

3. Xia K., & Langdon T. G. Review. (1994). The toughening and strengthening of ceramic materials through discontinuous reinforcement. *J. Mat. Sci.*, V. 12, 5219–5231.
4. Mallick, Pankar K. (2007). Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design. CRC press.
5. Naidoo, M., Raethel, J., Sigalas, I., & Herrmann, M. P (2012) Preparation of (Ti, Ta)–(C, N) by mechanical alloying. - *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 35, 178–184.
6. McKie, A., Winzer, J., Sigalas, I. et.al. (2011). Mechanical properties of cBN–Al composite materials. *Ceramic International*, Vol. 37, 1, 1–8.
7. Сайт компанії "ІМС,Оlympus". [Site of "ІМС,Оlympus" company] Retrieved from <https://www.olympus-ims.com/en/applications/elastic-modulus-measurement/>.
8. M.M. Schwartz. (1997). Composite materials. Volume 1: Properties, non-destructive testing, and repair. Prentice Hall.
9. Neikov, Oleg D., Murashova, I. B., et. al. (2009) *Handbook of non-ferrous metal powders: technologies and applications*. Elsevier, ISBN: 978-1-85617-422-0.
10. Pogrebnyak A.D., Shpak A. P., Azarenkov N.A., Beresnev V.M. (2009) Структура і своystva твердих і сверхтвердих нанокomпозитних покриттів [Structure and properties of solid and superhard nanocomposite coatings]. *Uspekhi fizicheskikh nauk – Advances of Physical Sciences*. – Vol. 179, 1, 35–64 [in Russian].
11. Krautkrämer, Josef, and Herbert Krautkrämer. (1990). *Ultrasonic testing of materials*. Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag.
12. Vepřek, S. (1999) The search for novel, superhard materials A: Vacuum, Surfaces, and Films. *Journal of Vacuum Science & Technology*, Vol. 17, 5, 2401–2420.
13. Grzesik, W.,(2008) *Advanced machining processes of metallic materials: theory, modelling and applications*. Elsevier Science.

УДК 666.792.3

DOI: 10.33839/2223-3938-2018-21-1-275-284

К. В. Сліпченко, асп., **І. А. Петруша**, д-р техн. наук, **В. З. Туркевич**, акад. НАН України¹,
В. М. Бушля, канд. тех. наук, **Ж.-Е. Ståhl**, professor²

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2,
04074, Київ, Україна, kateslipchenko@gmail.com

²Лундський Університет, вул. Оле Ромерс, 1, 221 00, Лунд, Швеція

ВПЛИВ ДОБАВКИ VC-AL НА СТРУКТУРУ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД НАДТВЕРДИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ cBN

Шляхом термобаричного спікання отримано керамо-матричний композиційний матеріал на основі кубічного нітриду бору з добавками карбиду ванадію та алюмінію. Спікання проведено в умовах високого тиску (7,7 ГПа) в широкому діапазоні температур (1450–2450 °С). Об'єктом дослідження обрано три композиції з вмістом cBN 50, 60 та 65 об.%, 5 об.% алюмінію введено в суміш, як гетер кисню. У роботі представлено результати дослідження фазового складу, мікроструктури та механічних властивостей. Варіювання вмісту добавки практично не впливає на

модуль зсуву композитів, найвищі значення мікротвердості отримано в композитах, спечених в температурному інтервалі 1850-2150 °С. За підвищених температурах спікання виявлено формування оксиду алюмінію в усіх досліджуваних системах. Розроблені композити за своїми механічними властивостями наближаються до комерційних аналогів матеріалів групи BL та можуть використовуватися для високошвидкісної обробки сплавів на основі заліза.

Ключові слова: апарат високого тиску, надтверда кераміка, КНБ, фазовий склад, структура, ванадій.

Вступ

Кубічний нітрид бору (сBN) – один з найтвердіших матеріалів, що має високу теплопровідність та стійкість до окислення. Промислова форма виробництва матеріалів на основі сBN є полікристалічним поєднанням надтвердих зерен сBN зі зв'язками у вигляді чистих металів (група ВН 70-90% сBN) або кераміками (група BL 45-65% сBN) [1]. Матеріали групи BL переважно використовуються для високошвидкісного чистового точіння сталей та чавунів. Дослідження фізико-механічних процесів зношування, впливу типу та вмісту зв'язки показали, що низький вміст сBN (BL 45-65%) з дрібними зернами в керамічній матриці демонструє найвищу зносостійкість [2]. Домінантним механізмом зносу є дифузійний знос в результаті хімічних взаємодій, що мають місце в контактній зоні «різальна кромка – матеріал заготовки». Мікроструктури комерційних матеріалів на основі сBN складаються з зерен сBN та Ti(C,N), в міжзеренному просторі яких присутні продукти реакції TiB₂, AlN та Al₂O₃. Автори [3–5] припускають, що саме утворення нових фаз у структурі композиту за рахунок взаємодії компонентів суміші під час спікання сприяє підвищенню зносостійкості композиту.

