

Лазерне формування алмазовмісних покриттів зв'язками на основі міді

О. О. Гончарук¹ - ORCID <https://orcid.org/0000-0003-0575-6571>

Л. Ф. Головка¹ - ORCID <https://orcid.org/0000-0001-7803-0312>

С. М. Волошко¹ - ORCID <https://orcid.org/0000-0003-3170-8362>

О. О. Данилейко¹ - ORCID <https://orcid.org/0000-0002-8501-0421>

О. А. Капустинський² - ORCID <https://orcid.org/0000-0001-9321-6449>

Received: 29 August 2025 / Revised: 1 December 2025 / Accepted: 24 December 2025

Анотація. Вибір матеріалу зв'язки робочого шару з наповнювачем при виробництві алмазовмісного абразивного інструменту є вкрай важливим. Об'єктом дослідження є процес формування алмазовмісних покриттів на сталі 40Л із використанням порошкової бронзової зв'язки складу CuSn_{10} (BrO10) як матричного матеріалу. Розглядається можливість застосування зв'язки CuSn_{10} (BrO10) для лазерного спікання алмазовмісних покриттів на сталі 40Л з метою забезпечення надійного металургійного зв'язку робочого шару з основою та створення щільної структури без дефектів.

Із застосуванням оптоволоконного лазерного випромінювача Maxphotonics 4-го покоління ($\lambda = 1,06$ мкм, потужність 500 та 1000 Вт, тривалість впливу 0,18 та 1,8 с) в інертному середовищі на поверхні сталевий підкладки сформоване щільне бездефектне алмазовмісне покриття. Сформовано міцний металургійний зв'язок на межі бронза/сталь завдяки атомній дифузії Cu та Fe , а також щільний контакт з алмазами. Проаналізовано морфологію, хімічний склад, геометрію та мікротвердість наплавочного абразивного шару на межі алмаз/зв'язка. Визначено фазовий склад і перерозподіл елементів у матричній області залежно від режимів лазерного спікання.

Міцність з'єднання пояснюється поєднанням атомної дифузії Cu і Fe , утворенням інтерметалідних фаз та збільшенням площі контакту з алмазами внаслідок мікроструктурної перебудови при локальному нагріванні.

Особливістю отриманих результатів є формування бездефектної щільної структури з високою адгезією, що відрізняє досліджувану технологію від традиційного порошкового ізотермічного спікання та інструментів отриманих гальванотехнологією. Це дозволяє уникнути відшарувань і знизити ризик руйнування інструменту при навантаженні.

Отримані результати можуть бути використані у виробництві алмазного абразивного інструменту для обробки широкого класу матеріалів.

Ключові слова: лазерне опромінення, спікання, алмаз, сталь, бронза.

Вступ

Добре відомо, монокристалічний алмаз є анізотропним матеріалом, кожна кристалічна площина якого демонструє різні характеристики, такі як твердість та механічна міцність. Тим не менш, через високу твердість та сильну анізотропію швидкості шліфування, виготовлення алмазного інструменту створює значні труднощі. Тому нагальною проблемою стало еконо-

мічно вигідне виготовлення алмазного інструменту з найменшим радіусом ріжучої кромки та високою якістю різання. Використання абразивного алмазного порошку різних зернистостей та металізації відкриває широкі перспективи його високоефективного використання в різних галузях машинобудування. Огляд сучасних технологій виготовлення та застосування ріжучого алмазного інструменту представлений в [1]. Найбільш перспективним та ефективним способом виготовлення абразивних інструментів із синтетичними алмазами (СА) є лазерне спікання. Але закономірності процесів лазерного синтезу абразивного робочого шару та механізми формування сполучного інтерфейсу між металевими сплавами та абразивними зернами все ще потребують детального вивчення.

Принциповою конструктивною відмінністю абразивного інструменту на основі СА є наявність кор-

¹ Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона, Київ, Україна

² Вільнюський технічний університет імені Гедіміна, Вільнюс, Литва, <https://ror.org/02x3e4q36>

✉ О. О. Гончарук
goncharuk.alex@gmail.com



пусу, до якого приєднується після спікання шар композиту. Матеріал корпусу повинен мати високу теплопровідність, тому найпоширенішою є сталь, а сполучною речовиною, за допомогою якої зерна СА абразивного інструменту з'єднуються в масу високої міцності, є вольфрам-кобальтові, залізо-нікелеві, мідно-олов'яні композиції. Зв'язки на основі Cu-Sn менш міцні, але інструмент на їх основі ефективно застосовується для обробки твердих сплавів та деяких марок залізвуглецевих та титанових сплавів [2].

Олов'яна бронза має гарну зварюваність і пресування. Крім того, олов'яні бронзи мають малу усадку, тому можуть застосовуватися для синтезу поверхневих покриттів зі складними конфігураціями. Завдяки низькій температурі плавлення (близько 1000 °C), олов'яні бронзи легко піддаються термічній обробці.

Не зважаючи на те, що інструменти з абразивних зерен, скріплені мідною матрицею, широко використовуються шліфуванні, заточці, їх виготовлення з використанням технології лазерного спікання все ще залишається складним завданням. З одного боку, низьке оптичне поглинання міді запобігає повному плавленню порошку; з іншого боку, – висока теплопровідність міді призводить до нестабільних басейнів розплаву та сприяє алмазній графітизації [3]. Тому під час оплавлення покриття з бронзи та сталеві поверхні для створення легованого шару системи Fe-Cu з більш високою дисперсністю, однорідністю, твердістю та меншою кількістю дефектів необхідно знайти оптимальні параметри лазерної обробки. Задача значно ускладнюється, якщо покриття містить СА [4]. Окрім технологічних проблем лазерної обробки поверхні СА, встановлення умов лазерного опромінення, за яких відбувається якісне високопродуктивне рідинно-фазове спікання композитів на основі СА, виникають і матеріалознавчі проблеми.

Спікання сполучного матеріалу алмазного інструменту повинно здійснюватися за температур, які не викликають втрати міцності або графітизації алмазу. Взаємодія алмазу з хімічно активними металами зв'язки показала, що вони є каталізатором фазового перетворення алмазу на не алмазні форми вуглецю, основним з яких є графіт, причому швидкість такого перетворення різко підвищується за наявності кисню, що іноді призводить до втрати алмазом абразивних властивостей. Наприклад, Со діє як каталізатор і дозволяє графітизації відбуватися за температури 960 K [5]. Тоді як кремній навпаки перешкоджає графітизації алмазу [6].

