

**Bin Fang*, Zhonghang Yuan, Liying Gao, Depeng Li,
Yuanbin Zhang**

School of Mechanical & Automotive Engineering,
Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences),
Jinan, China
*fb@qlu.edu.cn

Мікроструктура та механічні властивості металокерамічних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C, армованих c-BN

Досліджено вплив додавання c-BN на мікроструктуру та механічні властивості металокерамічних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C, виготовлених гарячим пресуванням. З додаванням c-BN режим руйнування композита перетворюється з міжзеренного на трансгранулярний. Основним механізмом зміцнення є перекриття частинок, відхилення та роздвоєння тріщин, які покращують в'язкість руйнування матеріалу металокерамічного інструменту. Правильне додавання c-BN може покращити механічні властивості композитів. Коли вміст c-BN становить 1,5 % (за масою), металокерамічні інструментальні матеріали на основі (Ti,W)C досягають оптимальних комплексних механічних властивостей. Твердість, границя міцності під час згинання та в'язкість руйнування складають 19,78 ГПа, 987 МПа і 9,44 МПа·м^{1/2} відповідно.

Ключові слова: c-BN, карбід, гаряче пресування, механічні властивості, мікроструктура.

ВСТУП

Металокераміка є важливим інженерним композитом і її використовують для різального інструменту, насадок для абразивної суспензії, механічних ущільнювальних кілець, підшипників та формувальних матриць завдяки її високим механічним властивостям, високій зносостійкості, стійкості до окиснення та термостійкості. Металокераміка складається з керамічної фази, що забезпечує високу твердість і наявність металевої сполучної фази, яка зв'язує керамічну фазу та сприяє міцності і пластичності. Керамічні фази містять карбіди, нітриди, оксиди, карбонітриди титану, молібдену, вольфрам та танталу, тоді як кобальт, нікель, сплави молібдену та ін., як правило, застосовують як металеву зв'язку [1, 2].

Карбіди на основі (Ti,W)C, як правило, виготовляють рідкофазним спіканням, тверда фаза якого диспергується у фазі сполучного міцного металу. Відповідні дослідження показали, що механічні властивості можна покращити за допомогою оптимізованих композитів. Тверді сплави на основі (Ti,W)C зі сполучною фазою Co 15 % (за масою) мають найкращі комплексні механічні властивості [3]. В [4] показано, що в'язкість твердих матеріалів (Ti,W)C–Co підвищується за рахунок добавки тонких пластинок фази (Ti,W)C. В [5] виявлено, що добавка Mo₂C може покращити спікання та механічні властивості (Ti,W)C. В [6] отримано більш тонкі мікроструктури, а твердість і опір поперечному розриву (Ti,W,Ta)C покращилися зі збільшенням додавання Mo. Карбіди на

основі (Ti,W)C зазвичай використовують для інструментальних матеріалів під час високошвидкісної механічної обробки, напівобробки та оздоблювальних робіт як вуглецевої, так і нержавіючої сталі [4, 7–10]. В'язкість руйнування інструментальних матеріалів є одним з найважливіших факторів для довговічності та надійності ріжучого інструменту. Водночас, змочуваність розплавленою твердою фазою (Ti,W)C фази сполучного Co погана, що призводить до низької ущільненості, ненормального зростання зерна та погіршення механічних властивостей під час спікання [5, 8]. Дослідники в цій галузі продовжують працювати над покращенням мікроструктури та механічних властивостей цих металокерамік [3, 5, 8, 10–13]. З метою поліпшення міцності та в'язкості руйнування кераміко-матричних композитів було розроблено різні способи зміцнення, такі як зміцнення пластинок [14], підсилення вусів [15, 16], з'єднання зерна [17] та загартування частинок другої фази [18, 19].

Тверді сплави з добавкою іншої фази привернули велику увагу, оскільки частинки іншої фази можуть покращити змочуваність та спікливість, перешкодити зростанню зерна та покращити мікроструктуру. Загальновідомо, що механічні властивості твердих сплавів тісно пов'язані з їхньою мікроструктурою. Додавання частинок другої фази до матеріалу може ефективно покращити механічні властивості композитів [20–23]. Кубічний нітрид бору c-BN має твердість, яка є другою після найбільшої твердості алмазу, і менш здатний до реакцій з чорними металами, що робить його підходящою фазою для підсилення добавки для інструментального матеріалу під час обробки деталей із чорних металів [24]. c-BN застосовують для одержання різних композитних інструментальних матеріалів, таких як Al_2O_3 -cBN, β -sialon-cBN, TiN-cBN та інших композитних інструментальних матеріалів [25–29]. В [30] вивчали композити WC-Co-c-BN та виявили, що добавка c-BN може поліпшити твердість за Віккерсом та в'язкість руйнування матеріалу. В [31] вивчали вплив вмісту c-BN на механічні властивості композитної кераміки c-BN/TiC та виявили, що твердість керамічних композитів за Віккерсом була найвищою для молярного співвідношення c-BN/TiC 2:1. В [32] було запропоновано покращити механічні властивості металокераміки на основі Ti(C,N) введенням c-BN. В [33] було виготовлено композити Al_2O_3 -c-BN методом іскрового плазмового спікання (SPS) та високих температури і тиску (HPHT) і виявили, що відносна щільність і твердість за Віккерсом композитів, виготовлених методом SPS, були трохи нижчими, ніж композитів, що було виготовлено методом HPHT. Вплив добавки c-BN@ Al_2O_3 на мікроструктуру та механічні властивості досліджували в [34]. Однак виготовлення c-BN@ Al_2O_3 є складним і вимагає часу. Також корисно проаналізувати вплив c-BN без модифікації поверхні на ріст зерна та характеристики матеріалу твердих сплавів на основі (Ti,W)C для розробки нових металокерамічних інструментальних матеріалів.

