

Jun Zhang^{1, 2, 3}, **Kai Li**^{1, 2, 3}, **Zhe Zhang**⁴, **Jiarong Chen**^{1, 2, 3},
Peicheng Mo^{1, 2, 3}, **Xiaoyi Pan**^{1, 2, 3}, **Qiaofan Hu**^{1, 2, 3},
Chao Chen^{1, 2, 3, *}

¹Guangxi Key Laboratory of Superhard Material,
China Nonferrous Metals (Guilin) Geology and Mining Co., Ltd.,
Guilin, Guangxi, P.R. China

²National Engineering Research Center for Special Mineral Material,
China Nonferrous Metals (Guilin) Geology and Mining Co., Ltd.,
Guangxi, P.R. China

³Guangxi Technology Innovation Center for Special Mineral Material,
China Nonferrous Metals (Guilin) Geology and Mining Co., Ltd.,
Guilin, Guangxi, P.R. China

⁴Guilin Tebon Superhard Materials Co., Ltd.,
Guilin, Guangxi, P.R. China

*814294424@qq.com

Вплив сплаву припою Cu–Sn–Ti на морфологію, поверхню з'єднання та механічні властивості паяних алмазних зерен

Досліджено характеристики порошку припою 70Cu–20Sn–10Ti, який використовують для пайки алмазних зерен у вакуумі за температури 960 °C протягом 20 хв. Дослідження охоплювало макроскопічну та мікроскопічну морфологію композита Cu–Sn–Ti/алмаз, продукти та товщину міжфазного реакційного шару, морфологію поверхні алмазних зерен, а також фазу та морфологію поверхневих приєднань після реакції. Вивчено вплив графітизації та міцності алмазу після реакції. Результати дослідження показали, що сплав припою міг ефективно підніматися до алмазного зерна та мав чудову змочуваність. Під мікроскопом на межі розділу між ними спостерігали реакційний шар TiC, товщина якого становила ~1,92 мкм, що привело до реалізації хіміко-металургійного поєднання. Після пайки непокрита поверхня алмазних зерен виглядала гладкою і не демонструвала графітизації, за винятком незначної графітизації в кількох корозійних ямках. Істотних змін міцності алмазу на стиск до і після пайки не спостерігали.

Ключові слова: сплав Cu–Sn–Ti, алмаз, пайка, міжфазна реакція, графітизація, міцність на стиск.

ВСТУП

Властивості алмазів, такі як високі твердість та теплопровідність, низькі коефіцієнти тертя та теплового розширення і висока зносостійкість, широко визнані в прецизійній обробці [1–6]. Алмазні інструменти, які зазвичай використовують для шліфування, різання та інших процесів обробки, традиційно виготовляють за допомогою спікання, гальванічного покриття

та паяння [2, 7]. Існує багато важливих наукових і практичних результатів, досягнутих спіканням композиційних алмазовмісних матеріалів на основі матриць, що містять залізо, мідь, олово та інші елементи, отримані методами порошкової металургії [8–11]. Однак було виявлено, що процеси спікання та гальванопластики не забезпечують достатньої сили утримання алмазних зерен, що призводить до передчасного руйнування алмазу в інструменті [12–14]. На противагу цьому, процес паяння хімічно поєднує алмаз з життєво важливим карбідним елементом (таким як Ti або Cr) в сплаві припою, що приводить до більш міцного зв'язку з алмазними зернами і покращує експлуатаційні характеристики інструменту [15].

В даний час найбільш широко використовують припої на основі срібла, міді та нікелю. Однак, порівняно з високою вартістю і низькою зносостійкістю припою на основі срібла і високотемпературною корозією припою на основі нікелю, яка може призвести до графітизації алмазів, припій на основі міді виділяють як кращий вибір завдяки своїй низькій вартості і низькій температурі паяння [16–23]. Ці переваги роблять його популярним варіантом для багатьох застосувань.

Метою даної роботи було дослідження процесу паяння припою 70Cu–20Sn–10Ti та алмазних зерен з певним масовим співвідношенням. Основну увагу приділено аналізу фазового складу, мікроструктури та товщини реакційного шару. Дослідження спрямоване на вивчення морфології поверхні, графітизації та механічних властивостей алмазних зерен після реакції. Таке системне дослідження допомагає отримати повне уявлення про ефект зчеплення алмазних зерен із припоєм та його вплив на властивості алмазних зерен після пайки.

ПОСТАНОВКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Порошок сплаву Cu–Sn–Ti було отримано методом подрібнення у співвідношенні 70:20:10 з розміром частинок 2–10 мкм. На рис. 1, *a* показано сферичну морфологію порошку сплаву Cu–Sn–Ti. Пропорцію складу порошку сплаву Cu–Sn–Ti (табл. 1) отримували через поєднання сканування поверхні EDS (див. рис. 1, *a*) та сканування точки EDS (див. рис. 1, *б*, точка A) за допомогою скануючої електронної мікроскопії (СЕМ). Це свідчить про те, що загальний склад порошку сплаву є однорідним і немає його сегрегації. Морфологію алмазної монокристалічних зерен з розміром частинок 250–300 мкм показано на рис. 2. Процес пайки передбачає використання паяльної підкладки з нержавіючої сталі марки 304. Перед процесом пайки алмазне зерно і матрицю з нержавіючої сталі ретельно очищали за допомогою чистого аналітичного спирту з подальшим висушуванням. Потім порошок припою рівномірно наносили на матрицю, а алмазні зерна розміщували поверх порошку припою. Процес пайки відбувався у вакуумній паяльній печі (L1125-250). Температуру пайки встановлювали на рівні 960 °С, час витримки – 20 хв, швидкість нагріву – 15 °С/хв. Вакуум підтримували на рівні нижче $3 \cdot 10^{-3}$ протягом усього процесу пайки. Для більшої наочності конкретну структуру зразка показано на рис. 3.