Наявність в системі трьох різних складових “алмаз/зв'язка/корпус”, матеріали яких суттєво різняться за своїми теплофізичними характеристиками зумовлює виникнення декількох меж розділу. Тому другою проблемою при розробці алмазовмісних композитів із сполучним матеріалом на основі міді залишається отримання добре зв'язаної межі розділу алмаз/Cu, оскільки відомо, що алмаз не змочується міддю з утворенням хімічних зв'язків, і його закріплення у зв'язці відбувається за рахунок механічного защемлення в ре-

зультаті кристалізації розплаву зв'язки.

Між алмазом і більш пластичним сполучним матеріалом буде різниця в твердості, тому формування міцного адгезійного зв'язку між ними є важливим фактором, що впливає на довговічність покриття. Якщо межа розділу алмаз/ зв'язка слабка, тверді частинки можуть діяти як місця внутрішньої концентрації напруги, викликаючи виникнення тріщин, які поширюються крізь матричний сплав. Внутрішні напруги можуть виникати під час виробництва в результаті різниці в коефіцієнтах теплового розширення між твердими частинками та матрицею.

І нарешті, не менш значущою проблемою інструментів з алмазним покриттям є низька міцність з'єднання цього покриття з підкладкою зі сталі [1]. Завдяки своїм різним фізичним і хімічним властивостям, лазерне з'єднання різнорідних металів – міді та заліза – стикається з наступними труднощами [7]: 1) висока відбивна здатність лазерного випромінювання і низьке поглинання (менше 5 %) міді ускладнюють осадження матеріалу; 2) мідь з високою теплопровідністю ($401 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) швидко відводить тепло від розплавленої ванни, що призводить до труднощів при досягненні температури плавлення; 3) на фазовій діаграмі Fe-Cu не існує інтерметалідної фази, за винятком дуже обмеженої розчинності між Cu і Fe; 4) значна різниця в коефіцієнтах теплового розширення і теплопровідності між Cu і Fe зумовлює великі деформації невідповідності і залишкові напруги в з'єднанні, що може призвести до кристалізаційних тріщин; 5) водень добре розчиняється в рідкій міді, що може сприяти утворенню пор в області зв'язка/зерно та зв'язка/корпус. Крім того, необхідно запобігати надмірній твердості в зоні лазерного сплавлення внаслідок високих температурних градієнтів [8].

Добре зрозуміло, що наявність СА змінює фізичні властивості металевих матеріалів і, отже, впливає на термічні та реологічні характеристики існування ванни розплаву. Як наслідок, матеріали Cu-Fe з СА матимуть іншу технологічність порівняно з монолітними матеріалами, і це факт, який потребує подальших поглиблених досліджень. Таким чином, відчувається необхідність у подальших дослідженнях процесів лазерного синтезу алмазовмісних композитів із залученням матеріалознавчих підходів для удосконалення процесів виробництва абразивного інструменту з підвищеною зносостійкістю.

Авторами проводилися спільні дослідження з Інститутом надтвердих матеріалів НАН України [9]. Виконано детальний аналіз результатів теоретичних досліджень в галуззі спікання композитних матеріалів на основі механічної суміші Cu-Sn (80/20 %), досліджень різних методів спікання алмазвміщуючих композитів, в тому числі і неізотермічних методів виготовлення інструментів. Одержані дані стали основою запропонованих двох способів лазерного термодформаційного спікання та відповідних технологічних схем їх реаліза-

ції. Для реалізації досліджень автори використовували лазерне випромінювання з довжиною хвилі 10,6 мкм (CO₂ лазер) при формуванні відрізного абразивного інструменту [10]. Попередні дані стали основою даного дослідження та сформували новий напрямок розвитку технології виготовлення абразивного інструменту на основі надтвердих матеріалів. Однак, авторами попередніх робіт детально не досліджувались металургійні процеси формування абразивного шару та границі розділу абразивне зерно/зв'язка/корпус, а також у якості зв'язки використовували класичну для виготовлення абразивного інструменту механічну суміш порошків міді та олова, що не дало очікуваних результатів у якості сформованого абразивного шару (щільності, геометрії тощо).

Тому метою даної роботи є дослідження впливу різних режимів лазерного синтезу алмазовмісних композитів на ливарній сталі із матеріалом зв'язки на основі сплаву Cu з меншим вмістом олова (BrO10) на їх структуру, фазовий та хімічний склад, а також мікротвердість покриття, яка впливає на міцність утримання абразивних зерен зв'язкою.

Матеріали та методи дослідження

Процес лазерного формування абразивного шару реалізовувався за допомогою технологічного обладнання, оснащеного оптоволоконним лазерним випромінювачем Maxphotonics 4-го покоління з довжиною хвилі 1,06 мкм. До складу комплексу також входять технологічний модуль, що включає верстат для переміщення оброблюваних деталей відносно лазерного пучка, система фокусування та сканування лазерного випромінювання, пристрій для дозування та подачі порошкової зв'язки, система керованого подавання до зони спікання зерен алмазів. Система фокусування лазерного випромінювання WSX NC30A із функцією автоматичного фокусування містить оптоволоконний інтерфейс (QBH, QD).

Пристрій для дозування порошкової суміші виконаний у вигляді барабану з повздовжніми насічками і вертикально розташованою над ними рухомою трубою, через яку порошок подається на барабан. Витрати порошку варіювалися за рахунок зміни швидкості обер-

тання барабану.

У якості абразивних зерен використані синтетичні алмази марки AC200 зернистістю 400/315 (показник статичної міцності зерен 352 Н).

Найпоширенішою зв'язкою, що використовується для виготовлення абразивних інструментів є мідь з додаванням олова, яка має високі антифрикційні властивості, зазвичай це M2-01. У даній роботі в якості заміника M2-01 використано бронзу BrO10 (ГОСТ 613-79: Cu – 90 %; Sn – 10 %) з метою покращення металургійних процесів у зоні спікання. Межа міцності на згин – 450 МПа та мікротвердість 1150 МПа.

Зв'язка та зерна СА (концентрація яких складала 20 % від маси зв'язки) механічно змішувались упродовж 3-х годин, зволожувались цапонлаком та наносились на поверхню металевої пластини (підкладки) зі сталі 40Л (ГОСТ 977-88), розміром 7,6 × 50 × 100 мм шаром 5×2,4 мм, хімічний склад якої наведений в таблиці 1. Мікротвердість сталі у відпаленому стані 153–180 HV.

Технологічні параметри лазерної обробки варіювалися в діапазоні: потужність $P = 500$ Вт та 1000 Вт, густина потужності $W_p = 1,77$ Вт/см² та $3,54 \cdot 10^3$ Вт/см², час обробки 0,18 с та 1,8 с, швидкість переміщення лазерного променя відносно заготовки в процесі лазерного спікання алмазовмісного шару змінювалась у межах 0,1–1 м/хв, діаметр плями $d = 3$ мм, площа плями $S = 0,283$ см², фокусна відстань $F = 30$ мм (табл. 2), обробка проводилась розфокусованим лазерним випромінюванням. Лазерне спікання алмазовмісних композитів здійснювалося в нейтральному середовищі для запобігання окисненню (кут подачі 45°), витрати аргону склали 20 л/хв. Вибір режимів ґрунтувався на результатах отриманих попереднім математичним моделюванням [8].