У даній роботі, для дослідження впливу додавання c-BN на ріст зерна та характеристики твердих сплавів на основі (Ti,W)C, карбідні інструментальні матеріали на основі (Ti,W)C були виготовлені гарячим пресуванням з використанням (Ti,W)C як матриці, Co як сполучної речовини, частинок c-BN як адитивної фази. Досліджено вплив додавання c-BN на мікроструктуру, розмір зерен, режим руйнування та механічні властивості металокераміки на основі (Ti,W)C.

ЕКСПЕРИМЕНТ

Розміри частинок, стехіометрія та вміст кисню у сировинних порошках, що використовували, наведено в табл. 1, склад металокерамічного інструментального матеріалу – в табл. 2. Порошок c-BN диспергували з додецилсуль-

фатом натрію як модифікатором, щоб запобігти його агломерації. Попередньо зважені порошки $(Ti_{0,5}, W_{0,5})C$, c-BN, Co і WC змішували в безводному спирті шляхом механічного подрібнення кульками з WC–Co протягом 48 год зі швидкістю 70 об/хв та співвідношенням кульок та порошку 10:1. Інструментальні матеріали виготовляли методом гарячого пресування зі змішаних порошків. Температура спікання, час витримки та тиск спікання становили 1450 °C, 60 хв і 30 МПа відповідно. Розміри зразка були 3×4×30 мм.

Таблиця 1. Характеристика сировинних порошків

Порошки	Розмір зерна, мкм	Теоретична щільність, г/см ³	Коефіцієнт теплового розширення, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	Модуль пружності, ГПа
$(Ti_{0,5}, W_{0,5})C$	1–3	9,49	5,58	570
c-BN	0,1–0,3	3,49	4,7	700
Co	1–3	8,9	6,8	213

Таблиця 2. Вміст металокерамічних інструментальних матеріалів, % (за масою)

Зразки	$(Ti, W)C$	Co	c-BN
СТ0	85	15	0
СТ1	84	15	1,0
СТ1,5	83,5	15	1,5
СТ2	83	15	2,0
СТ3	82	15	3,0

Для вимірювання щільності спеченого компакта використовували метод Архімеда. Мікроструктуру матеріалу спостерігали за допомогою емісійного скануючого електронного мікроскопа (SEM). Для аналізу складу зразка було використано EDS-відображення. Розміри зерна металокераміки на основі $(Ti, W)C$ визначали за допомогою програмного забезпечення ImageJ на основі зображень SEM. Для отримання статистично значущих результатів було виміряно більше 200 частинок. Границю міцності під час згинання вимірювали триточковим методом згинання. Твердість досліджували за навантаження 300 Н і за часу витримки 15 с. В'язкість руйнування K_{Ic} розраховували, використовуючи наступний вираз [35]:

$$K_{Ic} = 0,15 \left(\frac{H_{v30}}{4 \sum_{i=1} l_i} \right)^{1/2}, \quad (1)$$

де H_{v30} – твердість за Віккерсом (Н/мм²) за навантаження 300 Н; l_i – довжина вершини тріщини, що утворилась після індентування на твердість (мм).

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура

На рис. 1 представлено морфологію руйнування карбідних інструментальних матеріалів на основі $(Ti, W)C$ з різним вмістом c-BN. Температура спікан-

ня, час витримки та тиск спікання дорівнюють 1450 °С, 60 хв і 30 МПа відповідно. Виявлено змішаний міжкристалічно-трансгранулярний режим руйнування на поверхнях. Уступи руйнування можна знайти в багатьох місцях поверхні, що є типовою мікроморфологічною особливістю трансгранулярного руйнування. Також можна виявити плавні границі зерен, що є важливою мікроморфологічною особливістю міжкристалічного руйнування. На рис. 1 видно, що мікроморфологічна особливість трансгранулярного тріщини, що має фазу с-BN, більша за ту, що не має фази с-BN. Режим руйнування, представлений на рис. 1, б, в, має переважно трансгранулярний характер, що супроводжується міжкристалічним руйнуванням. У процесі руйнування трансгранулярний розрив споживає більше енергії, а механічні властивості композитів покращуються.