Згідно з теоретичними розрахунками [6], у системах сBN–Ti та сBN–TiN в молярному співвідношенні 1:1 за умов $T = 1000$ °С, $T = 1400$ °С, $p = 3 \times 10^{-3}$ Па може відбуватися взаємодія титану з нітридом бору. У результаті такої взаємодії можуть утворюватися три нові фази: TiB₂, TiN та N₂. Під час розрахунків взаємодій у системі сBN–TiN виявлено, що кількість продуктів реакції TiB₂ та TiN залежить від температури. Практичні експерименти зі спікання в цих системах підтвердили наявність фаз TiN та TiB₂ у всіх досліджених зразках. Аналіз мікроструктур методом ТЕМ фіксує утворення фази TiB₂ навколо зерен TiN. Підвищення вмісту сBN призводить до зростання модуля Юнга та твердості композитів системи сBN–TiN, отриманих шляхом спікання за $p = 7,5$ ГПа, $T = 1400$ – 2000 °С [7–8].

У дослідженнях [9, 10] виявлено утворення TiB₂ в композиті системи сBN–TiN та формування TiB₂ і TiC_{0,8}N_{0,2} в спеченому композиті системи сBN–TiC. Автори припускають, що взаємодія компонентів з утворенням боридів та нітридів титану приводить до підвищення твердості композитів. У процесі спікання порошків системи сBN–TiN–Al в умовах статичного навантаження ($p = 5,8$ ГПа і температурах $T = 1200$ °С та $T = 1400$ °С) виявлено утворення сполук AlN та TiB [11]. Продукти реакції займають місце навколо зерен сBN та TiN. Формування гомогенної структури сприяє підвищенню твердості, тріщиностійкості і зносостійкості порівняно з композитами системи сBN–Al.

Отже, розробка та дослідження фізико-механічних властивостей композитів на основі сBN групи BL зі зв'язками у вигляді карбідів ванадію є актуальним, отримані матеріали можуть стати кращим аналогом сBN–TiC.

У роботі описано серію виконаних експериментів з отримання композитів на основі cBN групи VL з керамічною зв'язкою VC–Al. Досліджено особливості структури, зміну фазового складу в процесі спікання та механічні властивості композитів.

Методика дослідження

Подрібнення порошків карбіду ванадію проведено в середовищі ізопропілового спирту з використанням планетарного млина *Fritsch (Pulverisette 6 classic line)*, оснащеного твердосплавним барабаном. Розмір часток після розмелювання становив 1,8 мкм. Шихту для спікання виготовлено з комерційно доступних мікропорошків кубічного нітриду бору (*Element Six*), карбіду ванадію (*Alfa Aesar*) та алюмінію (ABCР) в співвідношеннях cBN:VC:Al – 50:45:5, 60:35:5 та 65:30:5 об. %. Гомогенізацію шихти для спікання проведено в гравітаційному змішувачі. Безпосередньо перед спіканням проведено термодесорбцію у вакуумній печі СШВЛ з метою усунення надлишкового кисню в шихті. Серію термобаричних експериментів проведено в апараті високого тиску типу «тороїд АВТ-ТОР30» в інтервалі температур 1450–2450 °С при прикладенні тиску 7,7 ГПа впродовж 45 с.

Зразки після спікання доводили до розмірів $d = 9,52$ мм, $h = 3,18$ мм методом механічного шліфування плоскої та бокової поверхні алмазними кругами. Підготовку металографічних шліфів проведено в апараті *Struers Tegramin*. Рентгеноструктурні дослідження зразків проведено на установці *STOE STADI MP* з використанням сцинтиляційного лічильника у випромінюванні $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,54060$ Å). Розподіл хімічних елементів досліджено методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії на сканувальному електронному мікроскопі *Tescan Mira 3*, оснащеному енергодисперсійним аналізатором рентгенівських спектрів *X-MaxN 80 (Oxford Instruments)*; програмним забезпеченням для аналізу зображень *Automated AZtecEnergy*.

Дослідження мікроструктур проведено з використанням сканувального електронного мікроскопа *Zeiss LEO 1560 (NanoLund, Швеція)*. Густина композитів вимірювали прямим методом вимірювання геометричних розмірів та маси зразків. Ультразвукову діагностику з метою подальшого визначення пружних властивостей проведено з використанням установки *Olympus 38D Plus*, оснащеної п'єзокерамічними датчиками. Випробування мікротвердості та тріщиностійкості композитів проведено методом мікроіндентування на мікротвердомірі *THV-30MDX* – навантаження на індентор Віккерса (алмазна піраміда з кутом з вершинами 136°) не перевищувало 10 Н у разі індентування для вимірювання твердості та 50 Н для вимірів тріщиностійкості; витримка під час заданого навантаження – 15 с.

Результати та обговорення

За даними фазового аналізу вихідні суміші для спікання містять кубічний нітрид бору – cBN просторової групи *F-43m* з параметрами ґратки $a = b = c = 3,6140$ Å, карбід ванадію – VC просторової групи *Fm3m* з періодами ґратки $a = b = c = 4,1635$ Å, алюміній – Al просторової групи *Fm3m* з параметрами кристалічної ґратки $a = b = c = 4,0572$ Å та карбід вольфраму – WC просторової групи *P-6m2* з періодами ґратки $a = b = 2,9070$ Å, $c = 2,8360$ Å. Вміст невеликої кількості карбіду вольфраму зумовлений технологічними особливостями процесу подрібнення порошку карбіду ванадію.