Для дослідження тестового зразка його розрізали і полірували поперечні перерізи. Решту зразків піддавали корозії з використанням царської горілки для отримання протравлених алмазних зерен. Потім ці зерна очищали за допомогою аналітичного чистого спирту ультразвуковим очищенням і висушували для подальшого використання. Растровий електронний мікроскоп (Gemini SEM300) використовували для аналізу і вивчення поверхні паяного зразка, поперечного шару з'єднання зрізу зразка і поверхні витравлених алмазних зерен.

Таблиця 1. Елементний аналіз структури сплаву Cu–Sn–Ti

Розташування	Вміст елементів, %		
	Cu	Sn	Ti
Рис. 1, <i>a</i>	67,61	21,48	10,91
Рис. 1, <i>б</i> (точка А)	69,23	20,33	10,44

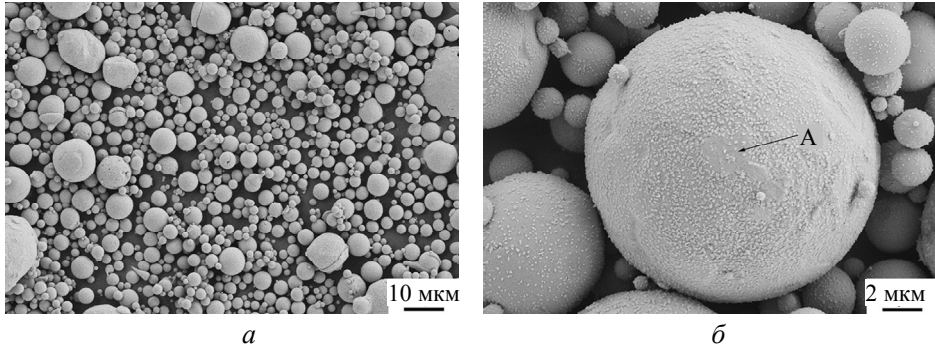


Рис. 1. СЕМ-зображення порошку сплаву Cu–Sn–Ti (*a*) та його окремої частинки (*б*).

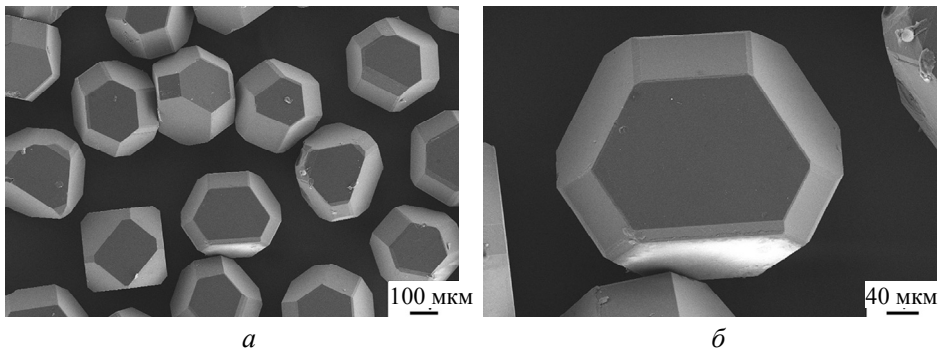


Рис. 2. СЕМ-зображення множинних (*a*) та одиничних (*б*) алмазних зерен.

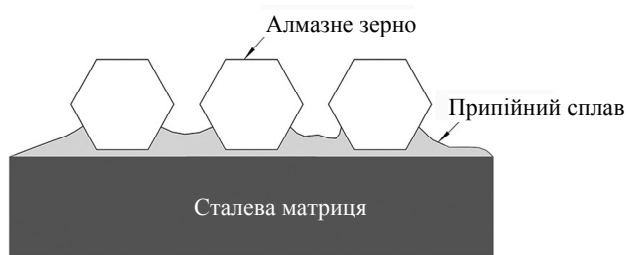


Рис. 3. Принципова схема паяння алмазних зерен.

Крім того, енергодисперсійну рентгенівську спектроскопію (ЕРС) використовували для спостереження за міжфазним зв'язуючим шаром між алмазним зерном і Cu–Sn–Ti, розрахунку товщини реакційного шару TiC, а також для сканування та аналізу поверхні травлених алмазних зерен. Рентгенівський дифрактометр з CuK α випромінюванням (D/MAX-2600) використовували для виявлення шару сплаву між алмазним зерном і Cu–Sn–Ti на міжфазній границі. Раманівську спектроскопію було використано для дослідження травленої поверхні алмазних зерен, з раманівським зміщенням в діапазоні 1000–

1800 cm^{-1} , довжиною хвилі лазера 532 нм та його енергією 9 мВт. Міцність на стиск вихідних алмазних зерен та алмазних зерен після травлення визначали за допомогою приладу для вимірювання міцності під час статичного тиску. Було взято 40 зерен кожного типу абразивних частинок і розраховано відповідне середнє значення.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Топографія поверхні паяного алмазу

Мікроструктуру паяного алмазу показано на рис. 4, де зображено його плоску морфологію (рис. 4, *a*) та морфологію поперечного перерізу паяного алмазу (рис. 4, *б*). Слід зазначити, що припій сплаву Cu–Sn–Ti демонструє відмінну адгезію до алмазного зерна, а межа між алмазним зерном і шаром припою повністю заглиблена, що вказує на виняткову їхню змочуваність.