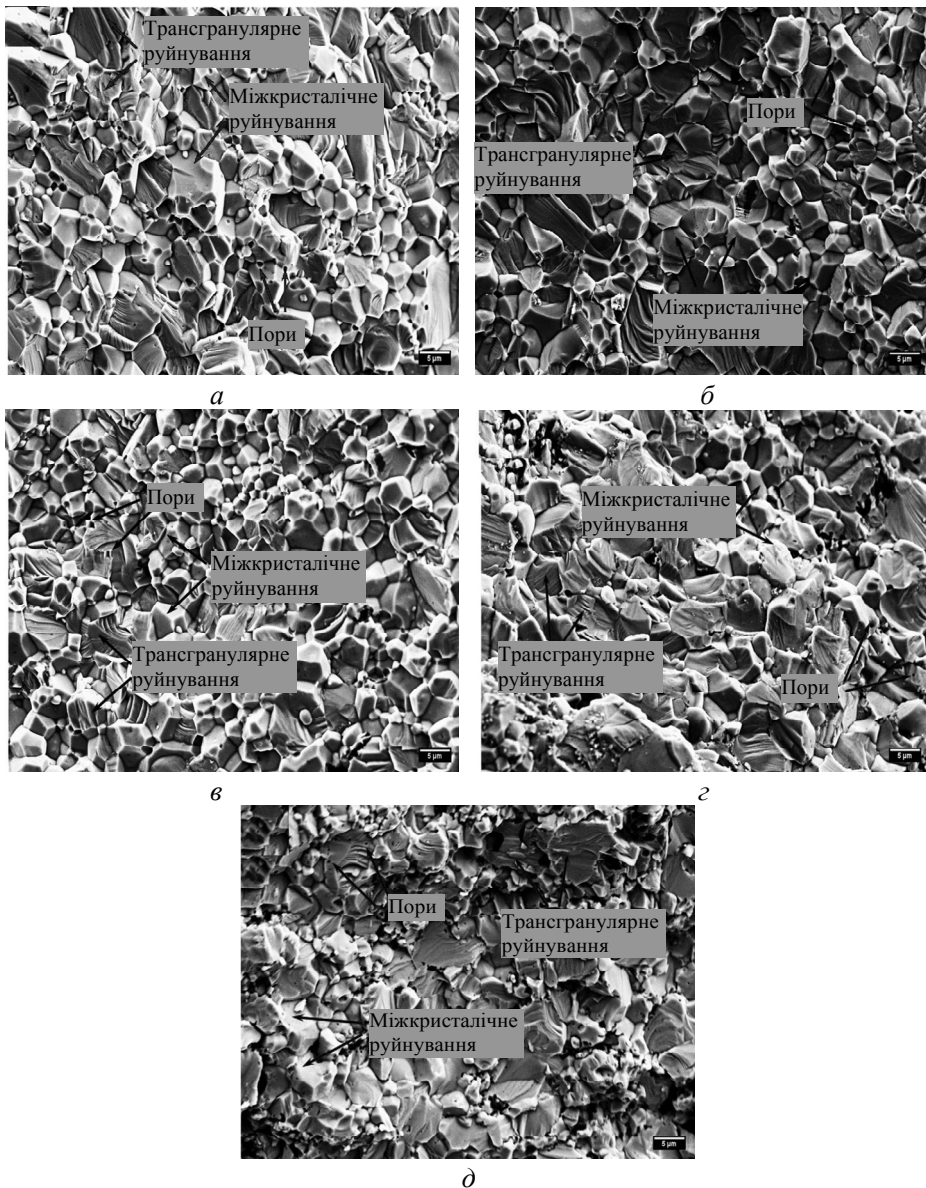


Рис. 1 Морфології руйнування карбідних інструментальних матеріалів з різним вмістом с-BN: 0 (а), 1,0 (б), 1,5 (в), 2,0 (г), 3,0 (д).

Також було помічено, що мікроструктура твердих сплавів змінюється за пористістю, статусом агломерації та розмірами частинок. Мікроструктура композитів без фази с-BN (див. рис. 1, *a*) містить зерна аномального росту і її приріст нерівномірний. Порівнюючи рис. 1, *a-d*, видно, що найбільш рівномірний розподіл частинок отримано у композитах із вмістом с-BN 1,5 % (за масою).

Кількість порожнин є найменшою на рис. 1, *в*, що вказує на вплив вмісту с-BN на процес ущільнення. Мікроструктура має важливий вплив на поведінку композита під час руйнування. Порівнювання рис. 1, *в* з рис. 1, *a, б, г* і *д* показало, що не тільки кількість пор є найменшою, а й розмір зерна найбільш рівномірний на рис. 1, *в*, що може покращити механічні властивості композиційних матеріалів.