Зразки після лазерного опромінення за різними режимами розрізалися за допомогою дрото-відрізного верстата MITSUBISHI EDM FX-10. Потім з отриманих зразків виготовлялися шліфи, травилися 3 % розчином NaCl і досліджувалися методами макро- і мікроструктурного аналізу із використанням мікроскопів iScore IS.1053-PLMi та TESCAN Vega3 SBH SEM з енергодисперсійним (ЕДС) аналізатором.

Також проводилися вимірювання мікротвердості за поперечним перерізом в різних ділянках зразків – “абразивний шар ↔ область сплавлення ↔ основний метал” з використанням мікротвердоміра “LHVS-1000Z”

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

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	1000	3,54

із навантаженням на індентор 100 г.

Рентгеноструктурні дослідження здійснювалися з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV (випромінювання $\lambda K_{\alpha}\text{-Cu}$): інтервал кутів $2\Theta = 20^{\circ}\text{--}120^{\circ}$, крок реєстрації – $0,04^{\circ}$, час витримки в точці – 2 с, напруга – 40 кВ, сила струму – 40 мА. Для аналізу отриманих рентгенівських спектрів, розрахунку розміру областей когерентного розсіювання (ОКР), параметру (a) та ступеню деформації кристалічної ґратки (ϵ) використовувалося програмне забезпечення PDXL, міжнародна база даних дифракції ICDD (PDF-2 (2025)).

Результати дослідження

За використаних режимів лазерного опромінення алмазовмісних покриттів, сформованих на основі зв'язки Бр010, спостерігається формування чітко виражених наплавочних валиків навколо алмазних зерен, що зафіксовані у цій зв'язці розплавом. На рис. 1 у якості прикладу наведено зображення окремого алмазного зерна з таким наплавочним валиком. Не зважаючи на те, що зразки 1 та 2 розрізняються часом впливу лазерного опромінення, його потужністю та швидкістю переміщення лазерного випромінювання в процесі лазерно-

го спікання, в обох випадках наплавочний валик має досить стабільну геометрію, практично відсутні тріщини, пори і макронерівності рис. 2. Спостерігається інтенсивне перемішування в ванні розплаву та стабільне утворення металургійного зв'язку з матеріалом корпусу, про що свідчить наявність заліза в розплаві міді, у вигляді окремих включень рис. 2 в, г.

Таким чином під час процесу лазерного спікання алмазовмісних композитів із застосуванням зв'язок на основі міді вдалося забезпечити щільний тепловий контакт на межі розділу алмаз/зв'язку не зважаючи на те, що алмаз погано змочується розплавом зв'язки рис. 3. На наведеному рисунку спостерігається щільне охоплення зв'язкою зерна алмазу, а враховуючи що це шліф, який проходив профпідготовку та на нього чинився механічний вплив, зерно залишилось у матриці та не видалилось з неї. Крім того, було проведено вимірювання твердості зв'язки навколо зерна алмазу, що показало вищий рівень твердості на 40–60 % у порівнянні зі стандартною зв'язкою М2-01. На рис. 4 наведено результати вимірювання мікротвердості за поперечним перерізом синтезованих покриттів, приклад мікроструктури яких наведено на рис. 5. Досліджувалась мікротвердість за Віккерсом на відстані до 1–3 мм від

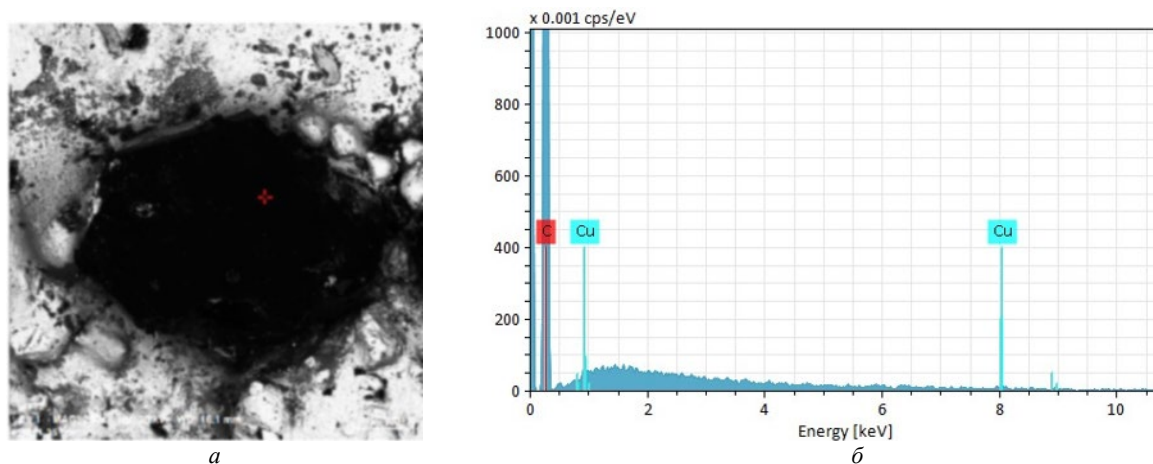


Рис. 1. Морфологія наплавочного валику (а) навколо зерна алмазу та локальний хімічний склад в області алмазу (б)

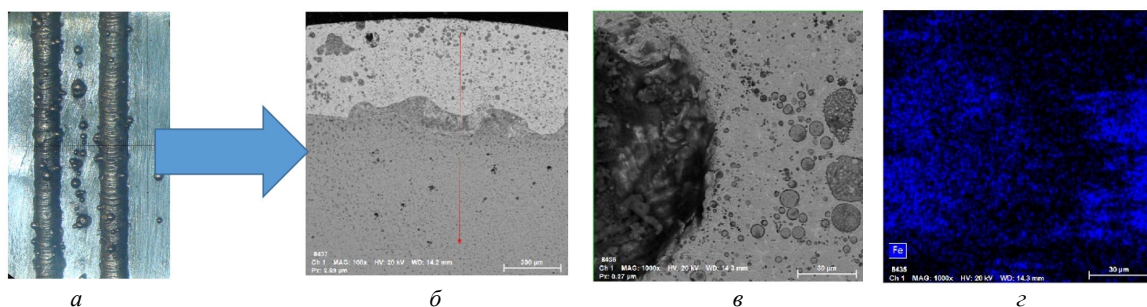


Рис. 2. Загальний вигляд сформованого інструментального шару Бр010 (а) та його поперечний переріз (б) SEM зображення, загальний вид зв'язки біля границі зерна алмазу (в) та карта розподілу заліза у матриці міді (г) SEM зображення

поверхні сформованого шару, з кроком 90 мкм, до матеріалу основи (зона з'єднання матеріалу основи з композитом), а також у зоні термічного впливу (ЗТВ) матеріалу основи.