У процесі термобаричного спікання в діапазоні температур 1450–1850 °С фазовий склад композитів усіх груп не зазнає змін. У системі з 60 об.% с за температури спікання 2000°С відбувається взаємодія компонентів суміші (cBN та VC), в результаті якої формується диборид ванадію VB_2 просторової групи *P6/mmm* з параметрами кристалічної ґратки $a = b = 2,9986$ Å, $c = 3,0739$ Å, та відбувається окислення алюмінію та формування

Al_2O_3 просторової групи $R\text{-}3c$ з параметрами ґратки $a = b = 4,7553 \text{ \AA}$, $c = 13,0083 \text{ \AA}$. Фазовий склад в експериментах за вищих температур спікання $T_{\text{сп}} \geq 2150^\circ\text{C}$ залишається незмінним, за винятком відсутності рефлексів від оксиду алюмінію.

У системах з вмістом cBN 50 та 65 об.% формування оксиду алюмінію відбувається лише за 2150°C , подальше підвищення температури спікання не призводить до зміни фазового складу (рис. 1).

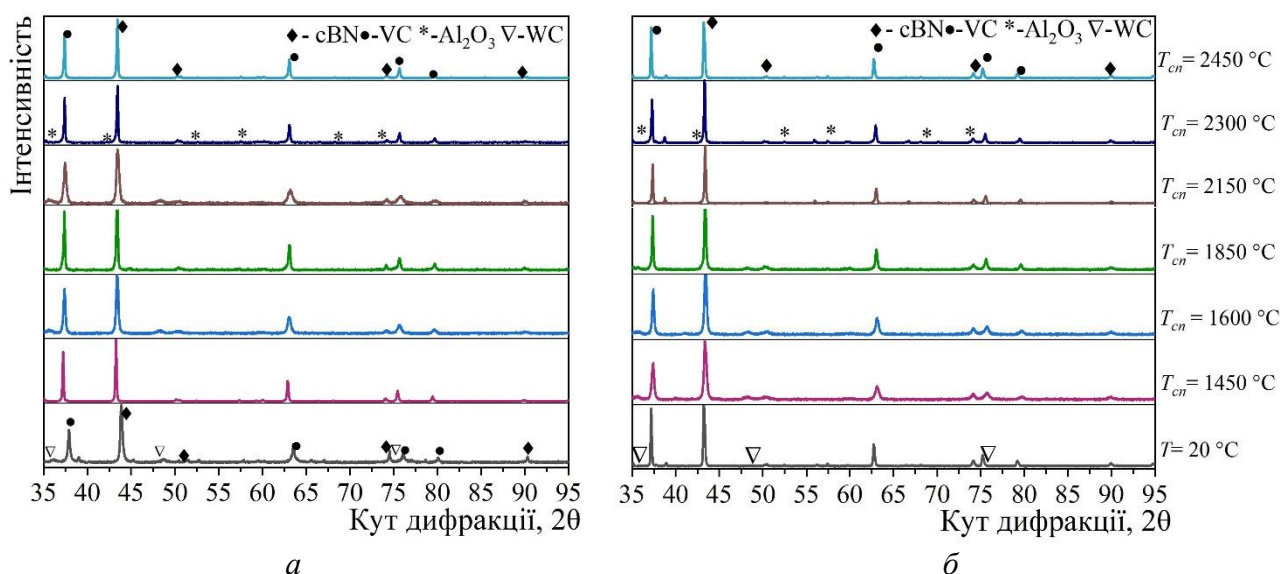


Рис. 1 Рентгенівські дифрактограми композитів системи cBN–VC–Al: а – вміст cBN – 50 об.%; б – вміст cBN – 65 об.%

Методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії визначено розподіл елементів у зразках системи з вмістом cBN 60 об.%, отриманих за температури 1850 та 2300°C (рис. 2). Підтверджено наявність алюмінію в обох зразках та кисню – у зразку, спеченому за 2300°C . В розподілі елементів ванадію та карбону є ділянки (світло-сірі зони на рис. 2), де вказані елементи перекриваються поміж собою та вказують на положення сполуки карбіду ванадію. Також виявлено вміст вольфраму, розподіл якого теж частково перекривається з розподілом карбону. Оскільки рентгенофазові дослідження, описані вище, вказують на наявність сполуки карбіду вольфраму в цьому зразку, то можна стверджувати, що білі зони відповідають фазі WC.

Аналіз мікроструктур спечених композитів підтвердив, що розподіл компонентів є однорідним. Розміри часток cBN не перевищують 2,5 мкм. Агломерація часток зв'язувальної фази не спостерігається. Світло-сірі ділянки – це зони, які відповідають зв'язувальній фазі VC–Al, їхні розміри не перевищують 2 мкм (рис. 3). Видимий вміст карбіду вольфраму у формі білих зерен розмірами порядку 0,2–0,3 мкм виявлено на мікроструктурах зразків, спечених за $T_{\text{сп}} = 1450^\circ\text{C}$, за цієї температури зерна cBN мають чіткі межі. З підвищенням температури спікання відбувається зміна морфології зерен cBN.