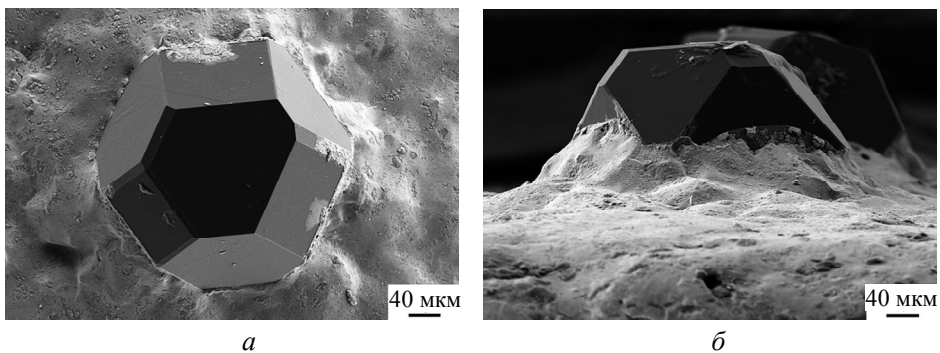


Рис. 4. Морфологія паяного алмазного зерна: морфологія плоскої поверхні (*a*) та поперечного перерізу (*б*).

Границя з'єднання між алмазом і сплавом припою Cu–Sn–Ti

Результати дослідження мікроморфології, енергетичного спектру сканування поверхні елементів і криві ліній сканування різних елементів композитів Cu–Sn–Ti/алмаз представлено на рис. 5. Зображення з локальним збільшенням межі поділу алмазу та сплаву Cu–Sn–Ti (див. рис. 5, *б*) демонструє міцне з'єднання без будь-яких помітних дефектів. Локальне сканування поверхні межі поділу з'єднання показує, що дифузія і збагачення Ti відбувалися в напрямку алмазу, що привело до утворення яскравого реакційного шару (позначено лінією рамки зображення елемента Ti на рис. 5, *в*). Характеристика лінійного сканування межі з'єднання (див. рис. 5, *г*) показує значну зміну в розподілі кожного елемента, включаючи міграцію елемента C у напрямку до межі з'єднання. Це свідчить про те, що в поєднанні з дифузією і збагаченням елемента Ti відбувається металургійна хімічна реакція між Ti і C на межі поділу фаз. Відповідно до потрійної фазової діаграми Cu–Sn–Ti, Ti може повністю розчинитися за температури 940 °C і реагувати з C. На рис. 5, *в* проаналізовано реакційний шар Ti. За даними лінійного сканування (див. рис. 5, *г*) оціночна товщина реакційного шару становить 1,92 мкм [24–26].

Випробування за допомогою ЕРС, проведені для порошку припою Cu–Sn–Ti та шару сплаву на межі з'єднання (рис. 6), були спрямовані на перевірку утворення на ній нових сполук. Спектр рентгенограми порошку припою Cu–

Sn–Ti (див. рис. 6, *a*) в основному складається з фаз $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ і CuSn_3Ti_5 , тоді як діаграма рентгенограми сплаву на межі розділу фаз (див. рис. 6, *b*) – з фаз $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$, $\text{Cu}_{13,7}\text{Sn}$ і TiC . Крім інтерметалідних сполук Cu_xSn_y , утворюється нова фаза TiC , що свідчить про протікання хімічної реакції між елементами Ti і C на межі поділу фаз, яка забезпечує хімічне і металургійне з'єднання припою Cu-Sn-Ti і алмазу. Поєднання аналізу даних (див. рис. 5) підтверджує утворення TiC і дає цінну інформацію про природу межі з'єднання між припоєм і алмазом.

