

<https://doi.org/10.15407/dopovidi2020.09.038>

УДК 539.89

Д.А. Стратійчук¹, В.З. Туркевич¹,
К.В. Сліпченко¹, В.М. Бушля²

¹ Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ

² Лундський університет, Швеція

E-mail: d_strat@ukr.net

Створення керамоматричних композитів групи VL на основі cBN та жароміцних карбідів гафнію або молібдену

Представлено академіком НАН України В.З. Туркевичем

Із використанням НРНТ технології в температурному інтервалі 1600–2400 °С досліджено процеси формування надтвердих керамоматричних композитів в системах cBN–HfC–(Al) та cBN–Mo₂C–(Al). При вихідному співвідношенні компонентів cBN:карбід:(Al) як 60:35:5 об. %, використовуючи мікропорошки із розміром зерен 1–10 мкм показано, що починаючи з $T_{СП.} = 1600$ °С та вище в системах відбувається консолідація структурних складових із формуванням міцних міжфазних та міжчастинкових контактів таких як cBN–cBN, cBN–карбід та карбід–карбід. Зерна структура в усьому температурному діапазоні спікання не зазнає суттєвих змін та залишається дрібнозернистою із чіткими міжфазними границями. Система cBN–HfC–(Al) характеризується формуванням боридної фази – HfB₂, в той час як для системи cBN–Mo₂C–(Al) зафіксовано утворення монокарбиду – MoC. Алюміній, який в даних системах присутній в незначній кількості (5 % об.), відіграє роль гетера залишкового кисню та одночасно знижує активаційний бар'єр роблячи процес спікання частково рідкофазним. Модуль Юнга як і твердість показує типову залежність від ТСП. із максимумом при 1800–2000 °С. Лабораторні випробування при точінні нержавіючої сталі AISI 316L (швидкість різання $v_c = 300$ м/хв, подачі $f = 0,15$ мм/об, глибини різання $a_p = 0,5$ мм, час 300 с) показали знос ріжучої кромки для двох типів композитів в діапазоні 60–90 мкм, що вказує на перспективність даного типу матеріалів в якості металооброблюваного інструменту.

Ключові слова: високі тиски, cBN, надтверді матеріали, карбід молібдену, карбід гафнію, ріжуча кераміка.

Сучасні промислові лінії із металообробки, які працюють в автоматичному або напівавтоматичному режимі, вимагають одночасної високої точності та довговічності від ріжучого інструменту [1]. Від цього в кінцевому випадку залежить якість отриманих металевих виробів, їх собівартість та конкурентоспроможність на світовому ринку [2]. Завдяки високому ступеню автоматизації на конвейерних лініях металообробка зазвичай проходить із

Цитування: Стратійчук Д.А., Туркевич В.З., Сліпченко К.В., Бушля В.М. Створення керамоматричних композитів групи VL на основі cBN та жароміцних карбідів гафнію або молібдену. *Допов. Нац. акад. наук Укр.* 2020. № 9. С. 38–46. <https://doi.org/10.15407/dopovidi2020.09.038>

значними швидкостями різання [3], що, як відомо, супроводжується підвищеними контактними температурами. Тому вибір матеріалу ріжучої вставки є досить відповідальним технічним завданням. На даний час високого розповсюдження (на заміну керметів групи WC—Co), набули cBN-композити [4, 5], які мають значно вищі фізико-технічні характеристики та здатні працювати в більш екстремальних умовах. Оскільки кубічний нітрид бору проявляє низьку хімічну активність [6, 7] по відношенню до компонентів багатьох марок сталей, а також одночасно є досить термостійкою сполукою, керамічні матеріали із його вмістом представлені широким рядом комерційно доступних ріжучих пластин. Серед успішно працюючих слід відзначити керамоматричні композити, які отримані в системах cBN—TiC, cBN—TiN та cBN—TiCN [8—10]. Раніше авторами даної статті вже було проведено пошукові роботи із отримання керамоматричних композитів в інших cBN-карбідних системах: cBN—TaC—(Al), cBN—NbC—(Al), cBN—ZrC—(Al), cBN—VC—(Al), cBN—Cr₃C₂—(Al) [11—13] та показано перспективність формування в них високоміцних надтвердих матеріалів групи VL, здатних працювати в умовах високих температур в області різання. Оскільки під час високошвидкісного точіння дії високої температури піддається як cBN-фаза композиту так і її карбідна складова, вибір останньої за критерієм жароміцності та тугоплавкості є важливим завданням.