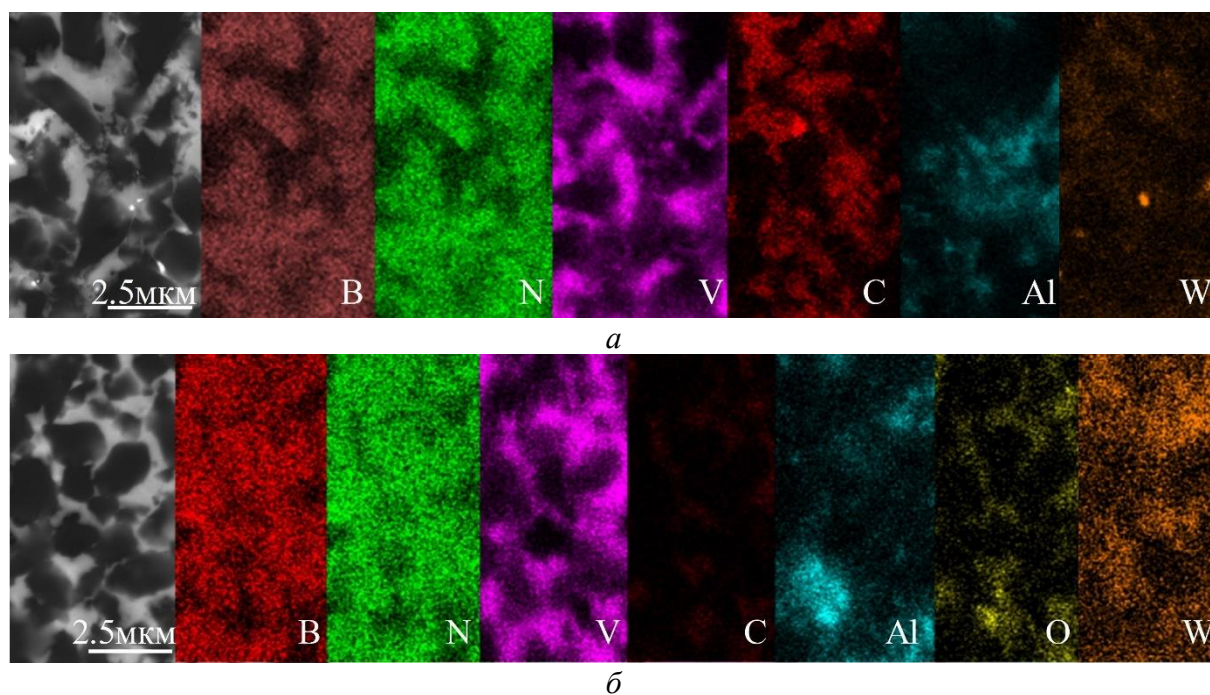


Рис. 2. Розподіл елементів в зразках системи cBN-VC-Al; вміст cBN – 60 об.%; а – $T_{cn} = 1850\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – $T_{cn} = 2300\text{ }^{\circ}\text{C}$

