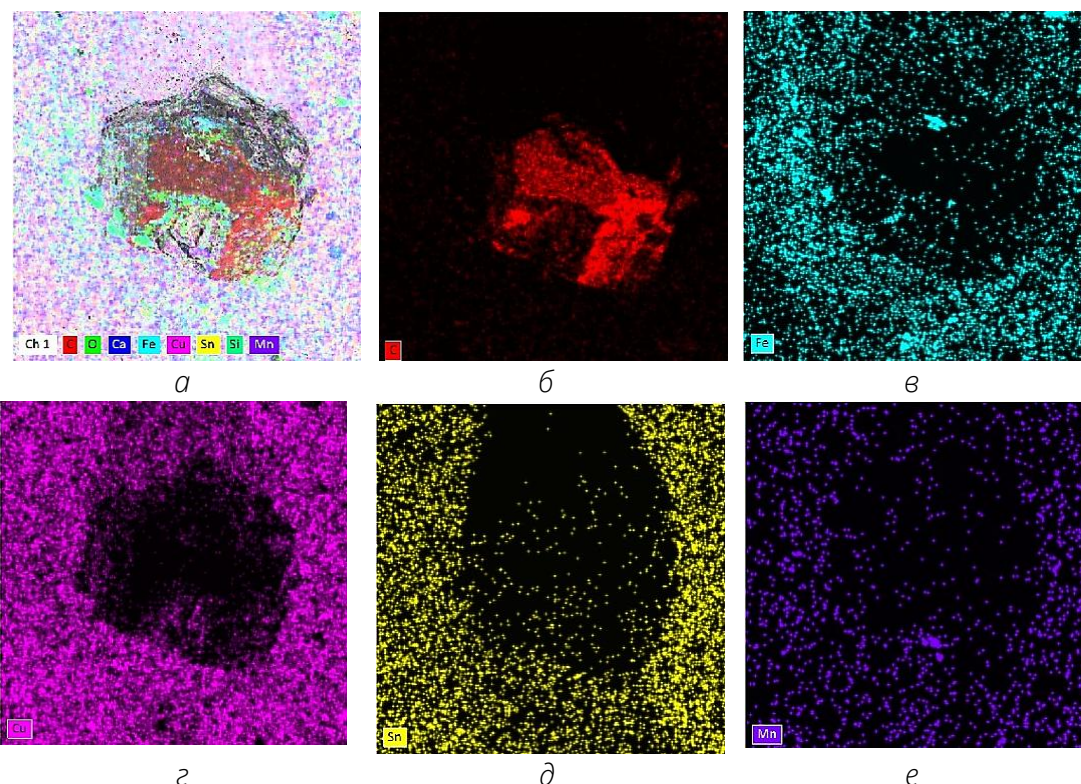


Рис. 3. Карти розподілу хімічних елементів у алмазовмісному покритті: а – алмазне зерно, б – вуглець, в – залізо, г – мідь, д – олово, е – марганець

У досліджених зразках спостерігалася значна варіація мікротвердості, особливо для зразка 2. Це пов'язано з конвекцією Марангоні у розплавленому басейні, високою швидкістю охолодження та теплопровідністю Cu, що призводить до нерівномірного перерозподілу компонентів між бронзою та



сталлю. Внаслідок цього формуються Fe- або Cu-збагачені ізолювані ділянки, які добре простежуються на картах розподілу елементів (рис. 4).

