

Yufei Jiang¹, Lili Fang^{1,*}, Jianjun Wang¹, Weifei Yang²,
Kun Zhang¹

¹Zhengzhou Key Laboratory of Low-Dimensional Quantum Materials
and Devices, and School of Physics and Optoelectronic Engineering,
Zhongyuan University of Technology, Zhengzhou, Henan, China

²HENAN KENEX Tool Co., Ltd., Zhengzhou, China

*hnzzfll@126.com

Підвищена термічна стабільність завдяки покриттю Ti–Cu на поверхні частинок cBN методом вакуумного осадження з газової фази

Досліджено титано-мідні (Ti–Cu) покриття, нанесені на поверхні частинок cBN за допомогою методів вакуумного осадження з газової фази. Експериментальні дані показали, що покриття Ti–Cu мають значно кращу термічну стабільність за підвищених (750 °C) температур порівняно зі звичайними покриттями з титану. Цей прогрес є результатом синергічної інтеграції точного керування процесом вакуумного осадження з притаманними перевагами композитних матеріалів Ti–Cu та пропонує багатообіцяючі рішення для абразивних інструментів наступного покоління, таких як шліфувальні круги та ріжучі інструменти.

Ключові слова: кубічний нітрид бору (cBN), покриття Ti–Cu, механізми, термічна стабільність.

ВСТУП

У 1957 році було виявлено, що гексагональний нітрид бору (hBN) можна перетворити на кубічний нітрид бору (cBN) за допомогою методів обробки в умовах високої температури та високого тиску [1]. Це відкриття зробило cBN цінним матеріалом для використання у шліфувальних кругах і нових композиційних матеріалах завдяки його винятковій твердості, термічній стабільності та особливо хімічній інертності щодо заліза [2]. Тоді як ефективність абразивів безпосередньо пов'язана з механічними властивостями матеріалу, ефективність зв'язування в першу чергу залежить від адгезивних характеристик системи та її міжфазної взаємодії з абразивними частинками [3]. Для покращення взаємодії між комбінованим cBN та зв'язувальними системами у виробництві абразивів стандартною практикою стала металізація поверхні за допомогою технологій покриття.

Одним із найпоширеніших покриттів для металізація поверхонь і зараз залишається титан (Ti), який наносять на поверхні частинок cBN. Попередні дослідження здебільшого наголошували на одношарових покриттях Ti, але останні досягнення в техніці осадження тонких плівок дозволили виготовляти багатошарові структури Ti/TiN. Піонерське дослідження Альошина В.Г. [4] продемонструвало ефективний метод газофазного осадження для нанесення рівномірних плівок Ti на підкладки cBN, за якого було досягнуто кра-

ще міжфазне з'єднання, що мало вирішальне значення для інструментальних застосувань. Було розроблено метод прямого покриття Ti частинок cBN за тиску 5 ГПа та температури 1400–1650 °C [5]; з використанням методу дугового плазмового осадження успішно продемонстровано зростання плівок Ti/TiN на поверхнях cBN [6]; використано метод осадження солі для формування покриттів TiN на поверхнях порошку cBN [7]; розроблено новий метод вакуумного повільного осадження з газової фази для покриття Ti на поверхні cBN [8]. Але попри ці досягнення, реалізація оптимальної ефективності з'єднання з частинками cBN, покритими Ti, – одночасного формування міцної адгезії між частинками та підвищеної термічної стабільності, продовжує становити суттєві дослідницькі проблеми.

У даному дослідженні автори використовували техніку вакуумного осадження з газової фази для нанесення покриттів Ti–Cu товщиною 0,68 мкм на частинки cBN розміром 8–12 мкм. Елементний розподіл Ti–Cu у покритті було проаналізовано за допомогою методів сканувальної електронної мікроскопії (СЕМ) та енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (ЕДРС), тоді як механізм осадження покриття Ti–Cu було ретельно досліджено за допомогою рентгенівської дифракції (РД) та термодинамічних розрахунків. Крім того, за допомогою термогравіметрично-диференційно термічного (ТГ-ДТ) аналізу автори спостерігали, що термічна стабільність покриття Ti–Cu була значно покращена порівняно з покриттям із чистого Ti. Цей метод надає можливість для значного підвищення термічної стабільності покриттів cBN і забезпечення успішного застосування у високоефективних прецизійних шліфувальних кругах та інструментах для пайки зі спеченими елементами із cBN.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ

Вихідні матеріали

Частинки cBN, покриті Ti–Cu, було виготовлено з використанням порошків cBN ($D_{50} = 8\text{--}12$ мкм, Henan Kenex Tool Co., Ltd., Китай), порошків Ti ($D_{50} = 100$ мкм, Beijing Xingrongyua Technology Co., Ltd, Китай), порошків Cu ($D_{50} = 50$ мкм, Tianjin Gaokexincai Technology Co., Ltd, Китай).