В даній роботі наведено методи отримання, особливості процесів структуроутворення та деякі фізико-технічні характеристики надтвердих композитів, які сформовані в системах cBN—жароміцний карбід гафнію або молібдену. Фазовий склад вивчених систем був трьохкомпонентним: cBN—HfC—(Al), cBN—Mo₂C—(Al) із об'ємним співвідношенням фаз, характерним для VL-групи, а незначна частка алюмінію (5 об. %) використана в якості гетера залишкового кисню та додаткового активатора спікання.

НРНТ-експерименти проведені за класичною методикою порошкової металургії із використанням апарата високого тиску типу “тороїд-30”, який було розміщено в пресовій установці марки ДО 044 із загальною 2500 т потужністю. Для спікання були використані мікропорошки cBN (виробництво Element Six з розміром частинок 1—10 мкм), HfC та Mo₂C (виробництво ABCR з розміром частинок 1—3 мкм) та пудра алюмінію Al (виробництво ABCR). Гомогенна суміш вихідних мікропорошків із співвідношенням компонентів cBN:карбід:Al як 60:35:5 об. % отримана шляхом змішування у планетарному млині в середовищі ізопропилового спирту. Потім шихта була дегазована методом відпалу (600 °C) у вакуумі ($p = 10^{-5}$ мм.рт.ст.) для видалення залишків органічного розчинника, води та адсорбованого кисню повітря. Високотемпературне спікання здійснено в порожнистих графітових нагрівниках при сталому квазігідростатичному тиску 7,7 ГПа в температурному інтервалі 1600—2400 °C, всі експерименти були гартівними, час спікання становив 60 с. В такий спосіб отримано циліндричні заготовки без видимих дефектів та сколів, з яких шляхом механічної обробки вільним алмазним абразивом та алмазними шліфувальними кругами виготовлено ріжучі пластини $d = 9,52$ мм, $h = 3,18$ мм із номенклатурою — RNGN 090300T.

XRD-аналіз фазового складу вихідної суміші для спікання та спечених зразків проведено у випромінюванні CuK_α ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,54060$ Å) на рентгенівському дифрактометрі STOE STADI MP з обробкою та інтерпретацією дифракційних даних за комплексом програм, який включає повний комплекс процедур Рітвельда (www.x-ray.univ.kiev.ua). Значення густини та відкритої пористості отримано через гідростатичне зважування у воді, а також

методом визначення прямих геометричних розмірів цифровим мікрометром (± 5 мкм). Твердість та тріщиностійкість встановлено за розмірами відбитків шляхом індентування алмазною пірамідою Вікерса, а модуль Юнга розраховано за відомими формулами виходячи із вимірної густини та швидкості розповсюдження поперечних та повздовжніх УЗ хвиль при кімнатній температурі.

За даними рентгенівського фазового аналізу вихідна шихта для виготовлення зразків з карбідом гафнію містить сBN (параметри ґратки $a = b = c = 0,36141$ нм), HfC ($a = b = c = 0,46368$ нм) та слабкі рефлекси алюмінію. Результати розрахунку дифрактограм спечених із зазначеної шихти зразків показують, що підвищення температури спікання ($T_{СП.}$) супроводжується зміною фазового складу виготовлених зразків (табл. 1). Так, починаючи із $T_{СП.} \geq 1750$ °С усі зразки керамоматричного матеріалу в якості додаткової фази містять біля ~2 ваг. % дибориду гафнію HfB₂ з параметрами ґратки ($a = b = 0,3138$ нм, $c = 0,3466$ нм) (рис. 1, а), а карбід гафнію HfC зазнає суттєвих змін. По-перше, якщо в вихідній шихті період ґратки фази HfC є близьким до її значення для карбіду складу HfC_{0,99} (0,4640 нм), то з підвищенням температури спікання період ґратки цього карбіду лінійно зменшується. Більше того, починаючи із $T_{СП.} \geq 2000$ °С в зразках даної системи зафіксовано утворення ще однієї фази, ізоструктурної вихідному карбіді гафнію (умовно позначеної як HfC') з періодом $a = b = c = 0,4600$ нм. Кількість карбіду HfC' поступово збільшується і в спечених при температурах вищих за 2300 °С саме ця фаза сумісно із сBN та HfB₂ формує фазовий склад отриманих композитів. Результати розрахунків кристалічної структури фази HfC' показують, що утворення цього карбіду супроводжується заміщенням частки атомів гафнію на атоми алюмінію (до 9 ат. %) з утворенням складного карбіду (Hf,Al)C, а скоріше, складного карбонітриду (Hf, Al)(C, N), в якому частина атомів вуглецю заміщена атомами азоту. При цьому параметр ґратки цієї фази ($a = 0,4600$ нм) наближається до параметра ґратки відомого карбонітриду Hf₂CN ($a = 0,4572$ нм). В свою чергу поступове зменшення параметра ґратки базового карбіду гафнію HfC, вірогідно, також пов'язане із розчиненням в ньому алюмінію з утворенням твердого розчину заміщення (Hf, Al)C_x. Розчинність алюмінію в цьому твердому розчині сумісно із розчинністю алюмінію в карбонітриді (Hf,Al)(C,N)_x обмежується вмістом алюмінію в шихті.