Порівнюючи мікроструктуру на рис. 1, *a-d*, видно, що розмір зерна на рис. 1, *в* є найменшим. Середні розміри зерен для різного вмісту с-BN було отримано за допомогою програмного забезпечення ImageJ (рис. 2). Помічено, що середній розмір приросту спочатку зменшується, а потім збільшується. Мінімальний середній розмір зерна СТ1,5 становить 5,23 мкм, а максимальний середній розмір зерна СТ3 – 5,99 мкм, що передбачає належний вміст добавки, яка перешкоджає зростанню та подрібненню зерна. Однак надмірна добавка не є корисною для подрібнення зерна під час спікання. Зерна зростають (або стискаються) шляхом додавання (або видалення) атомів, які транспортуються до зерна (або від нього) шляхом дифузії, викликаної капілярами, що призводить до зміни положення границі зерна під час перенесення об'єму з одного зерна до іншого. Другі частинки можуть перешкоджати рухливості границі. З метою подальшого дослідження впливу с-BN на мікроструктуру, EDS-відображення травленої поверхні СТ1.5 наведено на рис. 3, де видно елементи В та N, що вказує на те, що зерно є с-BN. Частина с-BN знаходиться у потрійному переході, що може перешкоджати росту зерна (Ti,W)C під час спікання. Згідно з правилом фон Неймана-Маллінза для росту у двовимірних системах, кути між потрійним зрізом відповідають рівнянню (2), коли гранична рівновага досягається під час росту зерна [36, 37]:

$$\frac{\gamma_{1-2}}{\sin \alpha_1} = \frac{\gamma_{2-3}}{\sin \alpha_2} = \frac{\gamma_{1-3}}{\sin \alpha_3}, \quad (2)$$

де α_n – двогранні кути між границями; γ_{n-m} є специфічними поверхневими енергіями. Поки енергії границь зерна ізотропні, двогранні кути рівноваги росту зерна становлять 120° .

Як показано на рис. 3, *a*, двогранні кути точок *a, b* і *c* дорівнюють $\sim 120^\circ$, що вказує на досягнення граничної рівноваги. Однак двогранні кути точок *e* та *f* складають $36,5^\circ$ та $92,3^\circ$ відповідно, що означає, що гранична рівновага не досягається через інгібування частинок с-BN під час спікання. Еволюція розміру зерна та мікроструктури значною мірою регулюється процесом міграції границь зерна під час спікання. Другі частинки можуть пригнічувати ріст зерен (це явище називається піннінгом Зенера), впливати на поведінку міграції границь зерен і змінювати швидкість росту зерна [38, 39]. Частинка с-BN як закріплююча частинка, що знаходиться у потрійному з'єднанні, може гальмувати міграцію границь зерна та уповільнювати ріст зерна, що вигідно для подрібнення зерна.

Згідно принципу Холла-Петча, $\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$, де σ – границя текучості; σ_0 – опір тертя решітки, що виникає у разі переміщення одинарної дислокації; K – константа; d – середній діаметр зерна. Зменшення розміру зерна може значно

покращити механічні властивості металокерамічних інструментальних матеріалів.

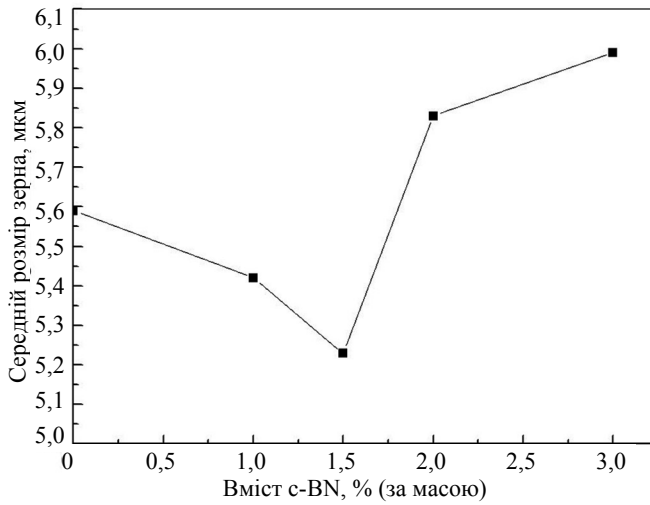


Рис. 2. Середній розмір зерна за різного вмісту c-BN.

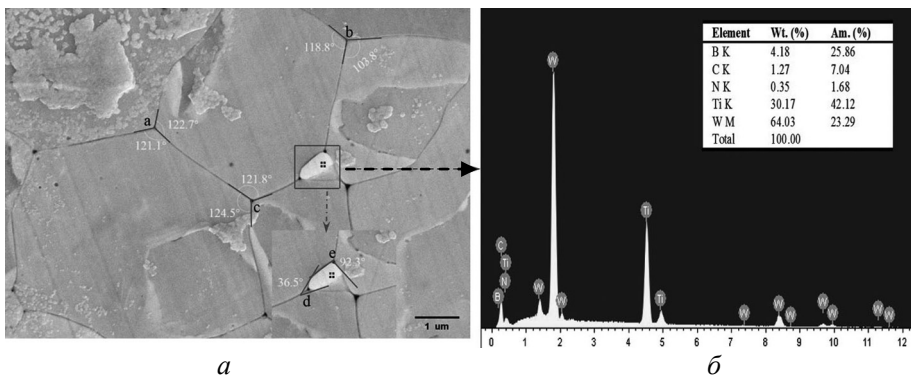


Рис. 3. SEM-зображення (а) і EDS-відображення (б) травленої поверхні СТ1,5.