Методика виготовлення продукту

Спочатку порошки cBN ретельно змішували в розчині NaOH (10 г/л) протягом 30 хв перед промиванням, потім cBN змішували з розчином HCl (10 % (за об'ємом)) і знову перемішували протягом 30 хв, а потім відразу промивали водою. Далі частинки cBN ще раз ретельно промивали і висушували для подальшого використання. На наступному етапі порошки cBN, Ti та Cu змішували в рівних пропорціях протягом 2 год, а далі суміш поміщали в реакційний контейнер і згодом піддавали нагріванню та інкубації у вакуумній трубчастій печі за температури 850 °C протягом 3 год. Нарешті, зразки з покриттям очищали ультразвуком для видалення забруднюючих речовин, присутніх у нанесеному покритті. Частинки cBN з покриттям екстрагували з готового продукту за допомогою сита. На рис. 1 показано схему технології процесу.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Аналіз мікроструктури Ti–Cu покриттів

Дослідження мікроструктури проводили за допомогою СЕМ (JSM-IT210, JEOL Co., Ltd.), оснащеного ЕДРС. На рис. 2, а показано макроморфологію

частинок cBN, покритих Ti-Cu. Світло-жовте забарвлення частинок cBN мають порошки серії Micron-W (Henan Kenex Tool Co., Ltd.). Після вакуумного осадження з газової фази загальний колір композитного матеріалу стає більш темним (рис. 2, б). Цю зміну кольору переважно можна пояснити рівномірним розподілом покриття Ti-Cu на поверхні cBN. На рис. 2, в наведено одержаний методом ЕДРС склад покриття, у відповідності з яким вміст Cu становить ~ 3 % матеріалу, тоді як вміст Ti становить 34 %, що мало значний вплив на властивості та характеристики матеріалу.

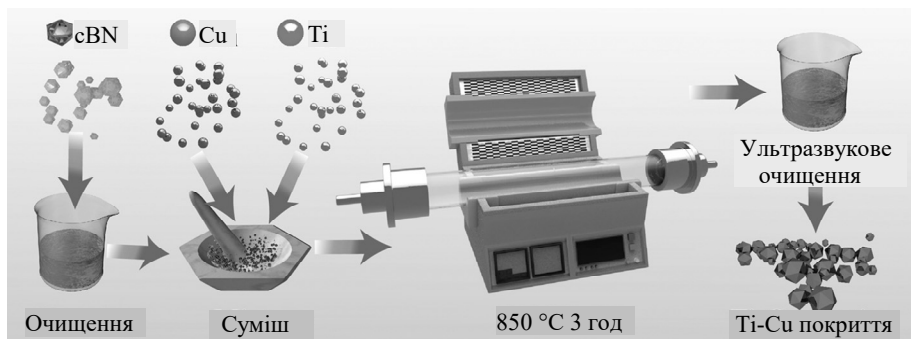


Рис. 1. Схема технології процесу.

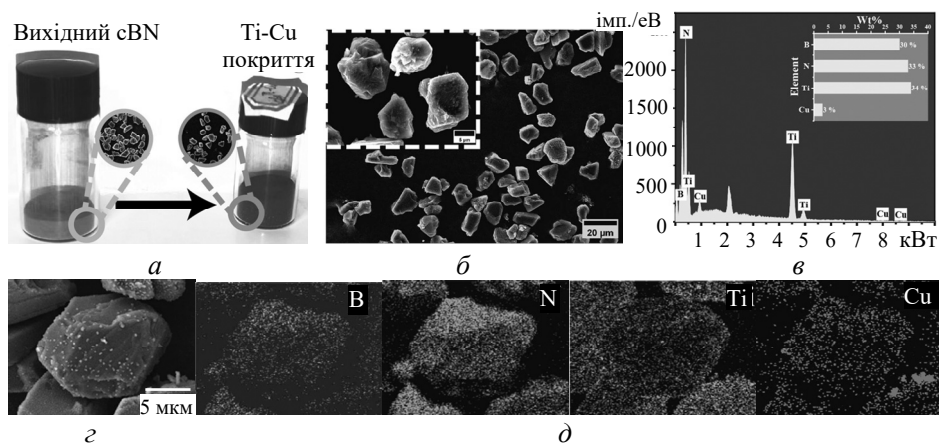


Рис. 2. Мікроструктура покриття Ti-Cu на частинках cBN: а – зображення Ti-Cu з покриттям на порошках cBN після технології вакуумного осадження з газової фази; б – СЕМ зображення Ti-Cu з покриттям на частинках cBN; в – ЕДРС енергетичні спектри та співвідношення компонентів; г – СЕМ зображення з масштабом 5 мкм; д – ЕДРС картування елементів B, N, Ti, Cu.