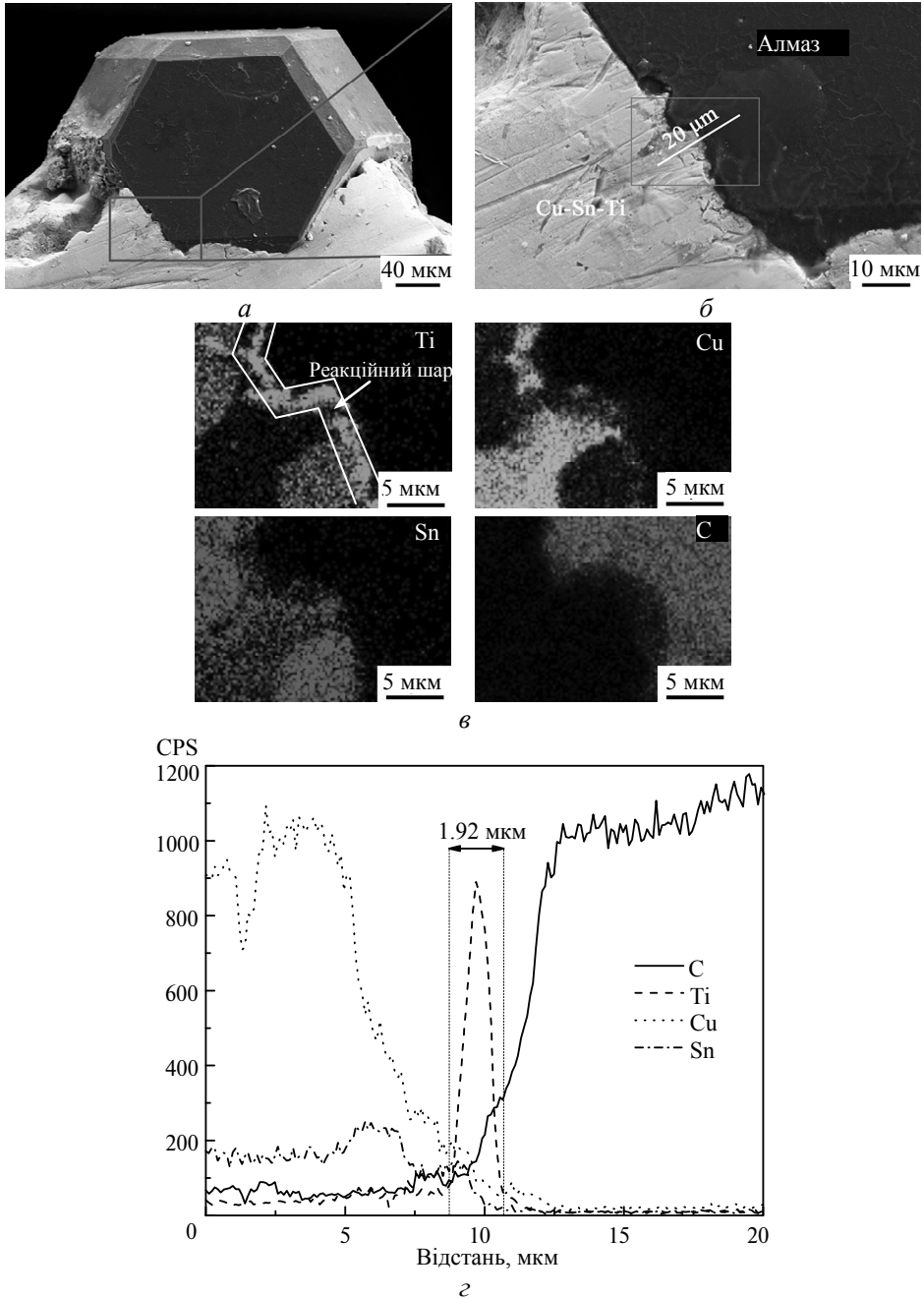


Рис. 5. Міжфазна морфологія композитів Cu-Sn-Ti /алмаз (*a*, *b*) та результати елементного аналізу (*в*, *г*).

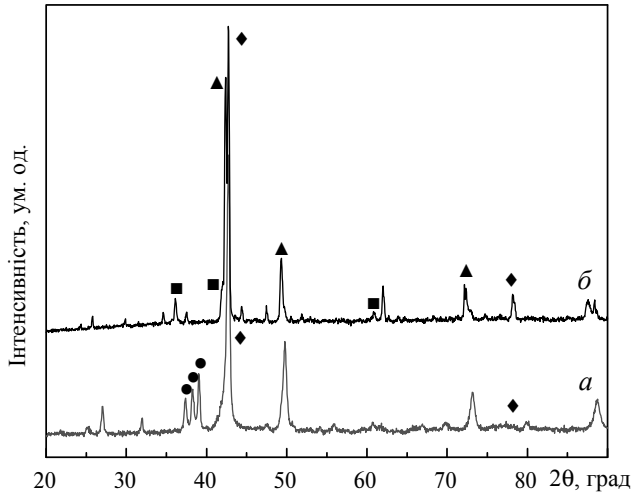


Рис. 6. Рентгенограми порошку припою (*a*) та шару сплаву на межі поділу фаз (*б*): $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ (◆), CuSn_3Ti_5 (●), $\text{Cu}_{13.7}\text{Sn}$ (▲), TiC (■).

Аналіз мікроструктури межі поділу алмазу

Результати, представлені на рис. 7, *a*, вказують на те, що кристал алмазу зберігає свою форму і має чіткі краї і кути, без будь-яких видимих тріщин або корозійних ям на поверхні, після того, як він зазнав глибокої корозії. У разі уважного огляду поверхні алмазу (див. рис. 7, *б*) можна помітити прикріплення сполуки, а також безперервний стовпчастий шар сполуки, що прилипає до поверхні алмазу. Подальший точковий сканувальний аналіз в точках А і В (табл. 2), показує, що основними елементарними компонентами точки А є С і Ті. В результаті можна зробити висновок, що шар сполуки є шаром TiC .