На рис. 4 показано поширення тріщин СТ0 і СТ1,5. Спостерігали поширення міжкристалічної тріщини та її прогин (див. рис. 4, а). За аналізом рис. 4 виявлено, що шлях поширення тріщини є більш прямим, якщо відсутні частинки c-BN. Коли частинки c-BN зустрічаються в процесі розповсюдження тріщини, вона має тенденцію до роздвоєння, перекриття з іншою тріщиною, розширення та прогину, що сприяє покращенню механічних властивостей твердих сплавів на основі (Ti,W)C.

На рис. 5 показано SEM-мікрофотографії та результати EDS-аналізу поверхні тріщини СТ1,5. Було виявлено елемент В, що вказує на те, що зерно є частинкою c-BN. Існує режим трансгранулярного руйнування навколо частинки c-BN. Крім того, доведено, що режим руйнування схильний змінюватися від міжкристалічного до трансгранулярного через вплив частинки c-BN.

Щільність та механічні властивості

Щільність матеріалу. Вплив вмісту c-BN на об'ємну та відносну густину карбідних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C показано на рис. 6.

Зі збільшенням вмісту с-BN об'ємна щільність карбідних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C зменшилася, оскільки теоретична щільність с-BN становить лише 3,49 г/см³. Однак відносна щільність спочатку збільшується, а згодом зменшується. Відносна щільність досягає максимуму 98,72 % за вмісту с-BN 1,5 % (за масою), що добре узгоджується з даними рис. 1 через найменшу кількість пор (див. рис. 1, в). На відносну густину впливає кількість присутньої рідини, кут контакту, розмір частинок і розчинність твердої речовини під час спікання [40]. с-BN має невеликий розмір частинок і може бути розчинений у зв'язці. Належний вміст с-BN сприяє перебудові та адаптації форми зерна під час початкової та проміжної стадії спікання у рідкому стані, що може привести до усунення пор, збільшення ущільнення та відносної щільності інструментальних матеріалів. Коли вміст с-BN збільшується більш ніж на 1,5 % (за масою), процес ущільнення утруднюється через сильну агломерацію та погану спікливість с-BN, що призводить до утворення великої кількості пор і зменшення відносної щільності інструментальних матеріалів, що добре узгоджується з мікроструктурою, показаною на рис. 1, д.

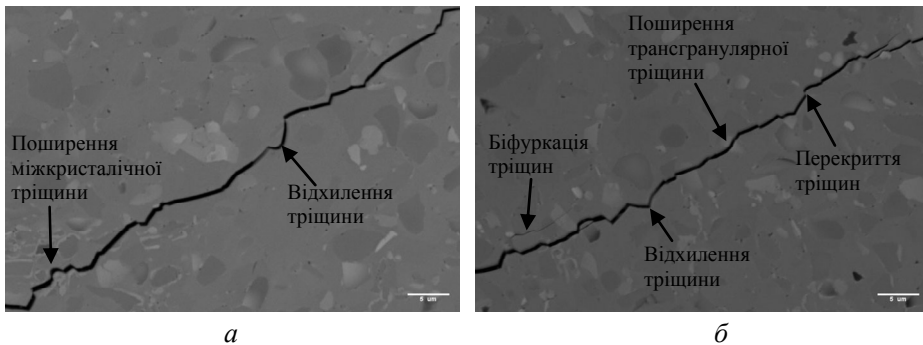


Рис. 4. Поширення тріщин для різного вмісту с-BN (SEM): 0 (а), 1,5 % (б).

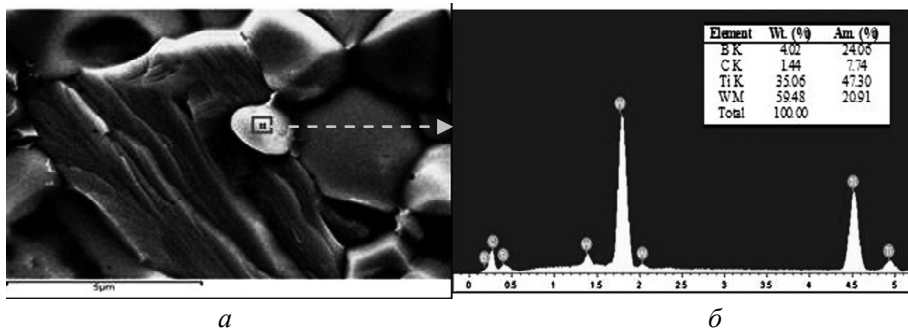


Рис. 5. SEM-зображення (а) і EDS-відображення (б) поверхні тріщини СТ1.5.