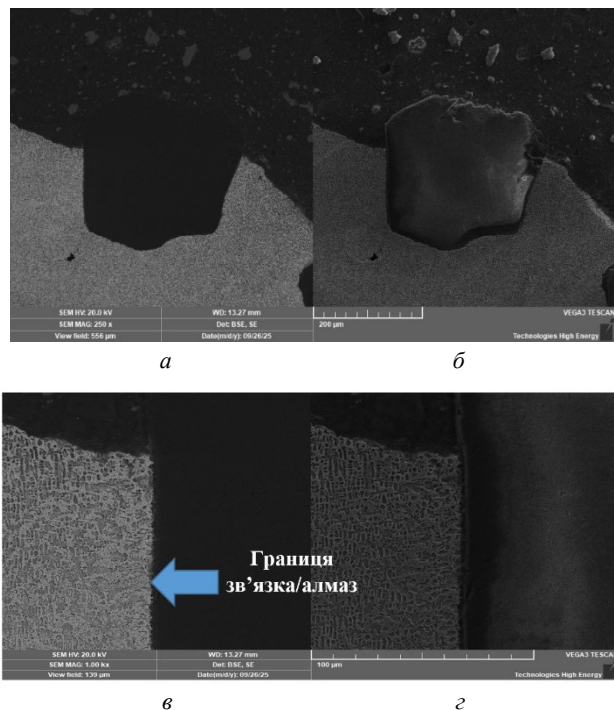


Рис. 3. Загальний вигляд сформованого інструментального шару Br010 (а) та його поперечний переріз (б) SEM зображення, загальний вид зерна AC200 400/315 защемленого у зв'язці (в) та границя зерно/зв'язка (г) SEM зображення

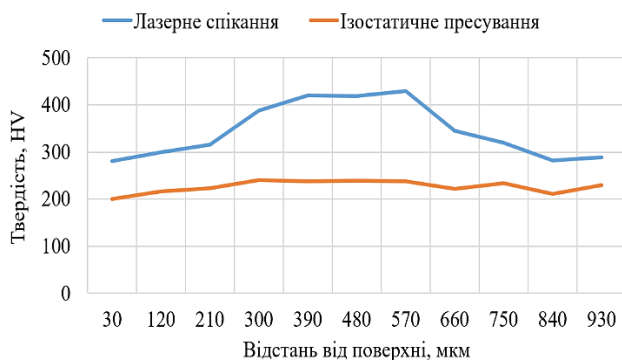


Рис. 4. Результати вимірювання твердості матриці сформованої лазерним термо-деформаційним спіканням та ізостатичним пресуванням

Зерна алмазу не зазнають видимих змін і частково занурені до матеріалу зв'язки на глибину, яка відповідає необхідним вимогам (не менше 1/3 від їх розміру рис. 3, а). Спостерігаються чіткі межі розділи між гранями алмазу та зв'язкою (рис. 3, б), що свідчить про термічну стабільність алмазного зерна. На поверхнях

алмазу, які виступають над зв'язкою, покриття відсутнє і ріжучі крайки практично відкриті. В області алмазу зафіксовано 99,78 мас.% вуглецю (рис. 1 б) та 0,22 мас.% Cu. Покриття мають задовільну мікроструктурну цілісність і низьку пористість.

Приклад мікроструктури яких наведено на рис. 5.

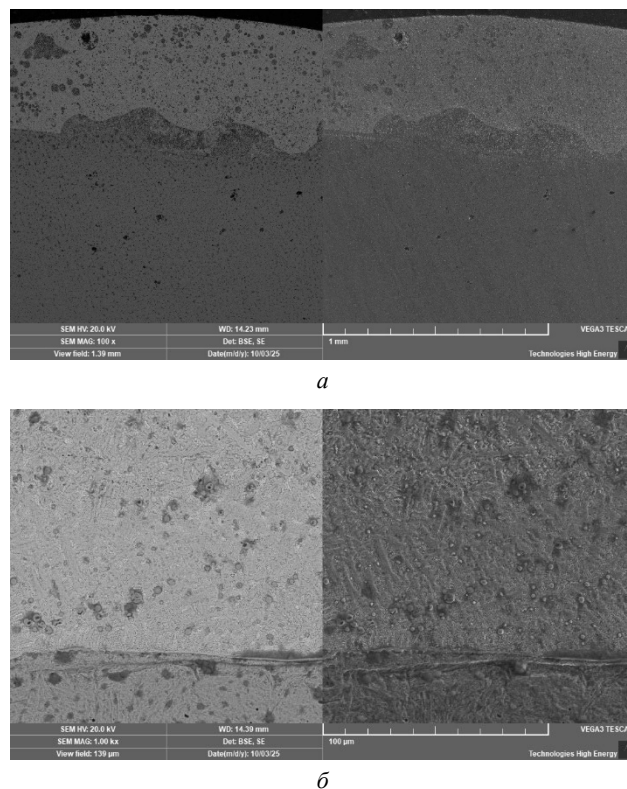


Рис. 5. Мікроструктура поперечного перерізу синтезованого композиту (а) та проміжний шар (б) на межі розділу сталь/бронза (зразок 1)

Геометрія валику відрізняється в залежності від режимів лазерного опромінення і його геометричні розміри є більшими для зразка 1. Однак значення мікротвердості в усіх досліджених точках значно вищі для зразка 2. Причому значення мікротвердості перехідного шару вище за ті, що характерні для валику (тобто безпосередньо в області, яка оточує алмаз) та нижче, ніж в зоні термічного впливу для обох зразків. Отримані значення свідчать, що в процесі лазерного впливу утворюються сплави між Cu і Fe із різною концентрацією компонентів.

Це підтверджується результатами хімічного аналізу (рис. 6). Аналіз карт розподілу хімічних елементів свідчить, що під час синтезу відбувається проплавлення підкладки і Fe, Cu, Sn та Mg фіксуються в області зв'язки, яка оточує алмаз.

Зрозуміло, що чим вищий вміст заліза в сплаві Fe-Cu, тим вищим є значення мікротвердості. Згідно даних [12], композит Fe85 %-Cu15 % має найбільшу твердість (640 HV), а композит Fe15 %-Cu85 % – найменшу (341 HV).