Як показано на рис. 2, г, покриття Ti-Cu має чітку мікроструктуру на поверхні частинок cBN і надає значну шорсткість частинок cBN з наявністю численних нанокристалів на поверхні покриття. За допомогою ЕДРС було виявлено, що Ti розподілено по всій поверхні частинок cBN, тоді як Cu покривав шар Ti.

ЕДРС аналіз проводили за прискорюючої напруги 10 кВ, що забезпечувало достатню (> 1 мкм) глибину проникнення випромінювання для виявлення як сигналів азоту, так і бору від підкладки cBN. Крім того, як показано на рис. 2, д, ці результати є прямим доказом успішного осадження Ti-Cu з бажаними структурними властивостями на частинки cBN.

Механізм осадження Ti–Cu покриття

У цьому дослідженні шар Ti–Cu наносили на поверхню частинок cBN за допомогою вакуумного осадження з газової фази. Як показано на рис. 3, а, процес осадження шару Ti–Cu включає такі етапи:

- поверхневу реакцію між поверхнею cBN і атомами Ti;
- осадження Ti – після утворення шару TiN атоми Ti продовжують осідати;
- формування шару – спільне осадження атомів Cu на поверхні сформованого шару Ti.

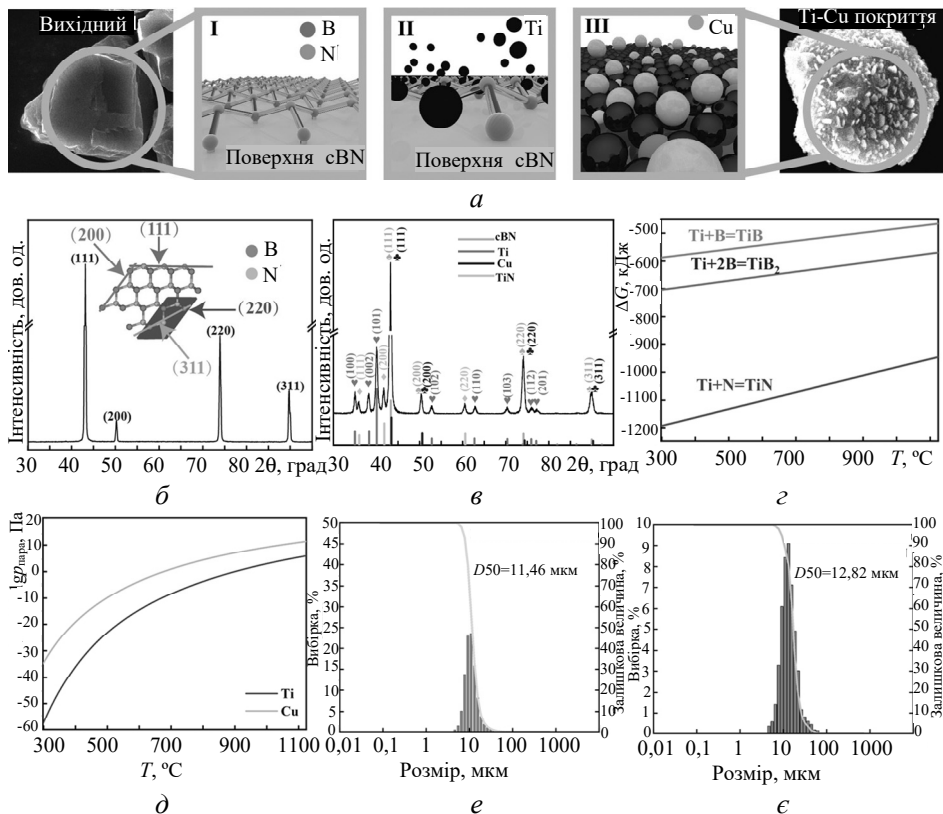


Рис. 3. Діаграма механізму утворення покриття Ti–Cu: а – схематична діаграма механізму утворення покриття Ti–Cu; б – рентгенограми вихідного cBN; в – рентгенограми cBN з покриттям Ti–Cu; г – розрахунки ΔG ; д – тиск парів Ti та Cu; е – розмір частинок вихідного cBN; є – розмір частинок cBN з покриттям Ti–Cu.

На рис. 3, в видно, що такі фази, як TiN, Ti, Cu та BN, присутні на частинках cBN після спільного осадження Ti–Cu. Рентгеноструктурний аналіз проводили на приладі Ultima IV-185 (“Rigaku”, Японія). На стадії поверхневої реакції первинний процес включає утворення шару TiN за допомогою осадження атомів Ti на поверхні cBN з наступними міжфазними реакціями. Це спостереження можна пояснити так.