Механічні властивості. Твердість, границю міцності під час згинання та в'язкість руйнування карбідних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C з різним вмістом с-BN представлено в табл. 3. Твердість без другої фази становить $17,74 \pm 0,54$ ГПа. Порівняно з твердістю твердих сплавів на основі (Ti,W)C без другої фази, твердість твердих сплавів на основі (Ti,W)C з частинками с-BN покращено завдяки впливу твердих частинок с-BN. Коли вміст с-BN досягає 2 % (за масою), твердість досягає максимального значення $20,15 \pm 0,61$ ГПа. Матеріали СТ1,5 мають найвищу міцність на згинання та в'язкість руйнування, а також високу твердість – другу після алмазу, і воло-

діють хорошими комплексними механічними властивостями. Порівняно з СТ0, твердість, границя міцності під час згинання та в'язкість руйнування зростають з 17,74 до 19,78 ГПа, з 873 до 987 МПа, з 8,12 до 9,44 МПа·м^{1/2} відповідно. Приріст твердості, границі міцності під час згинання та в'язкості руйнуванні становить відповідно 11,5, 13,1 і 10,2 %.

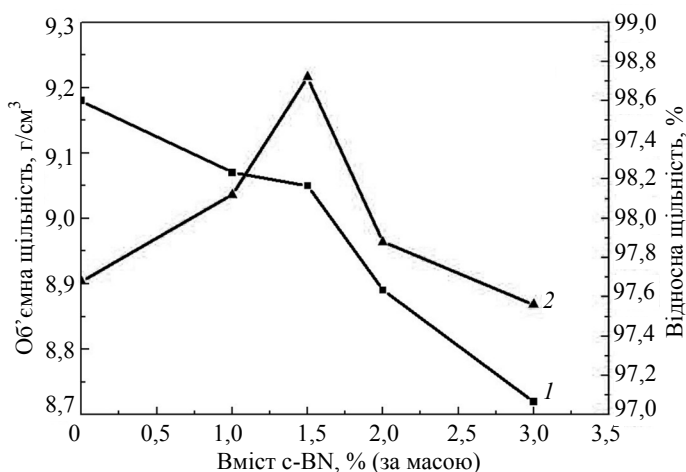


Рис. 6. Об'ємна (1) і відносна щільність (2) карбідних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C з різним вмістом с-BN.

Таблиця 3. Механічні властивості металокерамічних інструментальних матеріалів з різним вмістом с-BN

Зразки	Твердість, ГПа	Границя міцності під час згинання, МПа	В'язкість руйнування, МПа·м ^{1/2}
СТ0	17,74±0,54	73±38	8,41±0,28
СТ1	18,76±0,57	889±32	8,52±0,25
СТ1,5	19,78±0,52	987±34	9,27±0,2
СТ2	20,15±0,61	845±43	8,82±0,24
СТ3	18,13±0,58	815±46	8,32±0,26

На механічні властивості карбідних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C значно впливають добавки с-BN. Коли вміст с-BN становить 1,5 %, досягаються оптимальні механічні властивості карбідних інструментальних матеріалів на основі (Ti,W)C, що добре відповідає наведеному вище аналізу.

ВИСНОВКИ

Металокерамічні інструментальні матеріали на основі (Ti,W)C з різним вмістом с-BN було отримано методом гарячого пресування з температурою спікання, часом витримки та за тиску спікання 1450 °С, 60 хв і 30 МПа відповідно.

Частинки с-BN можуть ефективно подрібнювати зерно, збільшувати густину та зменшувати дефекти. З додаванням с-BN режим руйнування композита може змінюватися від міжкристалічного до транскристалічного.

Додавання c-BN може значно покращити механічні властивості композитів. Коли вміст c-BN становить 1,5 %, карбідні інструментальні матеріали на основі (Ti,W)C мають оптимальні комплексні механічні властивості. Твердість, границя міцності під час згинання та в'язкість руйнування складають 19,78 ГПа, 987 МПа та $9,44 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ відповідно.

ПОДЯКИ

Ця робота була підтримана прикладним Проектом з сільськогосподарських технологій Китаю (№ SD2019NJ015) та Проектом для інноваційної групи університетів та інститутів у провінції Цзинань Китаю (№ 2018GXRC005).

Bin Fang, Zhonghang Yuan, Liying Gao, Depeng Li,
Yuanbin Zhang
School of Mechanical & Automotive Engineering,
Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences),
Jinan, China
Microstructure and mechanical properties of c-BN reinforced
(Ti,W)C-based cermet tool materials

(Ti, W)C-based cement tool materials with c-BN particles as additive phase are fabricated by the hot press sintering. The effect of c-BN addition on the microstructure and mechanical properties of (Ti, W)C-based cement tool materials are investigated. With the addition of c-BN, the fracture mode of composite transform from intergranular to transgranular fracture. The main toughening mechanism is particle bridging, crack deflection and crack bifurcation, which improve the fracture toughness of cermet tool material. The proper addition of c-BN can improve the mechanical properties of the composites. When the content of c-BN is 1.5 wt %, (Ti, W)C-based cement tool materials reaches the optimum comprehensive mechanical properties. The hardness, the flexural strength and the fracture toughness is 19.78 GPa, 987 MPa and $9.44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, respectively.