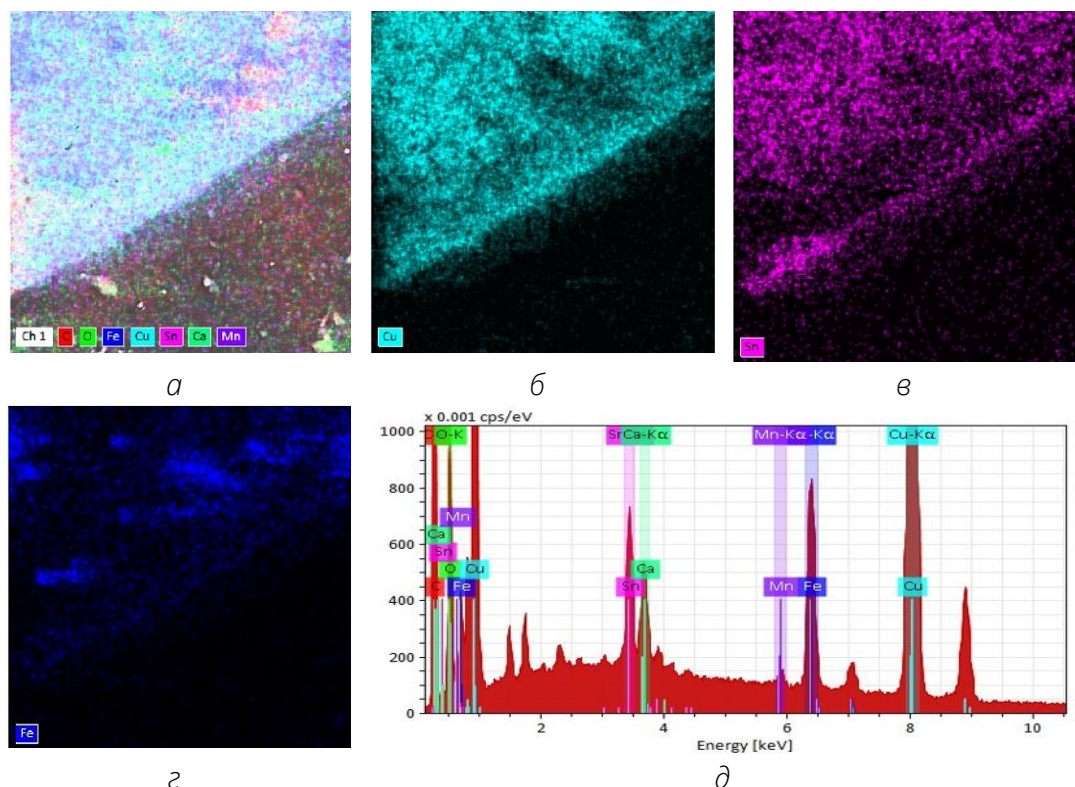


Рис. 4. Розподіл основних хімічних елементів на межі розділу зв'язка/алмаз:
а – загальна карта, *б* – мідь, *в* – олово, *г* – залізо, *д* – хімічний склад

Механізм формування перехідного шару бронза/сталь пояснюється системою Fe-Cu спінодального типу, компоненти якої майже не змішуються в рівновазі за кімнатної температури та до 600 °C. Проте інтенсивна дифузія та міграція елементів у басейнах розплаву під дією конвекції Марангоні забезпечує утворення щільного дифузійного шару без видимих дефектів (рис. 2, в). Глибина та ширина дифузійної зони залежать від режимів плавлення: замкова щілина для зразка 2 формує широкую та рівномірну зону дифузії, тоді як режим провідності зразка 1 – більш вузьку та неоднорідну.

Рентгеноструктурний аналіз матеріалу покриття показав дифракційні максимуми від Fe, Cu та алмазу (рис. 5; табл. 4). Карбіди не сформовані, графітизації алмазу на межі зв'язка/алмаз не відбулося, що пов'язано з низькою розчинністю вуглецю в Cu (<0,004 ат.%).

Розмір областей когерентного розсіювання алмазу виявився більшим у зразка 1 і зменшився до 13 нм у зразка 2. Найбільша деформація кристалічної ґратки алмазу (4,3%) спостерігається для зразка 2, тоді як для зразка 1 вона складає лише 0,41%. Це свідчить про те, що зразок 2 зазнає більш інтенсивного впливу лазерного випромінювання. Різниця в термічних властивостях бронзи та алмазу спричинює появу внутрішніх напружень: лінійне розширення бронзи ($\sim 18,5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) значно перевищує лінійне розширення алмазу ($\sim 1 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$). Внаслідок цього між зв'язкою і алмазним зерном виникають розтягуючі напруження. Хоча якість та розмірні характеристики наплавлених шарів