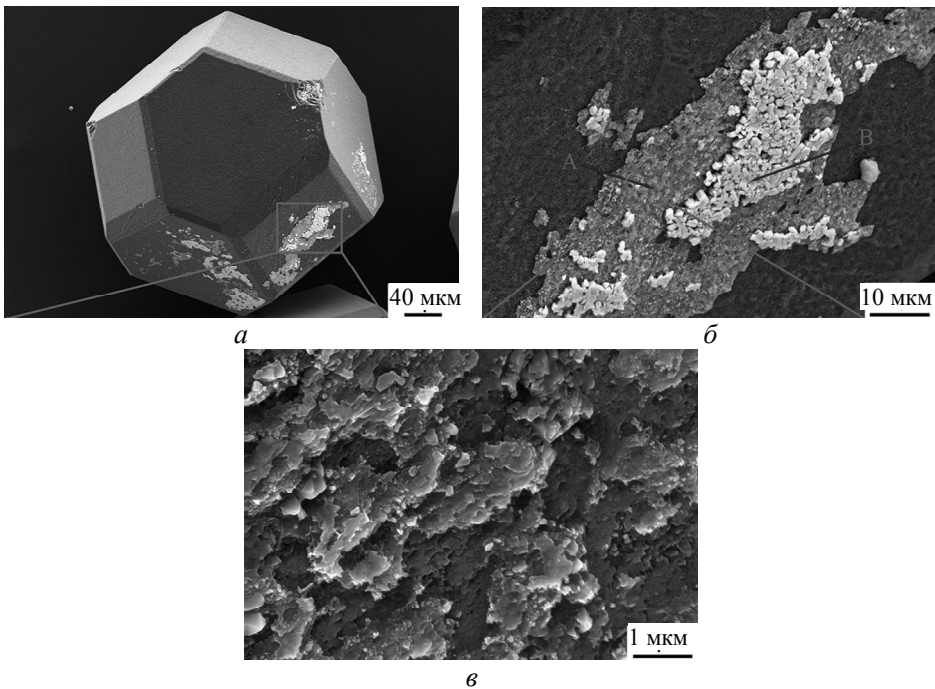


Рис. 7. Топографія межі поділу травленого алмазу та відповідні результати EPC.

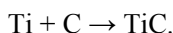
Крім того, локальне збільшення в точці А, як показано на рис. 7, в, показує, що шар TiC має нерегулярну морфологію. Стовпчаста сполука (точка В), яка прикріплюється до поверхні шару TiC, складається переважно з С, Ti і Sn. Високий вміст Sn і Ti в рідких припоях під час паяння відповідає за утворення інтерметалідів Sn–Ti під час охолодження, оскільки рентгенівське випромінювання має певний ступінь проникнення під час ЕРС-дослідження, що могло призвести до високого вмісту елемента С в ЕРС-дослідженні.

Таблиця 2. Атомний відсоток кожного елемента в точках А та Б

Розташування	Вміст, % (ат.)			
	С	Ti	Cu	Sn
Точка А	65,55	33,65	0,31	0,49
Точка В	75,90	14,27	0,13	9,70

Аналіз механізму з'єднання

Руйнування sp^3 -структури вуглецевого елемента на поверхні алмазу відбувалося завдяки синергетичному впливу високої температури та елементів каталізатора, присутніх у сплаві припою, що призвело до міграції вуглецю в сплав Cu–Sn–Ti. Водночас титановий елемент збагачувався з розплавленого сплаву на поверхню алмазу. Згодом найважливіший карбідний елемент, титан, прореагував з дезінтегрованою sp^2 структурою вуглецевого елемента в алмазі, з утворенням сполуки TiC на межі з'єднання. Основні хімічні реакції відбуваються за формулою



Формування стабільного карбїду металу за допомогою реакції взаємодії становить великий інтерес у матеріалознавстві. Цей карбїд може бути епітаксійно вирощений на кристалі алмазу з утворенням карбїдної межі розділу між алмазом і рідиною сплаву. В результаті інфільтрація сплаву припою в алмаз перетворюється на інфільтрацію сплаву припою до поверхні розділу з карбїдом. Отже, сполука TiC діє як міст між сплавом Cu–Sn–Ti і алмазними зернами, забезпечуючи хімічне, металургійне поєднання як макро-, так і мікромасштабу. Це має важливе значення для розробки сучасних матеріалів з покращеними властивостями [27–29].

Аналіз графітизації алмазу

Процес перевірки графітизації алмазних зерен після паяння є важливим кроком у розумінні їхньої поведінки. Для цього було використано раманівську спектроскопію для визначення характеристик. Поверхня протравлених алмазних зерен має гладку поверхню, проте кілька невеликих корозійних ям потребують подальшого аналізу. Повне розуміння процесу графітизації можна отримати, порівнявши результати спектроскопії комбінаційного розсіювання світла вихідного алмазного зерна (рис. 8, а) з результатами спектроскопії поверхні травленого алмазу (рис. 8, б) і положенням витравленої алмазної ямки (рис. 8, в). Результати цього дослідження можуть мати важливе значення для різних галузей, зокрема матеріалознавства, нанотехнології та інженерії.