На відміну від гафнійвмісних композитів фазовий склад спечених зразків системи сBN—Mo₂C—(Al) від температури практично не залежить (табл. 2) і представлений двома основними фазами (рис. 1, б), що входять до складу шихти (сBN та Mo₂C), а також додатковою фазою MoC ($a = b = 0,2998$ нм, $c = 1,458$ нм), яка утворюється в процесі реакційної взаємодії. Проте, об'єм ґратки карбіду Mo₂C із ростом температури спікання зазнає істотного зменшення. Вочевидь, це може бути обумовлено утворенням твердого розчину заміщення (Mo,Al)₂C, який насичується присутнім в шихті алюмінієм до повного його розчинення.

Таким чином, в результаті НР—НТ взаємодії обидві досліджені системи сBN—HfC—(Al) та сBN—Mo₂C—(Al) характеризуються розчиненням алюмінію в карбідах HfC та Mo₂C з утворенням відповідних твердих розчинів заміщення.

Аналіз мікроструктур зі шліфів композитів за допомогою скануючого електронного мікроскопа показав однорідний зернений склад матриця—наповнювач в усьому температурному інтервалі спікання, в яких розмір часточок, близький до вихідних мікропорошків, а міжфазні границі чіткі. Все це вказує на ефективність використаної методики змішу-