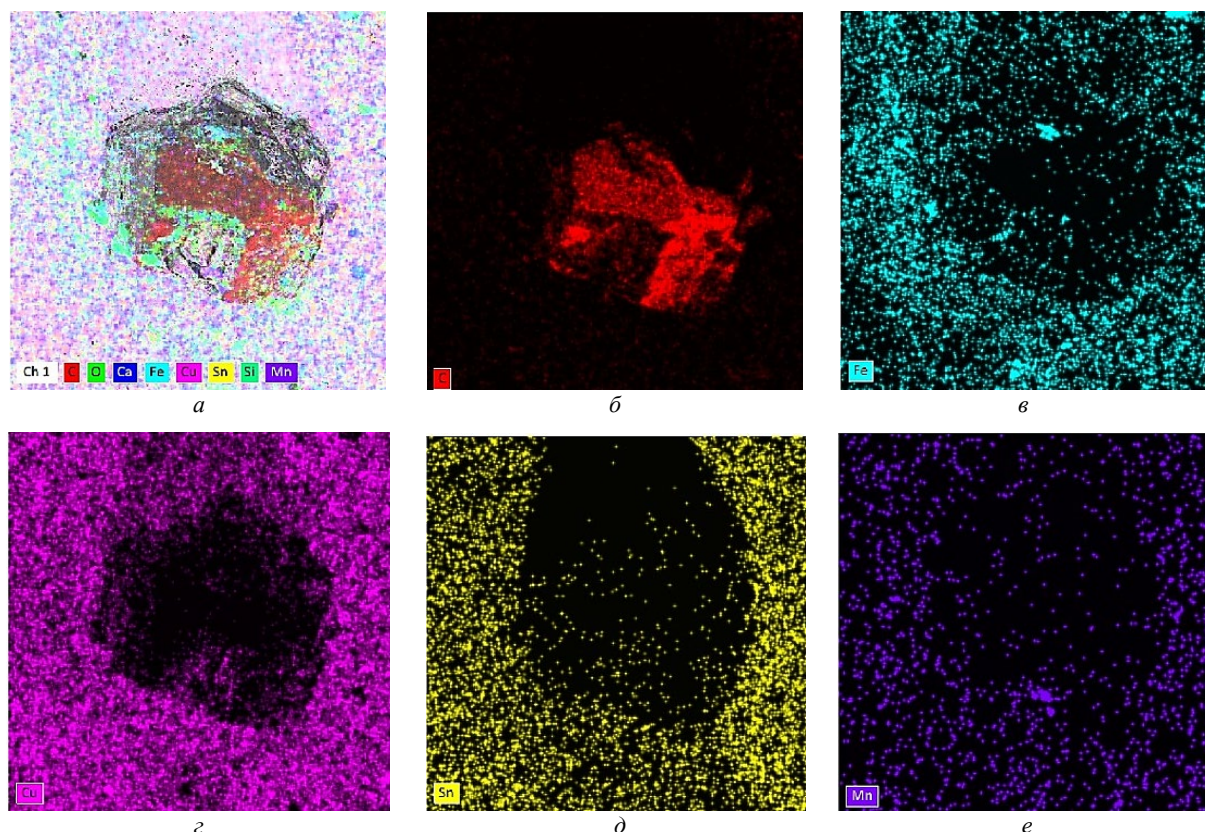


Рис. 6. Карти розподілу хімічних елементів у алмазовмісному покритті: *a* – алмазне зерно, *б* – вуглець, *в* – залізо, *г* – мідь, *д* – олово, *е* – марганець

В [13] значення твердості сталі 316 L і бронзи CuSn10 становили $210,2 \pm 7,1$ HV і $160,5 \pm 6,2$ HV відповідно, тоді як у перехідній зоні дифузії – $248,6 \pm 22,5$ HV. Значне зміцнення в зоні дифузії між Cu і Fe пояснюється авторами наявністю сильно подрібнених зерен, оскільки численні межі подрібнених зерен можуть перешкоджати руху дислокацій і підвищувати твердість. Крім того, невідповідність властивостей різнорідних матеріалів може викликати мікрореформації, що зумовлюють деформаційне зміцнення [14].

Звертає на себе увагу розкид значень мікротвердості в області валику, особливо помітний для зразка 2. Це може бути пов'язано з наступним. Основною рушійною силою плавлення та масо-/теплопередачі на границях розділу різнорідних матеріалів під час спікання є конвекція Марангоні, завдяки якій у розплавленому басейні утворюються хаотичні кругові потоки. Внаслідок високої швидкості охолодження і високої теплопровідності час плавлення Cu є коротким, тому може відбуватись нерівномірна дія теплопередачі за усією площею та глибиною ванни розплаву і нерівномірний перерозподіл елементів між бронзою та сталлю на межі їх розділу. Швидке розсіювання тепла міддю може призводити до формування на межі між бронзою та сталлю локальних областей, збагачених різними елементами.

Упродовж процесу затвердіння, розділення рідкої фази проявляється у вигляді ізолюваних ділянок – Fe- або Cu-збагачених областей через різницю в змішуваності. Ці кластери добре простежуються на картах розподілу хімічних елементів (рис. 7). Наявність м'яких зон, збагачених олов'яною бронзою, знижує твердість в точках вимірювання, а насичені залізом зони, розташовані в перехідному шарі, мають відповідно більш високу твердість. За умов достатньо великої маси олов'яної бронзи і недостатньої тепловіддачі в поверхневому шарі, що утворився, можуть навіть з'являтися різні підшари за товщиною покриття: верхній – розплавлений сплав, збагачений олов'яною бронзою, з наявністю дрібних залозистих частинок; нижній – збагачений на залізо, леговане міддю, оловом за рахунок їх розчинення в сталевій матриці.