Спектральний аналіз (див. рис. 8) показує наявність характерних піків, пов'язаних з кристалічною структурою алмазу sp^3 в діапазоні 1328,28–1329,24 cm^{-1} . Примітно, що на рис. 8, а, б спостерігали подібний профіль без додаткових піків. Більше того, поверхня алмазу після травлення, як видно з рис. 7, а, виглядає гладкою, що свідчить про відсутність графітизації на пове-

рхні напаяних алмазних зерен. Однак на рис. 8, в добре помітні смуги D ($1345,63 \text{ cm}^{-1}$) і G ($1578,98 \text{ cm}^{-1}$), які відповідають гібридній sp^2 -структурі графіту. Результати свідчать про те, що графітизація відбувається в місці корозійних ям алмазів, причому значення I_D/I_G становить $0,68$, що вказує на низький ступінь графітизації. Отримані дані свідчать про відсутність графітизації на поверхні алмазних зерен після паяння.

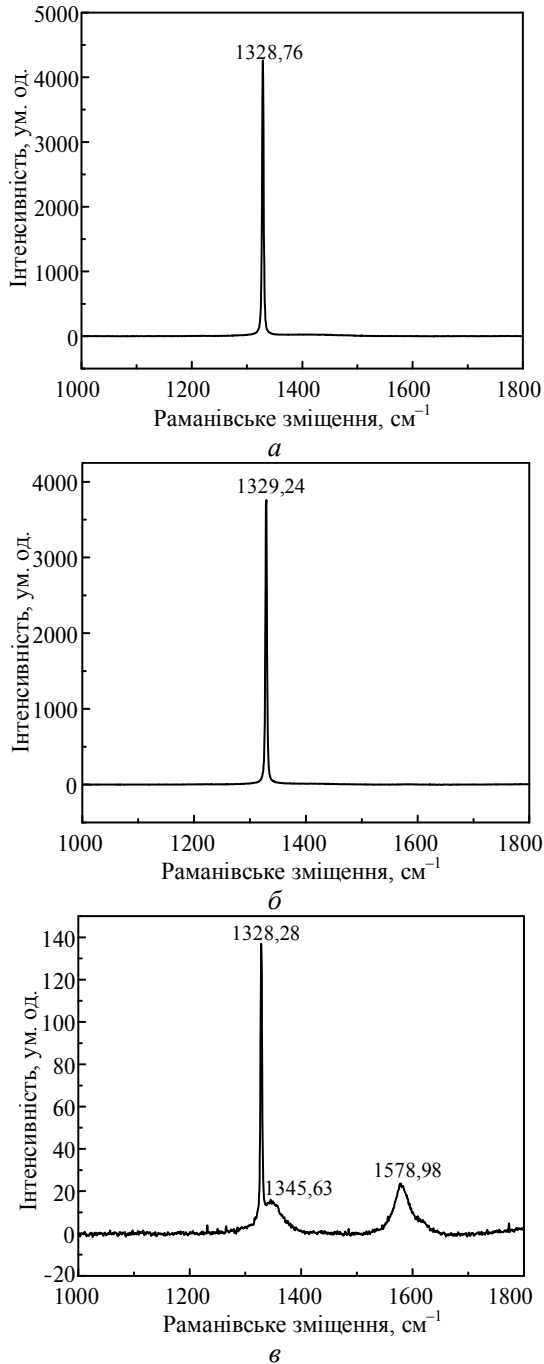


Рис. 8. Раманівський спектр алмазних зерен: а – вихідна поверхня алмазу; б – поверхня алмазу після травлення; в – ямка від травлення алмазу.

За високих температур каталіз таких елементів, як Sn і Fe, може призвести до графітизації алмазів, коли атоми С на поверхні алмазу переходять зі своєї стабільної тетраедричної конфігурації в плоску шарувату структуру. Це, зі свого боку, може призвести до термічного пошкодження алмазу. Однак, формування шару TiC на поверхні алмазу може забезпечити належний захист від графітизації, тим самим зберегти структурну цілісність алмазу.

Міцність алмазу на стиск

Для оцінки впливу припою Cu–Sn–Ti на механічні характеристики алмазних зерен було проведено комплексну оцінку міцності на стиск як вихідного, так і травленого алмазу за допомогою приладу для випробування на статичний тиск. Результати цього дослідження, представлені в табл. 3, демонструють, що середня межа міцності на стиск 40 зерен вихідного алмазу і травленого алмазу становить 300,76 і 306,25 Н, відповідно. Значної різниці між ними не спостерігали, що свідчить про те, що міцність алмазних зерен залишається незмінною після паяння. Крім того, було помічено, що процедура паяння не спричинила помітного термічного пошкодження або ефекту графітизації алмазних зерен, що свідчить про те, що їхні механічні властивості залишилися незмінними.

Таблиця 3. Порівняння міцності на стиск різних алмазних зерен

Вид алмазу	Середня міцність на стиск, Н
Початковий	300,76
Травлений	306,25

ВИСНОВКИ

Використання порошку припою сплаву Cu70–Sn20–Ti10 для паяння алмазних зерен привело до сприятливого ефекту сплавлення на поверхні алмазу. Це супроводжується формуванням реакційного шару TiC на поверхні алмазних зерен товщиною ~ 1,92 мкм. Припій і алмазні зерна хімічно і технологічно поєднуються завдяки чудовій змочуваності між припоєм і реакційним шаром TiC.

Після завершення процесу паяння поверхня алмазного зерна має гладку текстуру без будь-яких помітних тріщин або зламів. Загальна поверхня не має жодних ознак графітизації, за винятком декількох вогнищ корозії, які демонструють незначну графітизацію.