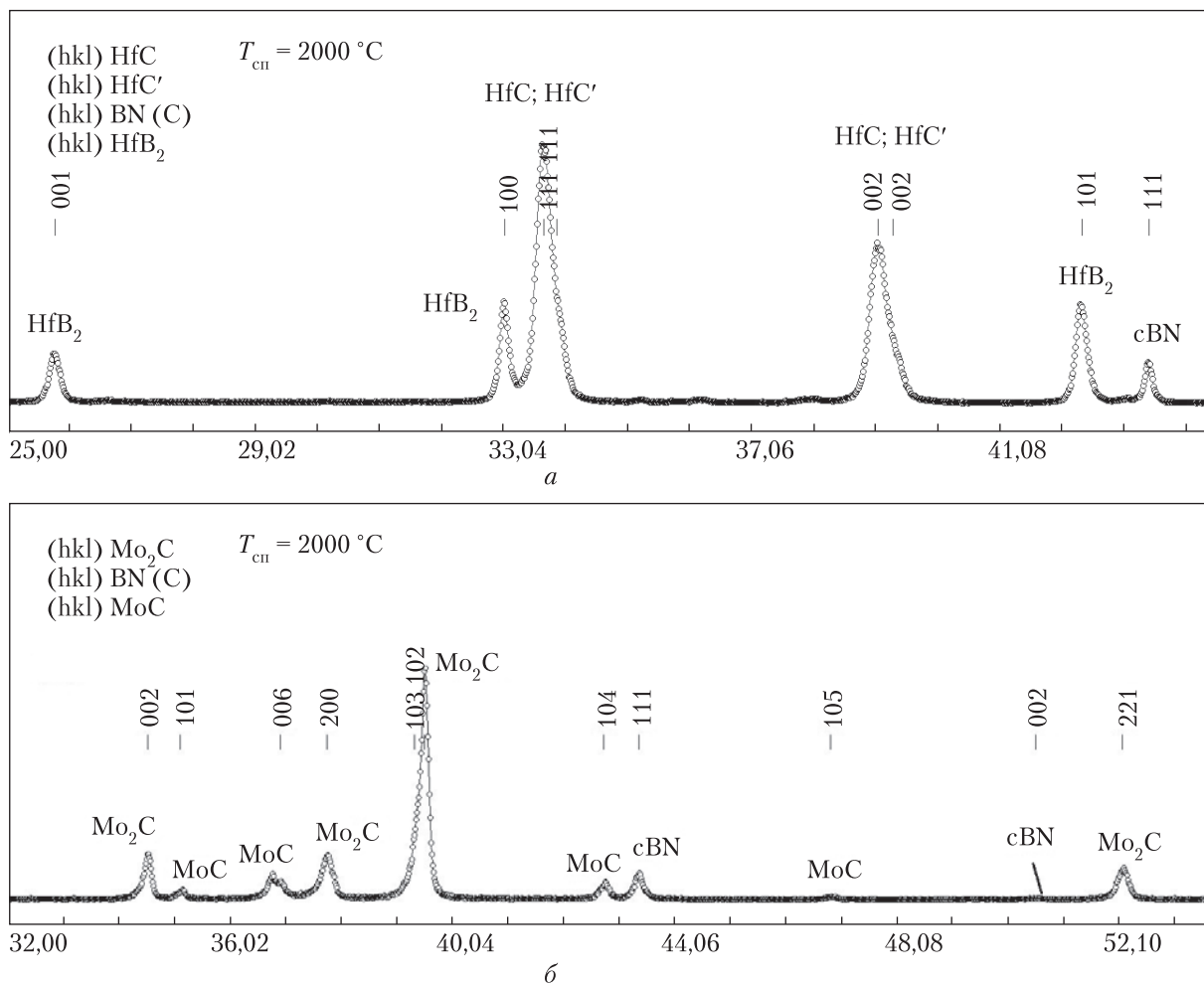


Рис. 1. Результати рентгено-фазового аналізу композитів, отриманих при $T_{сн} = 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$: *a* – система cBN–HfC–(Al), *б* – система cBN–Mo₂C–(Al), 2Θ , град., Сука-випромінювання

Таблиця 1. Фазовий склад композитів системи cBN–HfC–(Al) та періоди ґратки в залежності від $T_{сн}$.

$T_{сн},\text{ }^{\circ}\text{C}$	Фазовий склад	Періоди ґратки, нм			
		HfC	HfC'	HfB ₂	
		<i>a</i>	<i>a</i>	<i>a</i>	<i>c</i>
Шихта	¹⁾ cBN(12) + HfC(85) + Al(2)	0,46368	–	–	–
1600	cBN(14) + HfC(86)	0,46361	–	–	–
1750	cBN(13) + HfC(85) + HfB ₂ (2)	0,46302	–	0,31382	0,34628
2000	cBN(13) + HfC'(14) + HfC(71) + HfB ₂ (2)	0,46215	0,4594	0,31380	0,34659
2150	cBN(13) + HfC(55) + HfC'(30) + HfB ₂ (2)	0,46159	0,4601	0,31394	0,34672
2300	cBN(15) + HfC'(83) + HfB ₂ (2)	–	0,45973	0,31367	0,34635
2400	cBN(15) + HfC'(83) + HfB ₂ (2)	–	0,46021	0,31397	0,34662

¹⁾ Вміст фаз за оціночними даними XRD аналізу в мас. % (указано в дужках)