РД аналіз на рис. 3, б показав, що атоми N у частинках cBN в основному знаходяться на верхніх атомних шарах конкретних кристалографічних граней, на рівнях граней кристалу. Як було визначено РД, вихідні частинки cBN демонстрували домінуючу (111), (200), (220) і (311) кристалічну орієнтацію. Примітно, що грані (111) мають найбільш виражений вплив азоту, що свід-

чить про підвищену реакційну здатність поверхні в цих кристалографічних місцях.

Під час поверхневої реакції між Ti і cBN можливими продуктами є TiN, TiB і TiB₂ [8]. Відповідні хімічні реакції, за яких виникають ці фази, є наступними:



У табл. 1 наведено термодинамічні параметри реакції на поверхні cBN. У цьому дослідженні було проведено розрахунки термодинамічних параметрів для встановлення вільної енергії Гіббса (ΔG) для реакції поверхневих елементів cBN з Ti в діапазоні температур від 298,15 до 1123,15 К. У цьому разі реакція поверхневих елементів cBN з Ti показала найнижче ΔG серед досліджуваних процесів. Під час вакуумного осадження переважно утворюється TiN завдяки низькій вільній енергії Гіббса та термодинамічно сприятливим умовам (див. рис. 3, з).

Таблиця 1. Параметри елементів, що використовують у реакціях сполук

Елементи	H , кДж/моль	S , Дж/(моль·К)	A , Дж/(моль·К)	Посилання
B (298,15–1500 К)	0	5,9	16,033	[9], [10]
N (298,15–1700 К)	472,679	153,302	20,790	[11]
Ti (298,15–1800 К)	0	0	23,455	[11]
TiB (298,15–600 К)	-160,247	34,727	33,189	[11]
TiB (600–1000 К)	0	0	72,501	[9]
TiB (1000–1800 К)	0	0	57,102	[9]
TiB ₂ (298,15–600 К)	0	0	26,024	[9], [10]
TiB ₂ (600–1000 К)	0	0	82,915	[9], [10]
TiB ₂ (1000–2400 К)	0	0	48,228	[9], [10]
TiN (298,15–3223 К)	-337,858	30,292	49,831	[10]

Під час осадження Ti та формування поверхневого шару (за температур 298,15–1123,15 К) тиски пари матеріалів у діапазоні температур відповідають рівнянню

$$\log p_{\text{пара}} = A + \frac{B}{T}, \quad (4)$$

де $A = 16,931$, $B = -24,991$ для Ti; $A = 14,129$, $B = -17748$ для Si; $p_{\text{пара}}$, Па – тиск пари; T , К – температура [13].

На рис. 3, д видно, що Ti демонструє нижчий тиск пари, ніж Si. Проте аналіз ЕДРС показує, що вміст Si значно нижчий, ніж Ti, це означає, що атоми Si не можуть взаємодіяти з поверхнею частинок cBN у цьому діапазоні температур під час нагрівання. Тому осадження Si включає переважно атоми Ti у шарі TiN на поверхні.

У цьому дослідженні, коли зразки витримували за температури 1123,15 К (850 °С) протягом 3 год, тиск пари Si перевищував тиск Ti. У результаті нанокристали Si чітко спостерігали на поверхні cBN і вони утворювали покриття Ti–Si. Введення Si значно підвищило шорсткість поверхні cBN і

покращило міцність міжфазного зв'язку між покритими частинками cBN і сполучним агентом.

На рис. 3, *e, e* видно, що вихідні частинки cBN мали розмір $D_{50} = 11,46$ мкм, тоді як частинки cBN, покриті Ti–Cu, мали дещо збільшене значення $D_{50} = 12,82$ мкм. Виміряна середня товщина покриттів Ti–Cu становила 0,68 мкм. Вимірювання розподілу частинок за розміром проводили за допомогою аналізатора Microtrac S3500.

Термічний аналіз Ti–Cu покриттів

В експериментах параметри вакуумного осадження з газової фази для обох зразків були встановлені так: масове співвідношення суміші Ti/Cu/cBN = 1:1:1 та Ti/cBN = 1:1. Зразки завантажували в тиглі з оксиду алюмінію (Al_2O_3) і піддавали ТГ і ДТ аналізу за допомогою аналізатора NETZSCH STA 449F3, Німеччина. Термічний аналіз проводили за наступних умов: нагрівання від 60 до 1200 °C з постійною швидкістю нагрівання 1 °C/хв, зі швидкістю повітряного потоку 20 мл/хв протягом експерименту.