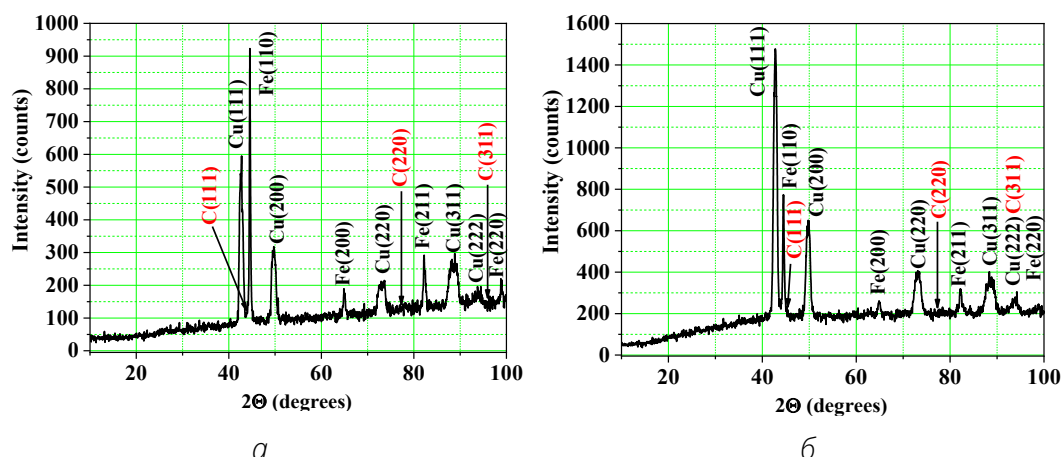


Рис. 5. Дифрактограми синтезованих покриттів: а – зразок № 1, б – зразок № 2 (табл. 3)

визначаються температурою нагрівання та часом дії лазерного випромінювання, рівень залишкових напружень, що формуються під час охолодження, є критично важливим для запобігання тріщинам і макродефектам. За обраних режимів лазерного термодформаційного спікання критичний рівень напружень не досягається, що дозволяє забезпечити щільне охоплення алмазу матеріалом зв'язки та зберегти структурну цілісність покриття.

Таблиця 4

Результати рентгеноструктурного аналізу

Зразок	Фазова складова	Просторова група	a , нм	ОКР, нм	ε , %
1	Cu	225:Fm-3m	0,3667	116	0,4
	Fe	229:Im-3m	0,2868	590	0,19
	Алмаз	227:Fd-3m	0,3577	78	0,41
2	Cu	225:Fm-3m	0,3658	467	0,87
	Fe	229:Im-3m	0,2875	262	0,21
	Алмаз	227:Fd-3m	0,3520	13	4,3

Для сталі 40Л теоретичний параметр ґратки α -заліза становить 0,2921 нм, тоді як за даними рентгеноструктурних досліджень він зменшився до 0,2868 нм для обох зразків, що свідчить про знеуглецювання поверхневого шару. Вміст вуглецю в α -залізі за правилом Вегарда становив 0,0455 мас.% для зразка 1 та 0,2045 мас.% для зразка 2.

Для бронзи БрО10 теоретичний параметр ґратки – 0,3765 нм. Під час лазерного впливу відбулося зменшення вмісту олова через нижчу температуру його кипіння (2270 °С) порівняно з міддю (2562 °С). Залишковий вміст олова становив 3,5 ваг.% для зразка 1 та 2,9 ваг.% для зразка 2. Ці зміни фазового складу бронзи та сталі були менш виражені для зразка 2 через коротший час впливу, незважаючи на більшу густину потужності лазерного випромінювання.

Висновки. За допомогою термодформаційного спікання з використанням оптоволоконного лазера ($\lambda = 1,06$ мкм) потужністю 500-3000 Вт



та часом впливу 0,18-1,8 с на поверхні сталеві підкладки було синтезовано щільний, бездефектний алмазовмісний шар із застосуванням олов'яної бронзи як зв'язки.

Отримані композитні поверхневі шари характеризуються підвищеною мікротвердістю, що підтверджує ефективність використання бронзи БрО10 і демонструє можливість створення інструментів для абразивної обробки широкого спектру металевих матеріалів.

Формування металургійно зв'язаної межі розділу бронза/сталь без видимих дефектів супроводжується протяжною дифузійною зоною. Механізм міжфазного з'єднання обумовлений інтенсивною конвекцією Марангоні на межі розділу, посиленою високою теплопровідністю міді, що сприяє взаємній атомній дифузії Cu та Fe та забезпечує високу міцність зчеплення сплаву з алмазними зернами.