Розглянемо більш детально механізм утворення перехідного шару на межі розділу між бронзою та сталлю (рис. 5 *a*). Як відомо, система Fe-Cu – система спінодального типу, компоненти якої майже не змішуються в рівновазі за кімнатної температури та до 600°C і яка має позитивну теплоту змішування. Тим не менш на сьогодні вже відпрацьовано багато підходів до отримання щільних однорідних об'ємних композитів Fe-Cu [12]. Тобто формування нерівноважного перенасиченого твердого розчину в композиті Cu-Fe є

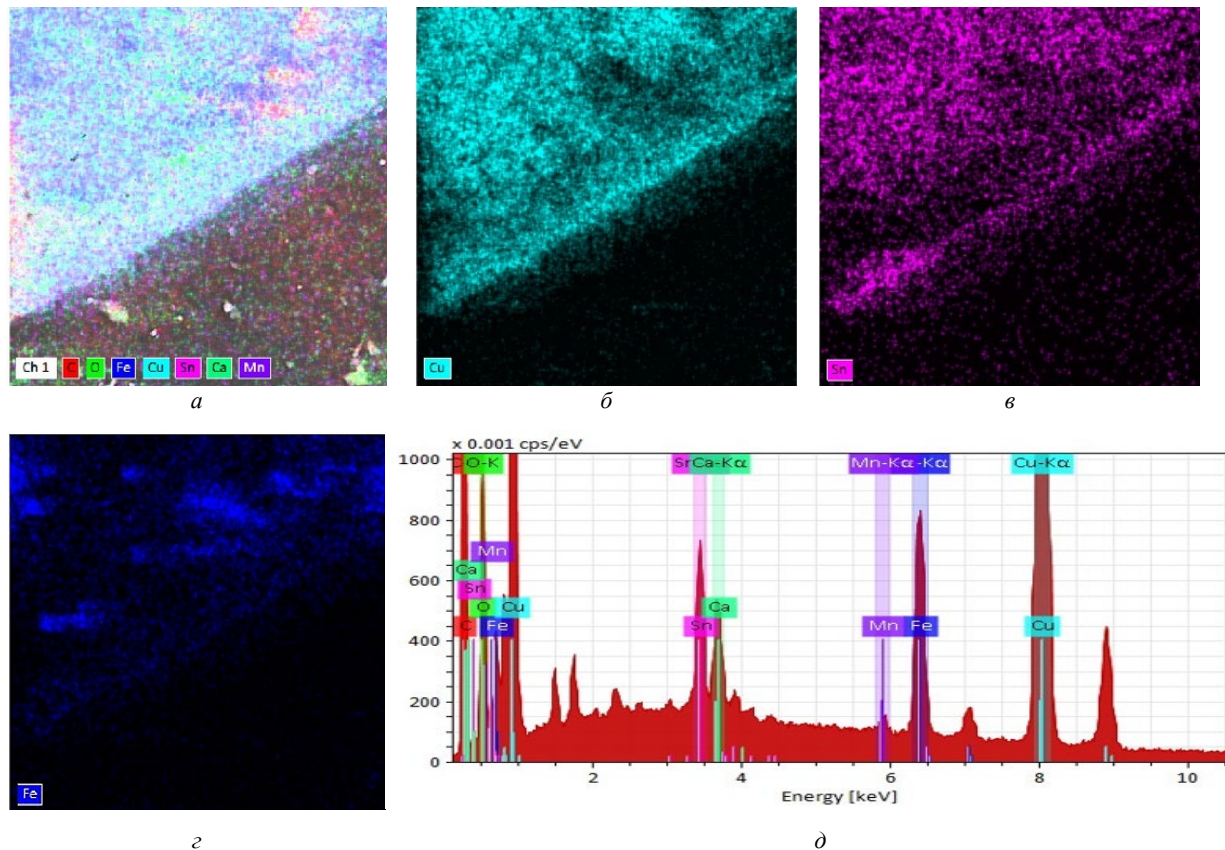


Рис. 7. Розподіл основних хімічних елементів на межі розділу зв'язка/алмаз: *а* – загальна карта, *б* – мідь, *в* – олово, *г* – залізо, *д* – хімічний склад

цілком можливим якщо забезпечується генерація структурних дефектів, які включаються в матеріал під час процесів інтенсивної пластичної деформації, що супроводжується вищою щільністю дислокації, вищою концентрацією вакансій і безперервним утворенням нових меж зерен.

Перехідна область бронза/сталь з чіткими межами і без видимих дефектів, представлена на рис. 5 *б*, а також достатня товщина зони взаємної дифузії підтверджують формування високометалургійного зв'язку між Fe та Cu. Інтенсивне змішування елементів, яке спостерігається в цій області, пов'язане з дифузією та міграцією елементів у басейнах розплаву під дією теплової конвекції Марангоні ΔM , яка знаходиться в позитивній залежності від поверхневого натягу σ (Н/м) і температурного градієнту ΔT (К). Температура у центрі розплавленої ванни вище, ніж на периферії. Ця різниця температур призводить до градієнту поверхневого натягу від центру до периферії розплавленої ванни. Таким чином, рідкий метал притягується до меж розплавленої ванни, а сила тяжіння змушує його стікати на дно. В результаті в розплавленій ванні утворюються циркулюючі кругові потоки. Мідь з високою теплопровідністю посилює конвекцію Марангоні, оскільки підвищення ΔT зумовлює високе значення ΔM . Іншими

словами, конвекція Марангоні в області з'єднання буде більш інтенсивною. Елементи бронзи з більшою щільністю ($8,8 \text{ г/см}^3$) занурюються на дно басейну розплаву біля сторони сталі, тоді як елементи сталі з меншою щільністю ($7,98 \text{ г/см}^3$) спливають до верхньої частини басейну розплаву та потрапляють до басейну розплаву бронзи, таким чином реалізується змішування різнорідних матеріалів і формується дифузійна область на межі бронза/сталь, показана на рис. 5. Можна бачити, що голчасті зерна проникають в Cu після застигання, і можуть діяти як “зміцнюючі ребра” на межі розділу і приносити користь міжфазному з'єднанню.

За даними [7] на цій межі розділу завдяки надзвичайно швидкому охолодженню, що посилюється міддю, можуть формуватися навіть аморфні структури, які зменшують мікрореформації, викликані невідповідністю зерен.

Слід також зважати, що дифузія рідкої Cu в зерна Fe може викликати ефект Кіркендала під час лазерного впливу, що призводить до вакансій, які дифундують до меж зерен і згодом конденсуються. Але в даному разі цей ефект не є критичним і не погіршує механічні властивості покриттів.

Ширина дифузійної області означає відстань міграції елементів та змішування двох матеріалів, що без-

посередньо визначає міцність з'єднання різнорідних матеріалів. Більш широка область дифузії забезпечує вищу міцність з'єднання. Різна ширина дифузійної області може бути зумовлена різними режимами плавлення, що класифікують на режими замкової щілини, перехідний і провідний, які змінюють форму розплаву від глибокої та вузької до дрібної та напівкруглої. Фактично саме режим плавлення на межі розділу двох різних матеріалів має вирішальне значення для визначення глибини ванни розплаву, яка суттєво впливає на ширину дифузійної зони.

Режим плавлення замкової щілини, викликаний високою об'ємною щільністю енергії на інтерфейсі ($w \times 10^3 = 3,54 \text{ Вт/см}^2$), забезпечує посилене поглинання лазерної енергії і сприяє конвекції Марангоні та інтенсифікує дифузію елементів з різною щільністю під дією сили тяжіння, що в результаті зумовлює утворення рівномірної та широкої зони дифузії для зразка 2. Для зразка 1 з меншою об'ємною щільністю енергії ($w \times 10^3 = 1,77 \text{ Вт/см}^2$), режим провідності призводить до більш неоднорідної та вузької зони дифузії.