Середня міцність на стиск алмазного зерна, яке пройшло процес пайки, залишається такою ж, як і у вихідного алмазного зерна. Цей результат свідчить про те, що процес паяння не має суттєвого впливу на термічні та механічні властивості алмазних зерен. Дослідження дозволяє зробити висновок, що пайка є ефективним методом з'єднання алмазних зерен без порушення їхньої механічної монолітності.

ФІНАНСУВАННЯ

Це дослідження підтримано Інноваційною платформою Гуйлінь та Планом розвитку талантів на 2022 рік (20220110-1) та Проектом 2022 року Центрального керівного місцевого фонду розвитку науки і технологій (ZY20220102).

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів.

Jun Zhang^{1,2,3}, Kai Li^{1,2,3}, Zhe Zhang⁴, Jiarong Chen^{1,2,3},
Peicheng Mo^{1,2,3}, Xiaoyi Pan^{1,2,3}, Qiaofan Hu^{1,2,3}, Chao Chen^{1,2,3}

¹Guangxi Key Laboratory of Superhard Material,
China Nonferrous Metals (Guilin) Geology and Mining Co., Ltd.,
Guilin, Guangxi, P.R. China

²National Engineering Research Center for Special Mineral Material,
China Nonferrous Metals (Guilin) Geology and Mining Co., Ltd.,
Guangxi, P.R. China

³Guangxi Technology Innovation Center for Special Mineral Material,
China Nonferrous Metals (Guilin) Geology and Mining Co., Ltd.,
Guilin, Guangxi, P.R. China

⁴Guilin Tebon Superhard Materials Co., Ltd.,
Guilin, Guangxi, P.R. China

Effect of Cu–Sn–Ti solder alloy on morphology, bonding interface, and mechanical properties of brazed diamond grits

The present study focused on characterizing Cu70–Sn20–Ti10 solder alloy powder used for brazing diamond grits in a vacuum at 960 °C for 20 minutes. The study covered the macroscopic and microscopic morphology of Cu–Sn–Ti/diamond, the products and thickness of the interfacial reaction layer, the surface morphology of diamond grits, and the phase and morphology of surface attachments after reaction. Additionally, the effects of graphitization and compressive strength of the diamond after the reaction were also studied. The study's results revealed that the solder alloy could climb up to the diamond grits effectively and exhibited excellent wettability. Microscopically, a TiC reaction layer was observed at the interface between them, and the thickness of the reaction layer was about 1.92 μm, leading to the realization of a chemical metallurgical combination. After brazing, the uncovered surface of diamond grits appeared smooth and did not show graphitization, except for slight graphitization in a few corrosion pits. Moreover, no significant change was observed in the compressive strength of the diamond before and after brazing.

Keywords: Cu–Sn–Ti alloy, diamond, brazing, interfacial reaction, graphitization, compressive strength.

1. Ding W., Miao Q., Xu J., Ma C.Y., Zhao B., Yang C.Y. Joining interface and grain fracture of single-layer brazed grinding wheels with binderless CBN grains. *Int. J. Adv. Manuf. Tech.* 2013. Vol. 68. P. 1261–1266.
2. Artini C., Muolo M., Passerone A. Diamond–metal interfaces in cutting tools: a review. *J. Mater. Sci.* 2012. Vol. 47, no. 7. P. 3252–3264.
3. Ding W.-F., Xu J.-H., Chen Z.-Z., Su H., Fu Y. Brazed joints of CBN grains and AISI 1045 steel with AgCuTi–TiC mixed powder as filler materials. *Int. J. Min. Met. Mater.* 2011. Vol. 18, no. 6. P. 717–724.
4. Sung C.-M. Brazed diamond grid: a revolutionary design for diamond saws. *Diam. Relat. Mater.* 1999. Vol. 8, nos. 8–9. P. 1540–1543.
5. Chattopadhyay A., Chollet L., Hintermann H. On performance of brazed bonded monolayer diamond grinding wheel. *CIRP Ann.* 1991. Vol. 40, no. 1. P. 347–350.
6. Riley D. Lattice constant of diamond and the C–C single bond. *Nature.* 1944. Vol. 153, no. 3889. P. 587–588.
7. Shen X., Wang X., Sun F. Fabrication and evaluation of monolayer diamond grinding tools by hot filament chemical vapor deposition method. *J. Mater. Proc. Technol.* 2019. Vol. 265. P. 1–11.
8. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Dub S.N., Kuzin N.O. Formation of Fe–Cu–Ni–Sn–VN nanocrystalline matrix by vacuum hot pressing for diamond-containing composite. Mechanical and tribological properties. *J. Superhard Mater.* 2019. Vol. 41, no. 6. P. 388–401.
9. Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Ignatovich S.R., Yutskevych S.S. Mechanical and tribological properties of Fe–Cu–Ni–Sn materials with different amounts of CrB₂ used as matrices for diamond-containing composites. *J. Superhard Mater.* 2020. Vol. 42, no. 4. P. 251–263.