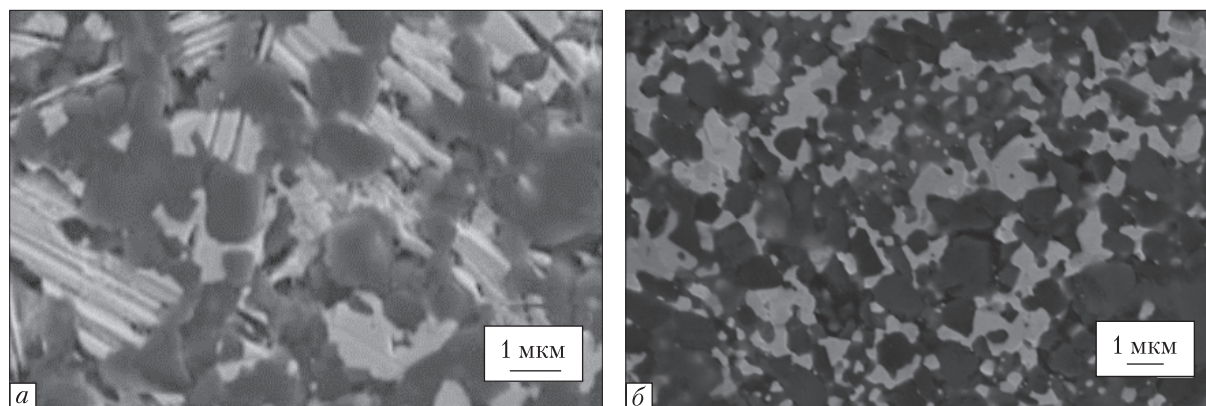


Рис. 2. SEM зображення отриманих композитів при $T_{\text{СП.}} = 2400$ °С: *a* – система сBN–Mo₂C–(Al), *б* – система сBN–HfC–(Al)

Таблиця 2. Фазовий склад композитів системи сBN–Mo₂C–(Al) та періоди ґратки в залежності від $T_{\text{СП.}}$

$T_{\text{СП.}}$, °С	Фазовий склад	Періоди ґратки, нм		
		Mo ₂ C		
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
Шихта	¹⁾ сBN(27) + Mo ₂ C(70) + Al(3)	0,47327	0,60174	0,52100
1600	сBN(20) + Mo ₂ C(72) + MoC(8)	0,47735	0,59988	0,51968
2000	сBN(20) + Mo ₂ C(72) + MoC(8)	0,47653	0,60005	0,51973
2150	сBN(20) + Mo ₂ C(66) + MoC(14)	0,47639	0,59990	0,51940
2300	сBN(20) + Mo ₂ C(70) + MoC(10)	0,47648	0,60001	0,51987
2400	сBN(20) + Mo ₂ C(66) + MoC(14)	0,47568	0,59966	0,51936

¹⁾ Вміст фаз за оціночними даними XRD аналізу в мас. % (указано в дужках)

вання шихти, а також на відсутність явищ збиральної рекристалізації або інших механізмів із укрупнення зерен під час НРНТ спікання. Хімічна взаємодія, що має місце під час спікання, значною мірою проходить на поверхнях зерен та не зачіпляє внутрішньозерний масив, а отже навіть при максимальній $T_{\text{СП.}} = 2400$ °С матеріал загалом складається із вихідної сBN-карбідної матриці (рис. 2, *a, б*) яка створює міцний керамоматричний композит. В випадку системи сBN–Mo₂C–(Al) карбідна фаза (рис. 2, *a*) представлена голкоподібними формами, в той час як карбід гафнію (рис. 2, *б*) формує білу плямисту матрицю в оточенні сBN-зерен. Алюміній, який введено в незначній кількості з метою зниження активаційного бар'єру (полегшення) спікання, в результаті рідкофазної взаємодії утворює з карбідами тверді розчини заміщення і частково перетворюється на AlN, AlB₂ та α -Al₂O₃, останні фази містяться в кількостях ~0,5–1 % кожна та в даній роботі ретельно досліджені не були.

Аналіз залежності густини та модулю Юнга від $T_{\text{СП.}}$ (рис. 3, *a, б*) показує, що в температурному інтервалі 1600–2000 °С система значною мірою ущільнюється поступово формуючи монолітну безпористу структуру із найвищими показниками модуля Юнга для моліб-