Keywords: c-BN, cements, hot pressing sintering, mechanical properties, microstructure.

1. Aramian A., Mohammad J.R.S., Sadeghian Z., Berto F. A review of additive manufacturing of cermets. *Addit. Manuf.* 2020. Vol. 33. P. 1–17.
2. Buchholz S., Farhat Z.N., Kipouros G.J., Plucknett K.P. The reciprocating wear behaviour of TiC–Ni₃Al cermets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 33. P. 44–52.
3. Daoush W.M., Lee K.H., Park H.S., Hong S.H. Effect of liquid phase composition on the microstructure and properties of (W,Ti)C cemented carbide cutting tools. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2009. Vol. 27, no. 1. P. 83–89.
4. Nam H., Lim J., Kang S. Microstructure of (W,Ti)C–Co system containing platelet WC. *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. Vol. 527, no. 27–28. P. 7163–7167.
5. Lin Z., Xiong J., Guo Z., Zhou W., Wan W., Yang L. Effect of Mo₂C addition on the microstructure and fracture behavior of (W,Ti)C-based cemented carbides. *Ceram. Int.* 2014. Vol. 40, no. 10. P. 16421–16428.
6. Chen X., Xiong W., Qu J., Yang Q., Yao Z., Huang Y. Microstructure and mechanical properties of (Ti,W,Ta)C–xMo–Ni cermets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 31. P. 56–61.
7. Kwon H., Suh C.Y., Kim W. Microstructure and mechanical properties of (Ti,W)C–Ni cermet prepared using a nano-sized TiC–WC powder mixture. *J. Alloy. Compd.* 2015. Vol. 639. P. 21–26.
8. Zhang G., Xiong W., Yang Q., Yao Z., Chen S., Chen X. Effect of Mo addition on microstructure and mechanical properties of (Ti,W)C solid solution based cermets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 43. P. 77–82.
9. Qu J., Xiong W., Ye D., Yao Z., Liu W., Lin S. Effect of WC content on the microstructure and mechanical properties of Ti(C_{0.5}N_{0.5})–WC–Mo–Ni cermets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2010. Vol. 28, no. 2. P. 243–249.