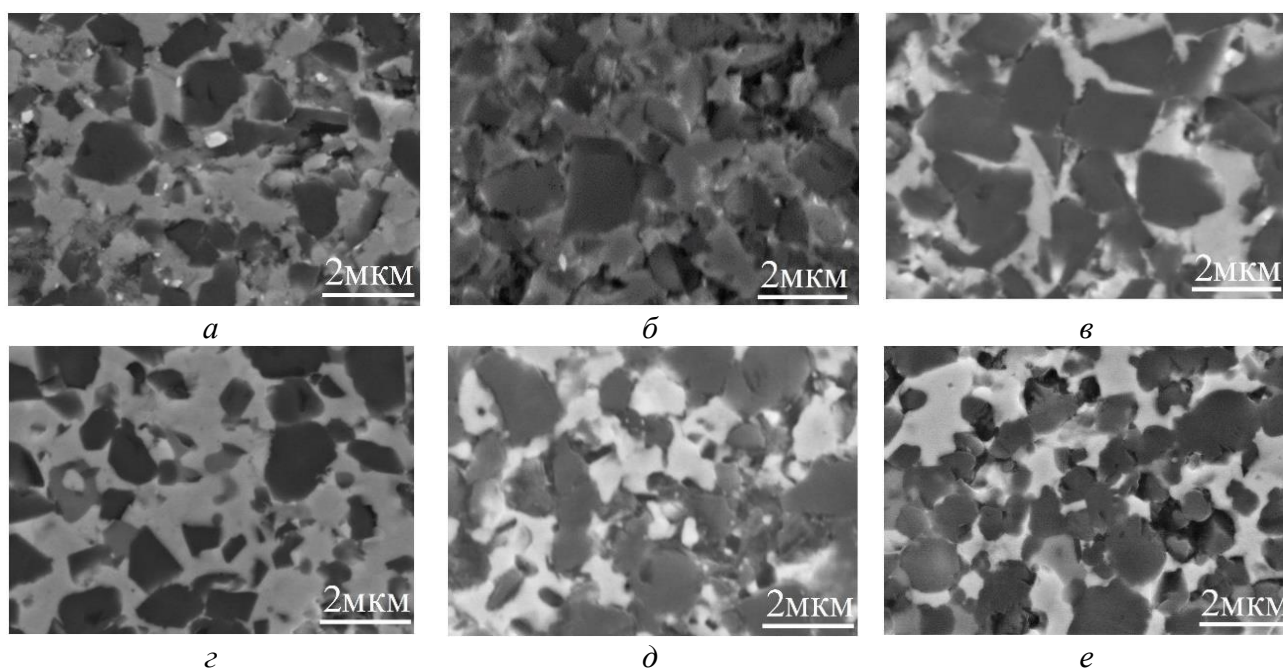


Рис. 3. Мікроструктури спечених композитів системи cBN-VC-Al: а – вміст cBN 50 об.%, $T_{cn}=1450\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – вміст cBN 60 об.%, $T_{cn}=1850\text{ }^{\circ}\text{C}$; в – вміст cBN 65 об.%, $T_{cn}=1450\text{ }^{\circ}\text{C}$; г – вміст cBN 50 об.%, $T_{cn}=2300\text{ }^{\circ}\text{C}$; д – вміст cBN 60 об.%, $T_{cn}=2300\text{ }^{\circ}\text{C}$; е – вміст cBN 65 об.%, $T_{cn}=2300\text{ }^{\circ}\text{C}$; $p = 7,7\text{ ГПа}$, $\tau = 45\text{ с}$

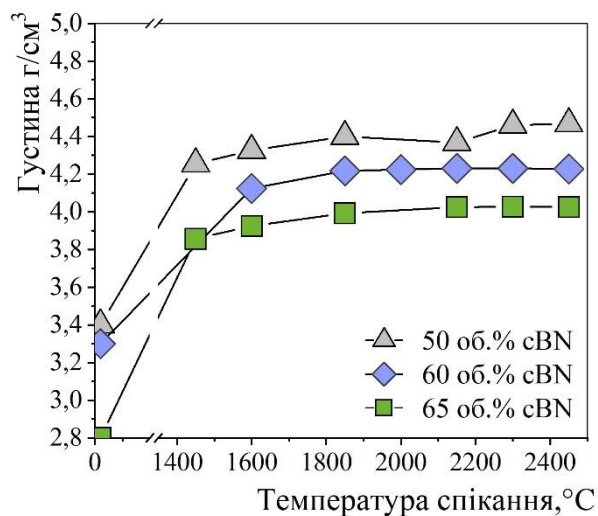


Рис. 4. Вплив температури спікання та вмісту cBN на густину композитів системи cBN-VC-Al

Густина композитів, які зазнали лише дії тиску $p = 7,7$ ГПа, на 30% менша і варіюється в межах від 2,8 до 3,4 г/см³ залежно від вмісту cBN (рис. 4). У процесі термобаричного спікання відбувається істотне ущільнення зразків під час прикладення температури, а за $T_{сп} = 1600$ °C густина зразків підвищується до 3,8–4,3 г/см³. В подальших експериментах у сфері високих температур $T_{сп} \geq 1850$ °C густина композитів досягає граничних значень, що зумовлено густиною вихідних компонентів.

У результаті вимірювання швидкості розповсюдження поздовжньої та поперечної звукових хвиль було розраховано модуль Юнга та модуль зсуву композитів в досліджуваних системах. Виявлено, що активне зростання обох

фізичних величин спостерігається в діапазоні температур 1450-1850 °C. Так, значення модуля Юнга для всіх зразків, отриманих за 1600°C, становить ~ 500 ГПа, модуль зсуву змінюється зі значень порядку 200 ГПа до значень порядку 250–275 ГПа за $T_{сп}=2150$ °C (рис. 5).

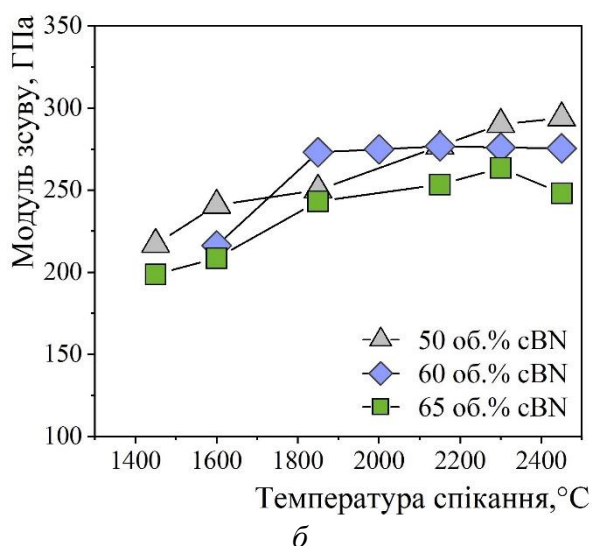
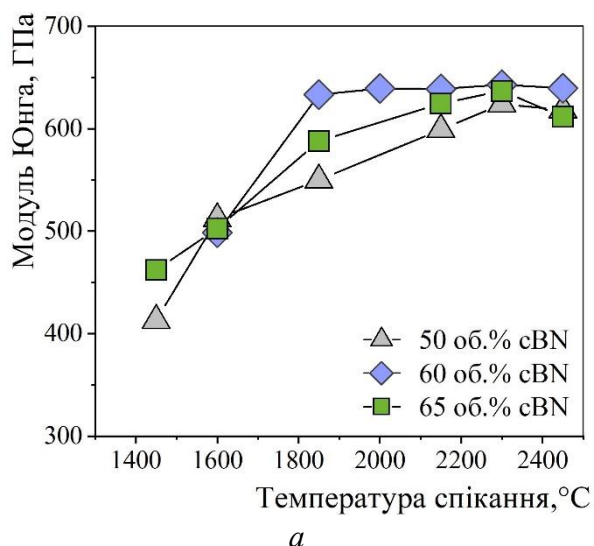