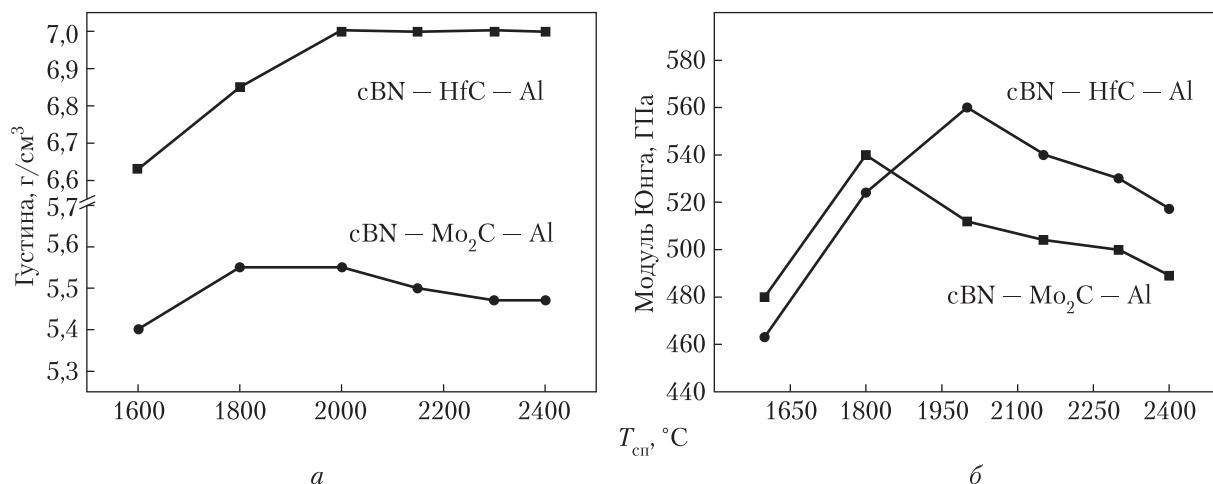


Рис. 3. Залежність щільності (а) та модуля Юнга (б) від температури спікання

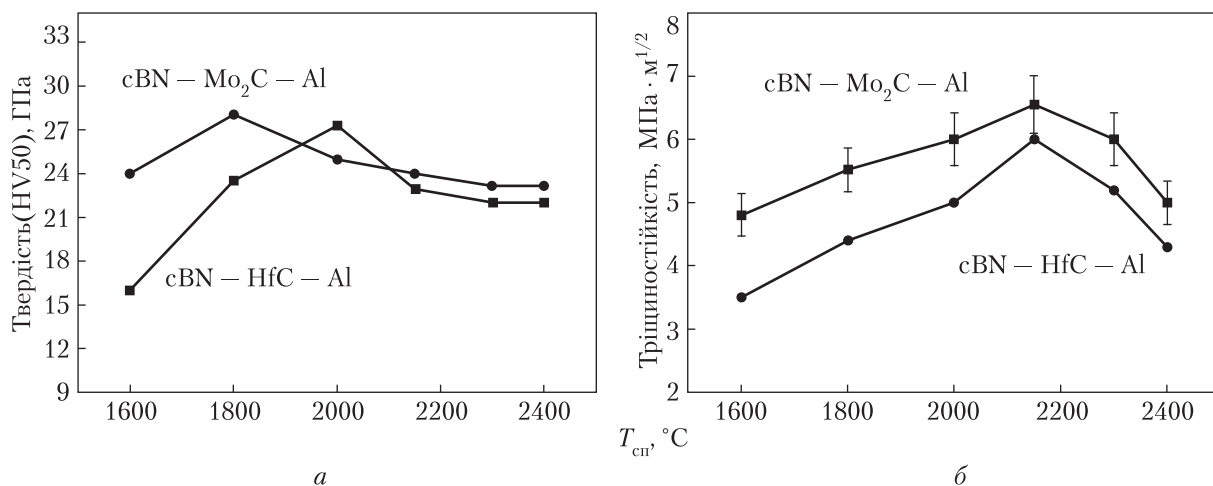


Рис. 4. Залежність твердості (а) та тріщиностійкості (б) від температури спікання

денвмісних композитів 540 ГПа ($T_{\text{СП.}} = 1800 ^\circ\text{C}$) та 570 ГПа ($T_{\text{СП.}} = 2000 ^\circ\text{C}$) для системи cBN-HfC-(Al). Незначне падіння (на 7–9 %) модуля Юнга при подальшому підвищенні температури спікання в першу чергу пов'язане із накопиченням на границях зерен продуктів взаємодії cBN-карбідна матриця–алюміній, що негативно впливає на її міцнісні характеристики. Однак навіть при $T_{\text{СП.}} = 2400 ^\circ\text{C}$ матеріал залишається досить високомодульним керамоматричним композитом без ознак структурної деградації. Аналогічно до густини і модуля Юнга твердість та тріщиностійкість (рис. 4) також проявляє типову картину в залежності від $T_{\text{СП.}}$. Так на етапі активного спікання ($T_{\text{СП.}} > 1600 ^\circ\text{C}$) із формуванням міцних міжфазних та міжчастинкових контактів відбувається значне збільшення показників твердості із 16 ГПа ($T_{\text{СП.}} = 1600 ^\circ\text{C}$) до 27 ГПа ($T_{\text{СП.}} = 2000 ^\circ\text{C}$) в випадку гафнійвмісної системи та менш виразне із 24 ГПа ($T_{\text{СП.}} = 1600 ^\circ\text{C}$) до 28 ГПа ($T_{\text{СП.}} = 1800 ^\circ\text{C}$) в випадку cBN-Mo₂C-(Al) системи (рис. 4, а). Подальше підвищення температури призводить до характерних для багатьох cBN-композитів (групи ВЛ) явищ відпалу структурних