На рис. 4, *a* представлено порівняння результатів ТГ-ДТ аналізу для частинок Ti/Cu–cBN і Ti–cBN. Зразок Ti–cBN продемонстрував збереження маси 98 % за температури 60 °C з втратою маси 2 % через адсорбовану поверхню вологу. Цей зразок зберіг 87 % своєї початкової маси, що відповідає загальній втраті маси 11 %. Навпаки, зразок Ti/Cu–cBN продемонстрував співвідношення маси утримання маси 96,5 % за температури 60 °C (втрата 3,5 % пов'язана з поверхневою водою) і досягла 94 % за температури 1200 °C із загальною втратою ваги 2,5 %. Примітно, що зразок Ti/Cu–cBN мав на 8,5 % меншу загальну втрату маси порівняно зі зразком Ti–cBN, що відповідало значно кращій термічній стабільності, ніж покриття Ti–Cu.

Як показано на рис. 4, *a*, крива ТГ-ДТ для Ti–cBN має середню точку за температури 600 °C. Зразок Ti–cBN повільно втрачав маси в діапазоні температур 500–750 °C. Крім того, значні зміни кривої ТГ-ДТ спостерігали між 750–1000 °C для Ti–cBN. Однак криві ТГ-ДТ зразків Ti/Cu–cBN і Ti–cBN мали різну поведінку. Слід зазначити, що крива ТГ-ДТ для Ti/Cu–cBN починає зростати з 860 °C, тоді як крива ТГ-ДТ для Ti–cBN демонструє тенденцію до зниження з 500 °C.

Криві ДТ аналізу Ti–cBN і Ti/Cu–cBN показано на рис. 4, *б*, де видно, що піки теплопоглинання спостерігаються за температури 600 °C для Ti–cBN і 670 °C для Ti/Cu–cBN. Також на рис. 4, *б* видно, що реакція повільного поглинання тепла відбувається в діапазоні температур 500–750 °C для Ti–cBN, що пов'язано з процесом окислення Ti. У такому разі зразки Ti/Cu–cBN мають вищий пік загального теплопоглинання порівняно зі зразками Ti–cBN. Примітно, що екзотермічний пік Ti/Cu–cBN спостерігали за 860 °C. За температури 1000 °C обидва матеріали зазнають екзотермічних процесів, але з відмінними термічними характеристиками: зразок Ti–cBN демонструє максимальний екзотермічний пік за температури 1130 °C, тоді як композит Ti/Cu–cBN має пік максимуму за температури 1082 °C. Ці дві температурні точки вказують на те, що структура покриття частково розплавилася.

На основі даних ТГ-ДТ аналізу можна дослідити причини, чому термічна стабільність покриттів Ti/Cu краща, ніж покриттів Ti. Втрата ваги Ti покриттів пов'язана з окисною поведінкою Ti. У результаті нагрівання на повітрі спостерігали деяке повільне окислення поверхні Ti–cBN за температури нижче 500 °C. Окислення Ti за температури 500 °C в основному відбувається у поверхневому шарі і мало впливає на загальну структуру Ti–cBN. Крім того,

за температур, нижчих за 500 °С, відбувається невелике випаровування Ті, яке спостерігали як незначну втрату ваги на кривій TG/DTG. У діапазоні температур від 500 до 750 °С збільшення температури сприяє дифузії кисню, що значно прискорює зростання оксидного шару. У цих умовах реакція окислення протікає швидше, і кисень повільно вимивається в кристалічну ґратку. Завдяки термодинамічним властивостям реакції це призводить до процесу поглинання тепла. Отже, зі збільшенням товщини оксидного шару початкова структура покриття змінюється, що призводить до відшаровування. Ці експериментальні спостереження узгоджуються з висновками в [14] і [15].