10. Jung J., Kang S. Sintered (Ti,W)C carbides. *Scripta Mater.* 2007. Vol. 56, no. 7. P. 561–564.
11. Zhao L., Lin N., He Y. Improvement in microstructure and properties of Ti(C,N)-based cermets with Ruthenium additions, *Ceram. Int.* 2018. Vol. 44, no. 14. P. 17553–17561.
12. Ghafari F., Ahmadian M., Emadi R., Zakeri M. Effects of SPS parameters on the densification and mechanical properties of TiB₂-SiC composite. *Ceram. Int.* 2019. Vol. 45. P. 10550–10557.
13. Park S., Shinho K. Toughened ultra-fine (Ti,W)(CN)-Ni cermets. *Scripta Mater.* 2005. Vol. 52, no. 2. P. 129–133.
14. Xiong H., Guo Y., Li Z., Zhou K. New production of (Ti, W)C-based cermets toughened by in-situ formed WC and twinned (Ti, W)C platelets: Carbonization of the Ni_x(Ti_{0.6}, W_{0.4})₄C-type η phases. *J. Alloy. Compd.* 2018. Vol. 731. P. 253–263.
15. Zhao B., Liu H., Huang C., Wang J., Cheng M. Fabrication and mechanical properties of Al₂O₃-SiC_w-TiC_{np} ceramic tool material. *Ceram. Int.* 2017. Vol. 43, no. 13. P. 10224–10230.
16. Liu X., Liu H., Huang C., Zhao B., Zheng L. High temperature mechanical properties of Al₂O₃-based ceramic tool material toughened by SiC whiskers and nanoparticles. *Ceram. Int.* 2017. Vol. 43, no. 1. P. 1160–1165.
17. Tian X., Zhao J., Zhu N., Dong Y., Zhao J. Preparation and characterization of Si₃N₄/(W, Ti)C nano-composite ceramic tool materials. *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. Vol. 596. P. 255–263.
18. Rafiaei S.M., Kim J.H., Kang S. Effect of nitrogen and secondary carbide on the microstructure and properties of (Ti_{0.93}W_{0.07})C-Ni cermets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2014. Vol. 44. P. 123–128.
19. Song J., Huang C., Zou B., Liu H., Wang J. Microstructure and mechanical properties of TiB₂-TiC-WC composite ceramic tool materials. *Mater. Des.* 2012. Vol. 36. P. 69–74.
20. Xie Y., Koslowski M. Numerical simulations of inter-laminar fracture in particle-toughened carbon fiber reinforced composites. *Compos. Part A: Appl. Sci. Manuf.* 2017. Vol. 92. P. 62–69.
21. Kang X., Lin N., He Y., Zhang M. Influence of ZrC addition on the microstructure, mechanical properties and oxidation resistance of Ti(C,N)-based cermets. *Ceram. Int.* 2018. Vol. 44, no. 10. P. 11151–11159.
22. Li Y., Liu N., Zhang X., Rong C. Effect of WC content on the microstructure and mechanical properties of (Ti,W)(C, N)-Co cermets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2008. Vol. 26, no. 1. P. 33–40.
23. Sandoval D.A., Roa J.J., Ther O., Tarrés E., Llanes L. Micromechanical properties of WC-(W,Ti,Ta,Nb)C-Co composites. *J. Alloy. Compd.* 2019. Vol. 777. P. 593–601.
24. Klimczyk P., Cura M. E., Vlaicu A. M., Mercioniu I., Wyzga P., Jaworska L., Hannula S.P. Al₂O₃-cBN composites sintered by SPS and HPHT methods. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2016. Vol. 36, no. 7. P. 1783–1789.
25. Hotta M., Goto T. Densification and microstructure of Al₂O₃-cBN composites prepared by spark plasma sintering. *J. Ceram. Soc. Jpn.* 2008. Vol. 116, no. 6. P. 744–748.
26. Hotta M., Goto T. Densification and phase transformation of β-sialon-cubic boron nitride composites prepared by spark plasma sintering. *J. Am. Ceram. Soc.* 2009. Vol. 92, no. 8. P. 1684–1690.
27. Hotta M., Goto T. Spark plasma sintering of TiN-cubic BN composites. *J. Ceram. Soc. Jpn.* 2010. Vol. 118, no. 2. P. 137–140.
28. Turkevich D., Bushlya V., Petrusha I., Belyavina N., Turkevich V., Stáhl J.-E. HP-HT sintering, microstructure, and properties of B₆O- and TiC-containing composites based on cBN. *J. Superhard Mater.* 2015. Vol. 37. P. 143–154.
29. Slipchenko K.V., Petrusha I.A., Stratiichuk D.A., Turkevych V.Z. The influence of VC-Al additive on wear resistance of cBN-based composites. *J. Superhard Mater.* 2018. Vol. 40, no. 3. P. 226–227.
30. Zhang J., Tu R., Goto T. Spark plasma sintering and characterization of WC-Co-cBN composites. *Key Eng. Mater.* 2014. Vol. 616. P. 194–198.
31. Chiou S.Y., Ou S.F., Jang Y.G., Ou K.L. Research on CBN/TiC composites Part1: Effects of the cBN content and sintering process on the hardness and transverse rupture strength. *Ceram. Int.* 2013. Vol. 39, no. 6. P. 7205–7210.
32. Zhang H., Gu S., Yi J. Fabrication and properties of Ti(C,N) based cermets reinforced by nano-CBN particles. *Ceram. Int.* 2012. Vol. 38, no. 6. P. 4587–4591.
33. Klimczyk P., Cura M.E., Vlaicu A.M., Mercioniu I., Wyzga P., Jaworska L., Hannula S.P. Al₂O₃-cBN composites sintered by SPS and HPHT methods. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2016. Vol. 36, no. 7. P. 1783–1789.

34. Fang B., Li D., Yi M., Zhang G., Xiao G., Chen Z., Zhang J., Xu C. Effect of c-BN surface modification on the microstructure and mechanical properties of (Ti,W)C-based cermet tool materials. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, no. 8. P. 12145–12155.
35. Schubert W.D., Neumeister H., Kinger G., Lux B. Hardness to toughness relationship of fine-grained WC–Co hardmetals. *Int. J. Refract. Met. Hard Mat.* 1998. Vol. 16. P. 133–142.
36. Blikstein P., Tschiptschin A.P. Monte Carlo simulation of grain growth. *Mater. Res.* 1999. Vol. 2, no. 3. P. 133–137.
37. Gottstein G., Ma Y., Shvindlerman L. Triple junction motion and grain microstructure evolution. *Acta Mater.* 2005. Vol. 53, no. 5. P. 1535–1544.
38. Miodownik M., Martin J. W., Cerezo A. Mesoscale simulation of particle pinning. *Phil. Mag. A.* 1999. Vol. 79, no. 1. P. 203–222.
39. Sterns L., Harmer M. Particle-inhibited grain growth in Al₂O₃–SiC: I, experimental results. *J. Am. Ceram. Soc.* 1996. Vol. 79, no. 12. P. 3013–3019.
40. Upadhyaya G.S. Materials science of cemented carbides-an overview. *Mater. Des.* 2001. Vol. 22. P. 483–489.

Надійшла до редакції 30.01.20

Після доопрацювання 02.06.20

Прийнята до опублікування 10.08.20