дефектів як у кубічному нітриді бору так і в карбідній складовій, накопиченню продуктів хімічної реакції між компонентами та послабленню структури в цілому. Все відображається на зменшенні твердості кераміки, однак на величину не більше 15–20 % та не має обвального характеру як у випадку зворотного фазового переходу $cBN \Rightarrow hBN$. Тріщиностійкість, яка в даному випадку виміряна за довжиною радіальних тріщин, одночасно із твердістю методом інденування, показує зростання до $T_{СП}$. ~ 2100 °С досягаючи значень в $6\text{--}7$ МПа \cdot м^{1/2}, в той час як кераміка, отримана при більш високих температурах, стає дедалі крихкою внаслідок аналогічних субструктурних змін щодо твердості матеріалу. Загалом даний тип матеріалів характеризується помірною тріщиностійкістю та достатньою твердістю, що дозволяє успішно застосовувати його при металообробці сталей різних марок.

Аналізуючи тестові лабораторні випробування отриманих композитів на прикладі високошвидкісної чистової обробки нержавіючої сталі AISI 316L (швидкість різання $v_c = 300$ м/хв, подачі $f = 0,15$ мм/об, глибині різання $a_p = 0,5$ мм, час 300 с) було встановлено наступне: знос ріжучої кромки для двох типів композитів зафіксовано в діапазоні 60–90 мкм в залежності від $T_{СП}$, а зразки після випробувань не втрачали своєї цілісності. Найменші показники зносу (60–70 мкм) характерні для матеріалів, отриманих в системі $cBN\text{--}HfC\text{--}(Al)$ при $T_{СП} = 2000\text{--}2200$ °С, що робить їх перспективними в металообробній промисловості.

Висновки. Процеси НРНТ спікання та хімічної взаємодії компонентів у вибраних системах приводять до формування високоміцних надтвердих матеріалів інструментального призначення. Гафнійовмісна система характеризується утворенням незначної частини HfV_2 в той час як бориди молібдену в системі $cBN\text{--}Mo_2C\text{--}(Al)$ не зафіксовані. Алюміній здатен утворювати тверді розчини заміщення в карбідних фазах, а також зв'язує зайвий кисень системи в $\alpha\text{-}Al_2O_3$ захищаючи тим самим окиснення HfC та Mo_2C . Оптимальними $T_{СП}$, при яких формуються керамоматричні композити із найвищими фізико-технічними характеристиками є 2000–2200 °С, що може бути використано при промисловому впровадженні технології.

Автори висловлюють подяку канд. фіз.-мат. наук, ст. наук. співробітнику фізичного факультету КНУ ім. Т.Г. Шевченка Н.М. Білявиній за інтерпретацію результатів рентгенівського фазового аналізу та участь в обговоренні результатів.

Дослідження виконано в рамках European Union's Horizon 2020 Research and Innovation Programme проект Flintstone2020 (грант № 689279).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Ning Li, Yong-Jie Chen, Dong-Dong Kong. Wear Mechanism Analysis and Its Effects on the Cutting Performance of PCBN Inserts during Turning of Hardened 42CrMo. *Int. J. Precision Engineering and Manufacturing*. 2018. **19**, № 9, P. 1355–1368. <https://doi.org/10.1007/s12541-016-0160-6>
2. Davoudinejad A., Noordin M.Y. Effect of cutting edge preparation on tool performance in hard-turning of DF-3 tool steel with ceramic tools. *J. Mech. Sci. and Technol.* 2014. **28**, № 11. P. 4727–4736. <https://doi.org/10.1007/s12206-014-1039-9>
3. Aslan E., Camuşcu N., Birgören B. Design optimization of cutting parameters when turning hardened AISI 4140 Steel (63HRC) with $Al_2O_3\text{+}TiCN$ mixed ceramic tool. *Materials & Design*. 2007. **28**, № 5. P. 1618–1622. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.02.006>