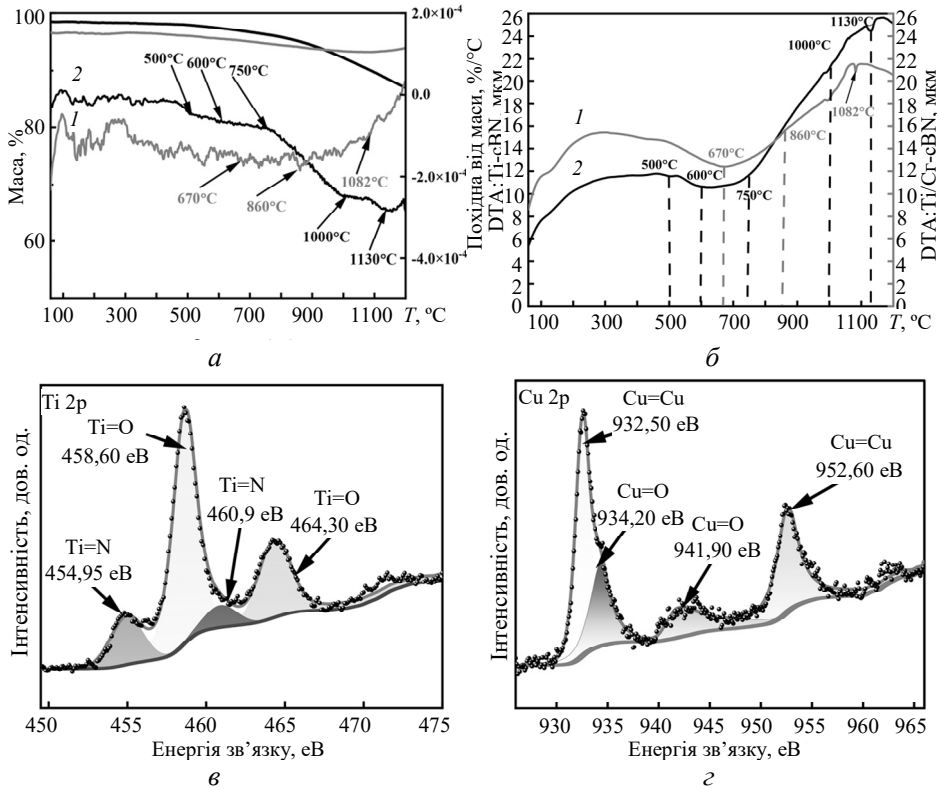


Рис. 4. Термічний аналіз покриття Ті-Сі: діаграми ТГ (а) та ДТ (б) аналізу Ті/Сі-сBN (1), Ті-сBN (2); РФС зображення елементів Ті (в) та Сі (г) у Ті-Сі покритті.

У діапазоні температур від 750 до 1000 °С середній розмір частинок Ті-сBN становить 12,82 мкм, що забезпечує достатній контакт поверхні з киснем. Це сприяє прискореному окисленню титанового порошку на поверхні, причому процес окислення є екзотермічною реакцією. У результаті покриття TiN і поверхня сBN починають окислюватися з утворенням Ti_2O_3 за температури, близької до температури його утворення [16]. За високої температури поверхні покриття Ті відбувається розчинення О, утворення Ti_2O_3 , TiO_2 та інших оксидів, що може спричинити явище випаровування [17, 18]. Крім того, під час затвердіння в частинках можуть з'явитися тріщини. Якщо поверхня покриття TiN окислюється, на поверхні утворюється шар TiO_2 , який забезпечує певний ступінь захисту. Однак покриття може стати шаруватим і розколотися через наявність слабких місць у шарі, що може призвести до подальшого окислення та розкладання внутрішнього шару в насиченому кис-

нем середовищі [19, 20]. Це призводить до того, що частинки розпадаються та утворюють нові поверхні, що призводить до втрати ваги.

У діапазоні температур від 750 до 1000 °C середній розмір частинок Ti-cBN становить 12,82 мкм, що сприяє значному контакту поверхні з киснем. Це прискорює окислення титанового порошку на поверхні, де процес окислення протікає як екзотермічна реакція. Отже, як покриття TiN, так і поверхня cBN зазнають окислення, водночас за такої умови Ti₂O₃ утворюється на початку цієї реакції [16]. За високої температури поверхні покриття Ti розчинення O сприяє утворенню Ti₂O₃, TiO₂ та інших оксидів, що може спричинити явище випаровування [17, 18]. Крім того, термічні напруги під час затвердіння можуть спричинити тріщини всередині частинок. Коли окислення поверхні покриття TiN створює захисний шар TiO₂, структурні недоліки цього шару можуть спричинити розшарування та розщеплення покриття. Ці дефекти сприяють подальшому окисленню та розкладанню основного матеріалу в середовищах, багатих киснем [19, 20]. Цей циклічний процес деградації призводить до фрагментації частинок, оголення свіжих поверхонь і, зрештою, призводить до втрати ваги.

Було зроблено аналіз енергії зв'язку елементів Ti/Cu, нанесених на частинки cBN за температури 100 °C (див. рис. 4, в, г). Для визначення характеристик за допомогою рентгенівської фотоелектронної спектроскопії (РФС) використовували спектрометр Thermo Scientific K-Alpha ("Thermo Fisher Scientific", Велика Британія). На рис. 4, в показано енергії зв'язку Ti-O (458,6 і 464,3 еВ) та Ti-N (454,95 і 460,9 еВ). Ці значення енергії зв'язку показують, що продуктом зв'язування Ti і O є переважно TiO₂, а поверхневий Ti адсорбується O₂, який швидко утворює плівку оксиду TiO₂ на поверхні. Ця оксидна плівка ефективно запобігає подальшому окисленню та захищає металевий Ti від подальшої кисневої корозії, завдяки чому поверхня з покриттям Ti-Cu має кращу термічну стабільність [21]. На рис. 4, г показано енергії зв'язку Cu-O: 934,2 і 941,9 еВ та Cu-Cu: 932,5 і 952,6 еВ.