Рис. 5. Вплив температури спікання та вмісту cBN композитів системи cBN-VC-Al на: а – модуль Юнга; б – модуль зсуву

Мікротвердість композитів системи з вмістом cBN 50 об.% спершу зростає до 31 ГПа за $T_{сп}=1600$ °C. Подальше зниження мікротвердості в температурному діапазоні 1600–

2150 °С зумовлене відпалом дефектів у структурах зразків та початком формування продуктів взаємодії компонентів (рис. 6, а). Поява в фазовому складі твердого корунду (Al_2O_3 – 9 за шкалою Мооса) за $T_{\text{сп}} \geq 2300$ °С сприяє підвищенню твердості композитів до значень 31–32 ГПа. Підвищення температури спікання практично не впливає на тріщиностійкість композитів системи cBN–VC–Al (50:45:5 об.%): її значення залишається на рівні 5,2–5,4 МПа·м^{1/2} в температурному діапазоні 1600–2150 °С. Різке зниження тріщиностійкості до 4,4 МПа·м^{1/2} за $T_{\text{сп}} = 2300$ °С корелює з формуванням твердого, але крихкого корунду в критичній кількості, що впливає на здатність матеріалу опиратися розтріскуванню (рис. 6, б).

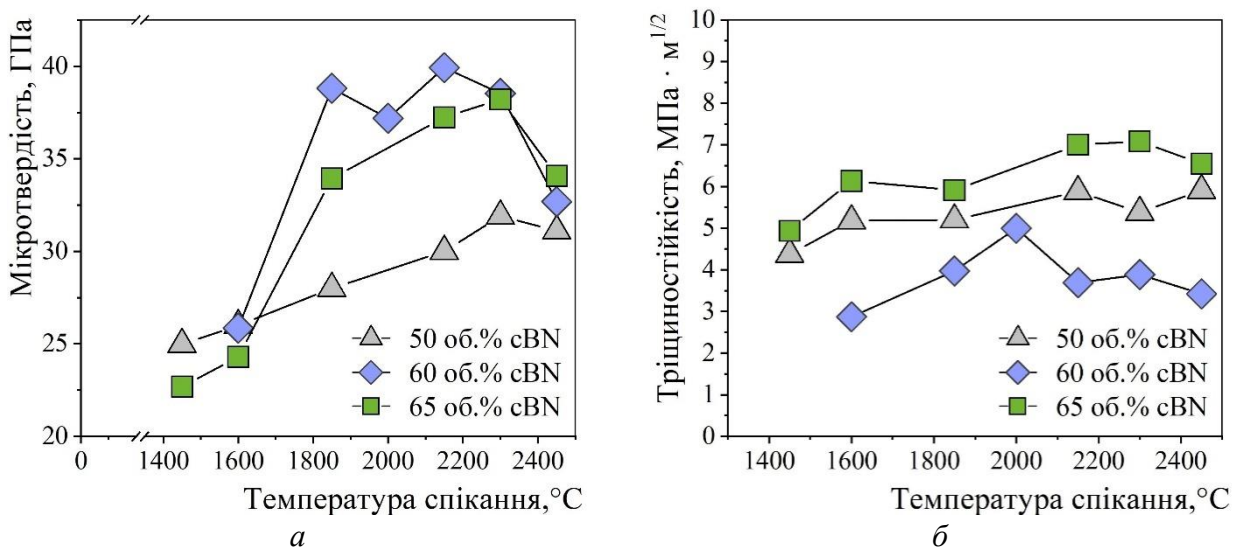


Рис. 6. Вплив температури спікання та вмісту cBN композитів системи cBN–VC–Al на : а – мікротвердість; б – тріщиностійкість

У системі з вмістом cBN 60 об.% мікротвердість композитів підвищується з 25,9 ГПа за $T_{\text{сп}} = 1600$ °С до 38,8 ГПа за $T_{\text{сп}} = 1850$ °С. Формування дибориду ванадію на міжфазних границях cBN-зв'язки за $T_{\text{сп}} = 2000$ °С дещо знижує мікротвердість композиту, але за цієї ж температури спостерігається максимальне значення тріщиностійкості композиту – 5 МПа·м^{1/2}. Стрімкого зменшення мікротвердості композитів за $T_{\text{сп}} = 2150$ °С та $T_{\text{сп}} = 2300$ °С не виявлено. Зниження мікротвердості зразків, спечених за $T_{\text{сп}} = 2450$ °С, може бути зумовлене зменшенням кількості дефектів за рахунок їх високотемпературного відпалу в процесі спікання, що полегшує рух дислокацій та викликає зменшення твердості. Тріщиностійкість композитів поступово знижується до 3,4 МПа·м^{1/2} за максимальної температури спікання. Зразки системи з вмістом cBN 60 об.%, спечені в температурному діапазоні 1450–1600 °С, демонструють низькі значення мікротвердості 22 ГПа та 24 ГПа, відповідно. Підвищення температури спікання до 1850 °С також показує проміжне значення мікротвердості – 34 ГПа. Найбільш твердими виявились зразки, спечені в інтервалі температур 2150–2300 °С – 37 та 38 ГПа відповідно. Тріщиностійкість у цій системі спершу зростає в температурному діапазоні 1450–1600 °С до значень 6,1 МПа·м^{1/2}, подальше підвищення температури спікання до 1850 °С практично не впливає на значення тріщиностійкості (5,9 МПа·м^{1/2}), наступне зростання тріщиностійкості відбувається за умови

підвищення $T_{сп}$ до 2150 °С $-7,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. Загалом прослідковується тенденція підвищення тріщиностійкості з підвищенням температури спікання.