Вдячність. Дослідження фінансується Національним фондом досліджень України, проєкт «Синтез алмазовмісних композитів термдеформаційним лазерним спіканням для абразивної обробки великогабаритних деталей авіа-, судно- та машинобудування» (№ 0124U003940).

Список використаних джерел:

- [1] Гончарук, О. О., Головки, Л. Ф., Сороченко, В. Г., & Хагеризаде, М. (2013). Визначення впливу технологічних параметрів лазерного спікання на процес формування та властивості абразивних композитів із надтвердих матеріалів. *Вісник НТУУ «КПІ»*, 69(3), 158-165.
- [2] Das, P., Paul, S., & Bandyopadhyay, P. P. (2018). HVOF sprayed diamond reinforced nano-structured bronze coatings. *Journal of Alloys and Compounds*, 746, 361-369. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.307>
- [3] Tan, C., Zhou, K., Ma, W., & Min, L. (2018). Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture. *Materials & Design*, 155, 77-85. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.064>
- [4] Wang, J., Huang, G., Xu, Y., Zhang, W., Zeng, W., Wang, C., & Xu, X. (2025). Additive manufacturing of structured grinding wheels with a composite of Cu₃₈Ni₃₄Fe₁₃Sn₁₀Ti₅ high-entropy alloy and Ni/Ti dual-coated diamonds: Interfacial characteristics, mechanical properties and grinding performance. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 133, 107360. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2025.107360>.
- [5] Yao, C., Xu, B., Zhang, X., Huang, J., Fu, J., & Wu, Y. (2009). Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint. *Optics and Lasers in Engineering*, 47(7-8), 807-814. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2009.02.004>

LASER SYNTHESIS OF DIAMOND-CONTAINING COATINGS ON CAST STEEL WITH CuSn10 BRONZE BINDER

SCIENTIFIC RESEARCH GROUP:

Oleksii Goncharuk

Candidate of Technical sciences, Associate professor,

Associate professor of the department of Laser Systems and Advanced Technologies
National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Ukraine

Leonid Golovko

Doctor of Technical sciences, Professor,
Professor of the department of Laser Systems and Advanced Technologies
National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Ukraine

Oleksii Kaglyak

Candidate of Technical sciences, Associate professor,
Associate professor of the department of Laser Systems and Advanced Technologies
National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Ukraine

Svetlana Voloshko

Doctor of Physical and Mathematical sciences, Professor,
Professor of the department of Physical Materials Science and Heat Treatment
National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Ukraine

Andrii Burmak

Candidate of Technical sciences, Associate professor,
Associate professor of the department of Physical Materials Science and Heat Treatment
National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Ukraine

Oleksandr Danyleiko

PhD,
Assistant professor of the department of Laser Systems and Advanced Technologies
National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Ukraine

Summary. *This study presents the results of laser thermo-deformation sintering of diamond-containing coatings on a 40L steel substrate using tin bronze BrO10 (Cu-Sn) as a bonding matrix. Synthetic diamonds of grade AC125 were employed as the abrasive phase. Sintering was carried out with a fiber laser ($\lambda = 1.06 \mu\text{m}$) under different irradiation power and duration regimes. It was demonstrated that in all cases stable deposited beads were formed around the diamond grains without cracks, pores, or macroscopic defects. The diamond particles remained thermally stable, embedded in the bronze matrix to the required depth ($\geq 1/3$ of the grain size), with well-defined diamond/bronze interfaces. Microstructural analysis confirmed the density and integrity of the coatings, low porosity, and the presence of a metallurgically bonded bronze/steel interface with a pronounced diffusion zone. Microhardness measurements revealed the formation of Cu-Fe system compounds with varying concentrations in the fusion zone, which enhanced coating hardness. X-ray diffraction analysis indicated partial decarburization of the near-surface steel layer and a decrease in tin content in the bronze due to evaporation, while maintaining the integrity of the phase structure. The findings confirm the efficiency of laser sintering for producing diamond-containing layers with improved hardness and adhesion strength. The proposed approach provides promising opportunities for the development of high-performance abrasive tools and for the optimization of laser processing parameters aimed at increasing coating durability.*

Keywords: *laser sintering; diamond-containing coatings; 40L steel; CuSn10.*