Результати рентгеноструктурного аналізу матеріалу покриття наведено на рис. 8 та в табл. 3. Виявлені дифракційні максимуми від Fe, Cu та алмазу. Формування карбідів не зафіксовано, тобто на межі розділу зв'язка/алмаз графітизації алмазу не відбувається. Це

пов'язано з тим, що розчинність вуглецю в Cu незначна, менше 0,004 ат.% за передплавильних температур. У випадку взаємодії вуглецю з міддю ні у твердому, ні в рідкому стані неможливо одержати фази втілення. Хоча, за умов екстремального впливу, наприклад під час дії плоскої ударної хвилі, виникнення твердого розчину вуглецю в міді є цілком можливим [13].

Розмір ОКР алмазу є більшим для зразка 1 і зменшується до 13 нм для зразка 2. Найбільша деформація кристалічної ґратки алмазу на рівні 4,3 % спостерігається для зразка 2 і зменшується до 0,41 % для зразка 1. Це свідчить, що найбільш інтенсивного лазерного впливу зазнає зразок 2. Усадка зв'язки внаслідок плавлення і кристалізації (для бронзи $\sim 18,5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$) і лінійне розширення алмазу ($\sim 1 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$) суттєво відрізняються. Тому між зв'язкою і зерном алмазу виникають розтягуючі напруження. Хоча якість і розмірні характеристики наплавлених шарів однозначно визначаються температурою нагрівання й часом дії лазерного випромінювання, рівень напружень, у тому числі й залишкових, що формуються на етапі охолодження, є важливим фактором. Однак за обраних режимів лазерного термодформацийного спікання критичний рівень напружень не досягається, тому вдається забезпечити не тільки щільне охоплення алмазу матеріалом зв'язки, а і запобігти утворенню тріщин та інших макродефектів.

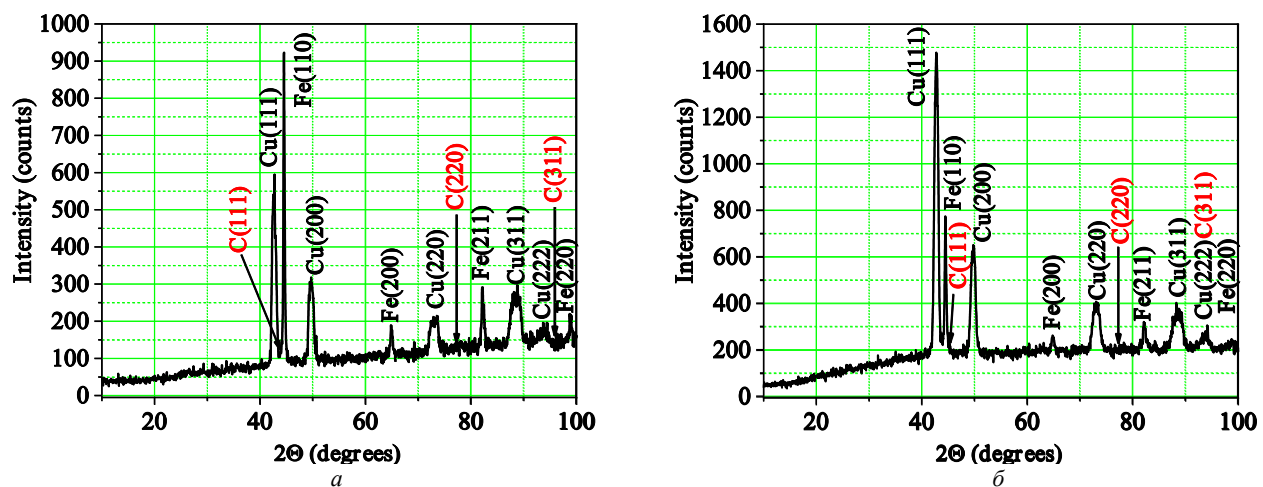


Рис. 8. Дифрактограми синтезованих покриттів: а – зразок № 1, б – зразок № 2 (табл. 3)

Таблиця 3. 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 (чисте залізо – 0,2870 нм), тобто в процесі лазерної обробки відбувається зневуглицювання поверхневого шару, оскільки розрахований параметр ґратки за даними рентгеноструктурних досліджень становить 0,2868 нм (зразок 1) та 0,2868 нм (зразок 2). За правилом Вегарда вміст вуглецю в α – залізі становить 0,0455 мас.% для зразка 1 і 0,2045 мас.% – для зразка 2.

Для бронзи БрО10 теоретичний параметр ґратки дорівнює 0,3765 нм (чиста мідь – 0,3615 нм). Тобто в процесі лазерної обробки відбувається зменшення вмісту олова шляхом його переважного випаровування через нижчу температуру кипіння (приблизно 2270 °С), порівняно з міддю (2562 °С). Залишковий вміст олова в бронзі становить 3,5 ваг.% (зразок 1) та 2,9 ваг.% (зразок 2). Ці теоретичні оцінки є приблизними і стосуються тільки при поверхневого шару, від якого дифрагують рентгенівські промені. Можна зробити висновки, що за рахунок меншої тривалості лазерного впливу зміни вихідного фазового складу бронзи та сталі відбуваються у меншій мірі для зразка 2, не зважаючи на більшу густину потужності опромінення порівняно із зразком 1.

Висновки

Термодеформаційним спіканням з використанням оптоволоконного лазера ($\lambda = 1,06$ мкм) потужністю 500 Вт та 1000 Вт упродовж 0,18 с та 1,8 с на поверхні сталеві підкладки синтезований щільний бездефектний алмазовмісний шар із використанням олов'яної бронзи у якості зв'язки.

За обраних режимів лазерного синтезу утворені в композитних поверхневих шарах структури мають підвищену твердість. Діапазон твердості отриманих шарів за товщиною покриття підтверджує доцільність використання бронзи Бр010 та можливість створення інструменту на її основі для абразивної обробки широкого спектру металевих матеріалів.

Сформована металургійно зв'язана межа розділу бронза/сталь без дефектів із протяжною дифузійною зоною. Механізм міжфазного металургійного з'єднання пов'язаний з інтенсивною конвекцією Марангоні на межі розділу, яка посилена високою теплопровідністю міді, що сприяє взаємній атомній дифузії Cu та Fe та високій міцності зчеплення утвореного сплаву з алмазними зернами.