Присутність Cu покращує властивості шару Ti: за більш високих температур взаємодія між Cu і Ti може привести до утворення більш стабільних матеріалів, таких, як сплав Ti-Cu, або композитне покриття TiO₂-CuO на поверхні Ti [22].

Cu дуже сприйнятливий до окислення за високих температур з утворенням оксидів, такі як Cu₂O або CuO. Ці оксиди діють як буферний шар і допомагають запобігти розриву або виходу руйнуванню оксидної плівки на титані. Навіть коли Cu окислюється, отриманий оксидний шар забезпечує додатковий захист оксиду Ti, тим самим підвищує загальну термічну стабільність [23].

Роль Cu не обмежується термічною стабільністю: сплав Cu з Ti впливає на структуру та морфологію оксидної плівки, що робить її більш стабільною за високих температур. Присутність Cu також допомагає підтримувати загальний склад покриття плівки оксиду Ti та запобігає розтріскуванню або деградації.

ВИСНОВКИ

Успішне дослідження покриття Ti-Cu, нанесеного на частинки cBN за допомогою вакуумного осадження з газової фази, дало можливість детально описати процес отримання покриттів Ti-Cu на частинках cBN за допомогою аналізу мікроструктури Ti-Cu покриттів на cBN методами СЕМ, ЕДРС. Досліджено принцип осадження Ti-Cu покриттів за допомогою РФС і термодинамічних розрахунків. Покриття Ti-Cu порівнювали з покриттями Ti, сформованими за тих самих умов з використанням ТГ-ДТ аналізу. За допомогою

методу РФС було доведено, що термічна стабільність покриття Ti–Cu краща, ніж покриття Ti.

Покриття Ti–Cu, виготовлене на частинках cBN методом вакуумного осадження з газової фази, має грубу мікроструктуру з поверхневими атомами Cu, рівномірно розподіленими по поверхні покриття, середня товщина покриття Ti–Cu становить 0,68 мкм.

Відповідно до механізму осадження покриття Ti–Cu, Ti спочатку зв'язується з частинками cBN. Згодом Cu і Ti осідають на зв'язану поверхню, з утворенням покриття Ti–Cu.

Термічна стабільність покриттів Ti–Cu покращилася на 22,7 % порівняно з покриттями Ti.

Термічна стабільність покриття Ti зменшується через окислення Ti, що руйнує покриття і позбавляє захисту підкладку cBN; але покриття Cu в Ti–Cu запобігає безперервному окисленню Ti в покритті.

ФІНАНСУВАННЯ

Ця робота була підтримана Програмою досліджень та інновацій аспірантів Технологічного університету Чжунюань (грант № YKY2024ZK21).

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів.

Yufei Jiang¹, Lili Fang¹, Jianjun Wang¹, Weifei Yang²,
Kun Zhang¹

¹Zhengzhou Key Laboratory of Low-Dimensional Quantum Materials
and Devices, and School of Physics and Optoelectronic Engineering,
Zhongyuan University of Technology, Zhengzhou, Henan, China

²HENAN KENEX Tool Co., Ltd., Zhengzhou, China

Enhanced thermal stability by Ti–Cu coating on cBN particle
surface using vacuum vapor deposition

This study investigates titanium-copper (Ti–Cu) coatings deposited onto cBN particle surfaces through vacuum vapor deposition techniques. Experimental findings demonstrate that Ti–Cu coatings exhibit significantly enhanced thermal stability at elevated temperatures (750°C) compared to conventional titanium (Ti) coatings. This advancement stems from the synergistic integration of precise vacuum deposition process control with the inherent advantages of Ti–Cu composite materials, offering promising solutions for next-generation abrasive tools such as grinding wheels and cutting instruments.

Keywords: cubic boron nitride (cBN), Ti–Cu coating, mechanisms, thermal stability.

1. Wentorf R.H. Cubic form of boron nitride. *J. Chem. Phys.* 1957. Vol. 26, no. 4. P. 956–956.
2. Ji H.L., Li Z.H., Liu M. Structural and mechanical properties of cBN composites by regulating particle size distribution and holding time. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2021. Vol. 100, art. 105635.
3. Shan D., Li Z., Zhu Y., Ye H., Gao K., Yu, Y. Influence of TiO₂ on the physical properties of low-temperature ceramic vitrified bond and mechanical properties of CBN composites. *Ceram. Int.* 2012. Vol. 38, no. 6. P. 4573–4578.
4. Aleshin V.G., Vesna V.T., Maslov V.P., Filippovich A.G. Gas-phase deposition of titanium coatings on grains of cubic boron nitride. *Sov. Powder Metall. Met. Ceram.* 1991. Vol. 30, no. 4. P. 297–300.
5. Wang S., Guo W., Ma H.A., Jia X. Direct coating of cubic boron nitride with titanium powder under high pressure and high temperature. *Mater. Lett.* 2014. Vol. 123. P. 210–213.