10. Ratov B.T., Mechnik V.A., Bondarenko N.A., Kolodnitskyi V.M., Kuzin M., Gevorkyan E.S., Chishkala V.A. Effect of vanadium nitride additive on the structure and strength characteristics of diamond-containing composites based on the Fe–Cu–Ni–Sn matrix, formed by cold pressing followed by vacuum hot pressing. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43, no. 6. P. 423–434.
11. Novikov M.V., Mechnyk V.A., Bondarenko M.O., Lyashenko B.A., Kuzin M.O. Composite materials of diamond–(Co–Cu–Sn) system with improved mechanical characteristics. Part 1. The influence of hot re-pressing on the structure and properties of diamond–(Co–Cu–Sn) composite. *J. Superhard Mater.* 2015. Vol. 37, no. 6. P. 402–416.
12. Xiao H., Xiao B., Liu S., Wu H. Interfacial analysis of vacuum brazing diamond/WC mixed abrasives with NiCrBSi active filler. *Vacuum.* 2019. Vol. 164. P. 158–164.
13. De Oliveira L.J., Bobrovnichii G.S., Filgueira M. Processing and characterization of impregnated diamond cutting tools using a ferrous metal matrix. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2007. Vol. 25, no. 4. P. 328–335.
14. Hwang T., Evans C.J., Malkin S. High speed grinding of silicon nitride with electroplated diamond wheels, part 2: wheel topography and grinding mechanisms. *J. Manuf. Sci. Eng.* 2000. Vol. 122, no. 1. P. 42–50.
15. Chen Y., Fu Y., Su H., Xu J., Xu H. The effects of solder alloys on the morphologies and mechanical properties of brazed diamond grits. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 42. P. 23–29.
16. Liu S., Xiao B., Zhang Z., Duan D.Z. Microstructural characterization of diamond/CBN grains steel braze joint interface using Cu–Sn–Ti active filler alloy. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2016. Vol. 54. P. 54–59.
17. Liu S., Xiao B., Xiao H., Zhang Z., Wu H. Characteristics of Al₂O₃/diamond/c-BN/SiC grain steel brazing joints using Cu–Sn–Ti active filler powder alloys. *Surf. Coat. Technol.* 2016. Vol. 286. P. 376–382.
18. Duan D.-Z., Xiao B., Wang B., Han P., Li W.J., Xia S.-W. Microstructure and mechanical properties of pre-brazed diamond abrasive grains using Cu–Sn–Ti alloy. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2015. Vol. 48. P. 427–432.
19. Buhl S., Leinenbach C., Spolenak R., Wegener K. Microstructure, residual stresses and shear strength of diamond–steel-joints brazed with a Cu–Sn-based active filler alloy. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 30, no. 1. P. 16–24.
20. Hsieh Y.-C., Lin S.-T. Microstructural development of Cu–Sn–Ti alloys on graphite. *J. Alloys Compd.* 2008. Vol. 466, nos. 1–2. P. 126–132.
21. Elsener H.R., Klotz U.E., Khalid F.A., Piazza D., Kiser M. The role of binder content on microstructure and properties of a Cu-base active brazing filler metal for diamond and cBN. *Adv. Eng. Mater.* 2005. Vol. 7, no. 5. P. 375–380.
22. Yamazaki T., Suzumura A. Role of the reaction product in the solidification of Ag–Cu–Ti filler for brazing diamond. *J. Mater. Sci.* 1998. Vol. 33. P. 1379–1384.
23. Chattopadhyay A., Chollet L., Hintermann H. Experimental investigation on induction brazing of diamond with Ni–Cr hardfacing alloy under argon atmosphere. *J. Mater. Sci.* 1991. Vol. 26. P. 5093–5100.
24. Wu S., Zhang F., Ni Y., Yan Z. Grinding of alumina ceramic with microtextured brazed diamond end grinding wheels. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, no. 12. P. 19767–19784.
25. Lei L., Bolzoni L., Yang F. High thermal conductivity and strong interface bonding of a hot-forged Cu/Ti-coated-diamond composite. *Carbon.* 2020. Vol. 168. P. 553–563.
26. Wang J., Liu C., Leinenbach C., Klotz U.E., Uggowitzer P.J. Experimental investigation and thermodynamic assessment of the Cu–Sn–Ti ternary system. *Calphad.* 2011. Vol. 35, no. 1. P. 82–94.
27. Dai X., Cao J., Tian Y., Chen Z., Song X., Feng J. Effect of holding time on microstructure and mechanical properties of SiC/SiC joints brazed by Ag–Cu–Ti+B₄C composite filler. *Mater. Charact.* 2016. Vol. 118. P. 294–301.
28. Mechnik V.A., Bondarenko M.O., Kolodnitskyi V.M., Zakiev V.I., Zakiev I.M., Kuzin M.O., Gevorkyan E.S. Influence of diamond–matrix transition zone structure on mechanical properties and wear of sintered diamond-containing composites based on Fe–Cu–Ni–Sn matrix with varying CrB₂ content. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2021. Vol. 100, art. 105655.
29. Mamalis A., Mechnik V., Morozow D., Ratov B., Kolodnitskyi V., Samociuk W., Bondarenko N. Properties of cutting tool composite material diamond–(Fe–Ni–Cu–Sn) reinforced with nano-VN. *Machines.* 2022. Vol. 10, no. 6, art. 410.

Надійшла до редакції 07.02.24
Після доопрацювання 25.03.24
Прийнята до опублікування 01.04.24