Висновки

З огляду на механічні властивості композитів системи cBN–VC–Al 50; 60; 65 об.% cBN) виявлено, що температурний оптимум для отримання високоміцного керамо-матричного матеріалу коливається в межах 1850–2150 °С. Термобаричне спікання в діапазоні температур 1450–1850 °С не призводить до змін фазового складу в усіх досліджених композиціях. У системі з 60 об.% cBN за температури спікання 2000 °С відбувається взаємодія компонентів суміші (cBN та VC), в результаті якої формується диборид ванадію VB_2 та Al_2O_3 . У системах з 50 та 65 об.% cBN виявлено лише формування оксиду алюмінію за температури спікання понад 2150 °С. Варіювання вмісту добавки практично не впливає на модуль зсуву композитів. Найвищий рівень механічних властивостей виявлено в системах з 60 та 65 об.% cBN, мікротвердість композитів за $T_{сп} = 2150 \text{ °С}$ становить 39 ГПа та 37 ГПа відповідно. Найвища тріщиностійкість виявлена в системі з 65 об.% cBN $-7,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ за $T_{сп} = 2150 \text{ °С}$. Розроблені композити за своїми механічними властивостями наближаються до комерційних аналогів матеріалів групи BL (Secotools, Element Six).

Дослідження виконано в рамках European Union's Horizon2020 Research and Innovation Programme проект Flintstone 2020 (грант № 689279) та Visby Scholar ship від Swedish Institute (грант № 02757/2016).

Путем термобарического спекания получено керамо-матричный композиционный материал на основе кубического нитрида бора с добавками карбида ванадия и алюминия. Спекания проведено в условиях высокого давления (7,7 ГПа) в широком диапазоне температур (1450-2450°C). Объектом исследования выбраны три композиции с содержанием cBN 50, 60 и 65 об.%, 5 об.% алюминия введено в смесь в качестве гетера кислорода. В работе представлены результаты исследования фазового состава, микроструктур и механических свойств. Варьирование содержания добавки практически не влияет на модуль сдвига композитов, высокие значения микротвердости получено в композитах, спеченных в температурном интервале 1850–2150 °С. При повышенных температурах спекания обнаружено формирование оксида алюминия во всех исследуемых системах. Разработанные композиты по своим механическим свойствам приближаются к коммерческим аналогам материалов группы BL и могут использоваться при высокоскоростной обработке сплавов на основе железа.

Ключевые слова: аппарат высокого давления, сверхтвердые керамика, КНБ, фазовый состав, структура, ванадий

K. V. Slipchenko, I. A. Petrusha, V. Z. Turkevich, V. M. Bushlya, J.-E. Ståhl
THE INFLUENCE OF VC-AL ADDITIVE CONTENT ON STRUCTURE AND PHASE
COMPOSITION OF cBN BASED SUPERHARD MATERIALS

Ceramic matrix materials based on cubic boron nitride with additives of vanadium carbide and aluminum were obtained by high pressure high temperature sintering. Sintering was carried out under pressure 7.7 GPa, in the wide temperature range of 1450-2450 °C. Three compositions containing 50, 60 and 65 vol.% of cBN were selected for investigation, 5% by volume of aluminum introduced into the mixture as oxygen geter. This paper presents the results of the study of the phase composition, microstructures and mechanical properties. It was found that the variation of the additive content has no effect on the shear modulus of composites, the highest values of microhardness were obtained in composites sintered in the

temperature range of 1850 - 2150 °C. Formation of aluminum oxide were detected in all studied systems when sintering temperature was higher than 2000 °C. Mechanical properties of developed materials close to commercial analogues of BL group materials. Cutting tool materials in system cBN-VC-Al can be used at high-speed processing of alloys on the basis of iron.

Key words: high pressure apparatus, superhard ceramics, cBN, phase composition, structure, vanadium