6. Klimczyk P., Benko E., Lawniczak-Jablonska K., Piskorska E., Heinonen M., Ormaniec A., Gorczynska-Zawislan W., Urbanovich V.S. Cubic boron nitride—Ti/TiN composites: hardness and phase equilibrium as function of temperature. *J. Alloys Compd.* 2004. Vol. 382, nos. 1–2. P. 195–205.
7. Daoush W.M. Fabrication of TiN/cBN and TiC/diamond coated particles by titanium deposition process. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 2014. Vol. 24, no. 11. P. 3562–3570.
8. Wang Y.H., Zang J.B., Wang M.Z., Guan Y., Zheng Y.Z. Properties and applications of Ti-coated diamond grits. *J. Mater. Process. Technol.* 2002. Vol. 129, nos. 1–3. P. 369–372.
9. Morgiel J., Klimczyk P., Lach R., Gubernat A. Microstructure and phase composition of Ti-coated cBN powders intended for active coating technology (ACT) processes. *Appl. Surf. Sci.* 2025. Vol. 680, art. 161378.
10. Landolt-Bornstein P. Thermodynamic properties of inorganic material. Scientific Group Thermodata Europe (SGTE). Springer Ltd., 1999.
11. Barin I. Thermochemical Data of Pure Substances. VCH Verlags Gesellschaft. Weinheim Ltd., 1989.
12. Chase Jr M.W., Davies C.A., Downey Jr J.R., Frurip D.J., McDonad R.A., Syverud A.N. JANAF thermochemical tables. 3rd Edition. *J. Phys. Chem. Ref. Data*, 1985. Vol. 14, Supplement no. 1. 1896 p.
13. Alcock C.B., Itkin V.P., Horrigan M.K. Vapour pressure equations for the metallic elements: 298–2500 K. *Can. Metall. Q.* 1984. Vol. 23, no. 3. P. 309–313.
14. Zhong W., Yu K., Shi J., Shen Y., Li P., Lu J. High-temperature oxidation behavior of TA15 aerospace titanium alloy at 500° C and 800° C. *J. Mater. Res. Technol.* 2024. Vol. 30. P. 3355–3366.
15. Lu J., Ji K., Zhuo L., Chen B., Shao H., Huo W., Zhao Y. Revealing high-temperature oxidation and tensile behaviors along with underlying mechanisms of a titanium alloy with precipitated titanium silicide. *Coatings.* 2023. Vol. 13, no. 12, art. 2020.
16. Molodetsky I.E., Vicenzi E.P., Dreizin E.L., Law C.K. Phases of titanium combustion in air. *Combust. Flame.* 1998. Vol. 112, no. 4. P. 522–532.
17. Hampl M., Schmid-Fetzer R. Thermodynamic description of the Ti–O system. *Int. J. Mater. Res.* 2015. Vol. 106, no. 5. P. 439–453.
18. Yamada T., Flora G., Bisek N.J. Development of Air–Ti gas-surface reaction mechanisms and rate calculations. *AIChE Journal.* 2024. Vol. 62, no. 11. P. 4376–4387.
19. Wu X.M., Huangfu Z.B., Liu X.K., Cai Y.L., Wang L.W., Cheng X.R. Effect of Ti and TiC coating on the thermal stability of diamond. *Diam. Abras. Eng.* 2023. Vol. 43, no. 2. P. 196–201.
20. Vaquila I., Vergara L.I., Passeggi Jr M.C.G., Vidal R.A., Ferron J., Chemical reactions at surfaces: titanium oxidation. *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 122, no. 1. P. 67–71.
21. Mizuno Y., King F.K., Yamauchi Y., Homma T., Tanaka A., Takakuwa Y., Momose T. Temperature dependence of oxide decomposition on titanium surfaces in ultrahigh vacuum. *J. Vac. Sci. Technol. A: Vac. Surf. Films.* 2002. Vol. 20, no. 5. P. 1716–1721.
22. Akbarpour M.R., Mirabad H.M., Hemmati A., Kim H.S. Processing and microstructure of Ti–Cu binary alloys: A comprehensive review. *Prog. Mater. Sci.* 2022. Vol. 127, art. 100933.
23. Mebrahtu T., Hess T.R., Mencer Jr D.E., Balke K.G., Naugle D.G., Cocke D.L. Photoelectron spectroscopic investigations of the surface reactivity of crystalline and amorphous TiCu alloys. *Mater. Sci. Eng.: A.* 1991. Vol. 134. P. 1041–1044.

Надійшла до редакції 16.04.25

Після доопрацювання 27.04.25

Прийнята до опублікування 09.05.25