Вдячність

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

Конфлікт інтересів

Автори заявляють, що вони не мають жодного конфлікту інтересів щодо цього дослідження, включаючи фінансові, особисті, авторські або будь-якого іншого характеру, які могли б вплинути на дослідження та його результати, представлені в цій статті.

Використання штучного інтелекту

Автори підтверджують, що не використовували технології штучного інтелекту при створенні даної роботи.

References

- [1] J. Zhang et al., “A review of diamond synthesis, modification technology, and cutting tool application in ultra-precision machining,” *Mater. & Des.*, Vol. 237, p. 112577, 2024, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.112577>.
- [2] P. Das, S. Paul and P. P. Bandyopadhyay, “HVOF sprayed diamond reinforced nano-structured bronze coatings,” *J. Alloys Compounds*, Vol. 746, pp. 361–369, May. 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.307>.
- [3] J. Wang et al., “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,” *Int. J. Refractory Met. Hard Mater.*, Vol. 133, p. 107360, Dec. 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2025.107360>.
- [4] O. O. Honcharuk, L. F. Holovko, V. H. Sorochenko and M. Khaheryzade, “Influence of technological parameters of laser sintering on the formation mechanism and properties of super hard abrasive composites,” *Visnyk NTUU “KPI”*, Vol. 69, No. 3, pp. 158-165, Nov. 2013. [Online]. Available: <https://journal.mmi.kpi.ua/old/article/view/29015>.
- [5] G. Li, R. Fan, Y. Long, Z. Zhou and S. Ding, “Material removal mechanism and surface quality in low-fluence femtosecond laser ablation of polycrystalline diamonds,” *J. Mater. Process. Technol.*, Jan. 2025. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatproc.2025.118731>.
- [6] G. Voronin, “Diamond-SiC nanocomposites sintered from a mixture of diamond and silicon nanopowders,” *Diamond Related Mater.*, Vol. 12, No. 9, pp. 1477-1481, Sep. 2003, doi: [https://doi.org/10.1016/S0925-9635\(03\)00176-6](https://doi.org/10.1016/S0925-9635(03)00176-6).
- [7] C. Tan, K. Zhou, W. Ma and L. Min, “Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture,” *Mater. & Des.*, Vol. 155, pp. 77-85, Oct. 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.05.064>.

- [8] C. Yao et al., "Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint," *Opt. Lasers Eng.*, Vol. 47, No. 7–8, pp. 807–814, July. 2009, doi: <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2009.02.004>.
- [9] O. O. Goncharuk et al., "Determination of the influence of technological parameters of laser sintering on the formation process and properties of abrasive composites from superhard materials", Bulletin of NTUU "KPI", No. 3 (69), pp. 158–165, Nov. 2013. [Online]. Available: <https://journal.mmi.kpi.ua/old/article/view/29015>.
- [10] V. Kovalenko, L. Golovko, J. Meijer and M. Anyakin, "New Developments in Laser Sintering of Diamond Cutting Disks," *CIRP Annals*, Vol. 56, Issue 1, pp. 189–192, 2007, doi: <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.05.046>.
- [11] O. O. Honcharuk et al., "Mathematical modeling of laser synthesis of the working layer of an abrasive tool," *Tekhnolohiia i tekhnika drukarstva*, No. 3(85), pp. 51–68, Oct. 2024, doi: [https://doi.org/10.20535/2077-7264.3\(85\).2024.312495](https://doi.org/10.20535/2077-7264.3(85).2024.312495).
- [12] A. Bachmaier, M. Kerber, D. Setman and R. Pippan, "The formation of supersaturated solid solutions in Fe-Cu alloys deformed by high-pressure torsion," *Acta Mater.*, Vol. 60, No. 3, pp. 860–871, Feb. 2012, doi: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.044>.
- [13] L. Liu et al., "Interfacial Characteristics and Formation Mechanisms of Copper-steel Multimaterial Structures Fabricated via Laser Powder Bed Fusion Using Different Building Strategies," *Chin. J. Mech. Eng.: Additive Manuf. Frontiers*, Sep. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.cjmeam.2022.100045>.
- [14] C. Tan, D. Wang, W. Ma and K. Zhou, "Ultra-strong bond interface in additively manufactured iron-based multi-materials," *Mater. Sci. Eng.: A*, Vol. 802, p. 140642, Jan. 2021, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140642>.
- [15] D. S. Gertsriken, N. V. Zaitseva, V. F. Mazanko and D. V. Mironov, "Interaction of Copper with Carbon under High-Intensity Impacts," *Metallofiz. I Noveishie Tekhnologii*, Vol. 43, No. 6, pp. 797–817, 2021, doi: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.06.0797>.

Laser-Assisted Synthesis of Diamond-Reinforced Coatings on Cast Steel with CuSn10 (BrO10) Binder

Oleksii Goncharuk¹ • Leonid Golovko¹ • Svetlana Voloshko¹ • Oleksandr Danyleiko¹ • Oleksandr Kapustynskyi²

¹ Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, Kyiv, Ukraine

² Vilnius Gediminas Technical University (VILNIUS TECH), Faculty of Mechanics, Department of Mechanical and Materials Engineering, Vilnius, Lithuania

Abstract. The selection of a binder material for the working layer with diamond grains is of critical importance in the production of diamond-containing abrasive tools. The object of the study is the process of forming diamond-reinforced coatings on cast steel 40L using a powder bronze binder of CuSn10 (BrO10) composition as a matrix material. The possibility of applying a CuSn10 (BrO10) binder for thermomechanical laser sintering of diamond-containing coatings on 40L steel is considered, with the aim of ensuring a reliable metallurgical bond between the working layer and the substrate and obtaining a dense, defect-free structure.

Using a fourth-generation Maxphotonics fibre laser ($\lambda = 1.06 \mu\text{m}$, power 500–1000 W, exposure time 0.18–1.8 s) under an inert atmosphere, a dense defect-free diamond-containing coating was synthesised on the steel substrate. A strong metallurgical bond was formed at the bronze/steel interface due to atomic diffusion of Cu and Fe, as well as a dense contact with the diamond particles. The morphology, chemical composition, geometry and microhardness of the deposited bead at the diamond/binder interface were analysed. The phase composition and element redistribution in the matrix region were determined as a function of laser power density.

The bonding strength is explained by the combined effect of Cu–Fe atomic diffusion, the formation of intermetallic phases at the interface, and an increase in the real contact area with diamonds as a result of microstructural rearrangement under local heating.

A distinctive feature of the obtained results is the formation of a dense defect-free structure with high adhesion, which differentiates laser sintering from conventional powder pressing and sintering. This minimises the risk of delamination and enhances tool reliability under load. The findings can be applied to the manufacture of diamond abrasive tools intended for machining hard materials.

Keywords: laser irradiation, sintering, diamond, steel, bronze.