Література

1. ISO 1832:2017. Indexable inserts for cutting tools–Designation, Publ. 02.2017.
2. Costes, J.P., Guillet, Y., Poulachon, G., Dessoly, M. Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718 // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2007. – 47. N 7. – P. 1081–1087.
3. Angseryd, J., Albu, M., Andrén, H. O., Kothleitner, G. A quantitative analysis of a multi-phase polycrystalline cubic boron nitride tool material using DualEELS // *Micron*. – 2011. – 42. – 6. – P. 608–615.
4. Angseryd, J., Liu, F., Andrén, H. O. Nanostructure of a cubic BN cutting tool material // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2015. – 49. – N 1. – P. 283–287.
5. Angseryd, J., Elfving, M., Olsson, E., Andrén, H. O. Detailed microstructure of a cBN based cutting tool material // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2009. – 27. N 2. – P. 249–255.
6. Cubic boron nitride - Ti/TiN composites: Hardness and phase equilibrium as function of temperature / P. Klimczyk, E. enko, K. Lawniczak-Jablonska, et. al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2004. – 382. – 1–2. – P. 195–205.
7. Klimczyk P. Mechanical properties and cutting performance of cBN-TiN composites sintered using HPHT technique: Joint 20th AIRAPT – 43th EHPRG, June 27 – July 12 2005. – Karlsruhe/Germany.
8. Gorczyńska-Zawiślan W., Benko E., Klimczyk P. CBN composites with a nanosized binding phase // *Solid State Phenomena*, – 2005. – 10. – P. 149–152.
9. XPS study of the cBN-TiC system / E. Benko, T. L. Barr, S. Hardcastle, et al. // *Ceramics International*. – 2001. – 27. – N 6. – P. 637–643.
10. CBN-TiN, cBN-TiC composites: Chemical equilibria, microstructure and hardness mechanical investigations / E. Benko, J. S. Stanislaw, B. Królicka, et al. // *Diamond and Related Materials*. – 1999. – 8. – N 10. – P. 1838–1846.
11. Rong X.-Z. Z., Tsurumi T., Fukunaga O., Yano T. High-pressure sintering of cBN-TiN-Al composite for cutting tool application // *Diamond and Related Materials*. – 2002. – 11. – N 2. – P. 280–286.

Надійшла 14.06.18

References

1. Indexable inserts for cutting tools - Designation. (2017). *ISO 1832:2017*.
2. Costes, J.P., Guillet, Y., Poulachon & G., & Dessoly, M. (2007). Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. Vol. 47, 7, 1081–1087.
3. Angseryd, J., Albu, M., Andrén, H. O., & Kothleitner, G. (2011). A quantitative analysis of a multi-phase polycrystalline cubic boron nitride tool material using DualEELS. *Micron*, Vol. 42, 6, 608–615.

4. Angseryd, J., Liu, F., & Andrén, H. O. (2015). Nanostructure of a cubic BN cutting tool material. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 49, 1, 283–287.
5. Angseryd, J., Elfwing, M., Olsson, E., & Andrén, H. O. (2009). Detailed microstructure of a cBN based cutting tool material. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol 27, 2, 249–255.
6. Klimczyk, P., Benko, E., Lawniczak-Jablonska, et. al. (2004). Cubic boron nitride – Ti/TiN composites: Hardness and phase equilibrium as function of temperature. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 382, 1–2, 195–205.
7. Klimczyk, P., et. al. (2005). Mechanical properties and cutting performance of cBN-TiN composites sintered using HPHT technique: Joint 20th AIRAPT – 43th EHPRG, June 27 – July 1, Karlsruhe/Germany.
8. Gorczyńska-Zawiślan, W., Benko, E., & Klimczyk, P. (2005). CBN composites with a nanosized binding phase. *Solid State Phenomena*, Vol. 106, 149–152.
9. Benko, E., Barr, T. L., Hardcastle, S., et al.(2001). XPS study of the cBN-TiC system. *Ceramics International*, Vol. 27, 6, 637–643.
10. Benko, E., Stanislaw, J. S., Królicka, B., et al. (1999). CBN-TiN, cBN-TiC composites: Chemical equilibria, microstructure and hardness mechanical investigations. *Diamond and Related Materials*, Vol. 8, 10, 1838–1846.
11. Rong, X.-Z. Z., Tsurumi, T., Fukunaga, O., & Yano, T. (2002). High-pressure sintering of cBN-TiN-Al composite for cutting tool application. *Diamond and Related Materials*, Vol. 11, 2, 280–286.

УДК 620.22–621.921.34

DOI: 10.33839/2223-3938-2018-21-1-284-294

В. А. Мечник, Н. А. Бондаренко, С. Н. Дуб, доктора технических наук¹,
В. Н. Колодницкий, канд. физ.-мат. наук¹, **Н. О. Кузин**, д-р техн. наук²

¹Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, ул. Автозаводская 2,
04074 г. Киев, e-mail: bond@ism.kiev.ua

²Львовская филия Днепрпетровского национального университета железнодорожного
транспорта им. ак. Лазаряна, ул. Иваны Блажкевич 12-А, 79052 г. Львов,
e-mail: n_kuzin@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ VN НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Fe–Cu–Ni–Sn, ПОЛУЧЕННОГО ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ

Для получения объемных нанокомпозитов $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$ использовали метод прессования при комнатной температуре с последующим горячим прессованием в вакууме. Исследована микроструктура спеченных композитов методами рентгеновской дифракционной и просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что в композите $49,47\text{Fe}-31,04\text{Cu}-8,73\text{Ni}-7,76\text{Sn}-3\text{VN}$ происходит растворение нитрида ванадия в γ -железе и образование пересыщенного твердого раствора азота и ванадия в α -железе, первичных и вторичных дисперсных фаз нитрида ванадия. В результате произошло существенное измельчение ферритных зерен (от 5–50 мкм до 20–400 нм) и улучшение механических характеристик. Нанокомпозиты считаются перспективными материалами для создания нового поколения алмазосодержащих композитов.