4. Liyao Gu. Critical condition prediction of adiabatic shear fracture in high-speed cutting TA2 alloy. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2018. **94**. P. 2981–2991. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1104-5>
5. Liew Willey, Ngoi B.K.A, Lu Y.G. Wear characteristics of PCBN tools in the ultra-precision machining of stainless steel at low speeds. *Wear.* 2003. **254**(3-4). P. 265–277. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00002-4](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00002-4)
6. Bushlya V. et al. On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: Imitational experiments. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2019. **39**, № 8. P. 2658–2665. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.002>
7. Bushlya V., Gutnichenko O., Zhou J. et al. Effects of cutting speed when turning age hardened inconel 718 with PCBN tools of binderless and low-CBN grades. *Mach. Sci. Technol.* 2013. **17**, № 4, P. 497–523. <https://doi.org/10.3103/S1063457617030078>
8. Chiou S.Y., Ou S.F., Jang Y.G., and 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. № 1. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.02.066>
9. Benko E., Barr T.L., Hardcastle S., Hoppe E., Bernasik A., and Morgiel J. XPS study of the cBN-TiC system. *Ceram. Int.* 2001. **27**, № 6, P. 637–643. [https://doi.org/10.1016/S0272-8842\(01\)00011-6](https://doi.org/10.1016/S0272-8842(01)00011-6)
10. Slipchenko K.V., Turkevich V.Z., Slipchenko V.M., Bilyavina N.M. The influence of sintering temperature on phase composition and mechanical properties of cbn-based composites with addition of vanadium compounds. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii.* 2019. **41**, № 12. P. 1599–1610.
11. Slipchenko K., Petrusha I., Turkevich V., Bushlya V., and Ståhl J.-E. Investigation of the mechanical properties and cutting performance of cBN based cutting tools with Cr₃C₂ binder phase. *Procedia CIRP. In Procedia CIRP*, 2018. № 3. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.03.180>
12. 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. **40**, № 3. <https://doi.org/10.3103/S1063457618030115>
13. Benko E., Wyczesany A., Bernasik A., Barr T.L., and Hooppe E. CBN-Cr/Cr₃C₂ composite materials: Chemical equilibria, XPS investigations. *Ceram. Int.* 2000. **26**, № 5, P. 545–550. [https://doi.org/10.1016/S0272-8842\(99\)00093-0](https://doi.org/10.1016/S0272-8842(99)00093-0)

Надійшло до редакції 27.05.2020

REFERENCES

1. Ning, Li, Yong-Jie, Chen, Dong-Dong, Kong. (2018). Wear Mechanism Analysis and Its Effects on the Cutting Performance of PCBN Inserts during Turning of Hardened 42CrMo. *Int. J. Precision Engineering and Manufacturing.* 19, No. 9, P. 1355-1368. <https://doi.org/10.1007/s12541-016-0160-6>
2. Davoudinejad, A. & Noordin, M. Y. (2014). Effect of cutting edge preparation on tool performance in hard-turning of DF-3 tool steel with ceramic tools. *J. Mech. Sci. and Technol.*, 28, No. 11, pp. 4727-4736. <https://doi.org/10.1007/s12206-014-1039-9>
3. Aslan, E., Camuşcu, N., & Birgören, B. (2007). Design optimization of cutting parameters when turning hardened AISI 4140 steel (63HRC) with Al₂O₃+TiCN mixed ceramic tool. *Materials & Design*, 28, No. 5, pp. 1618-1622. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.02.006>
4. Liyao, Gu. (2018). Critical condition prediction of adiabatic shear fracture in high-speed cutting TA2 alloy. *Int J Adv Manuf Technol*, 94, pp. 2981-2991. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1104-5>
5. Willey, Liew, Ngoi, B.K.A. & Lu, Y. G. (2003). Wear characteristics of PCBN tools in the ultra-precision machining of stainless steel at low speeds. *Wear*, 254, No. 3-4, pp. 265-277. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00002-4](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00002-4)
6. Bushlya, V. et al. (2019). On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: Imitational experiments. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 39, No. 8, pp. 2658-2665. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.002>
7. Bushlya, V., Gutnichenko, O., Zhou, J., Avdovic, P. et al. (2013). Effects of cutting speed when turning age hardened inconel 718 with PCBN tools of binderless and low-CBN grades. *Mach. Sci. Technol.*, 17, No. 4, pp. 497-523. <https://doi.org/10.3103/S1063457617030078>

8. Chiou, S. Y., Ou, S. F., Jang, Y. G. & Ou, K. L. (2013). Research on CBN/TiC composites Part1: Effects of the cBN content and sintering process on the hardness and transverse rupture strength. *Ceram. Int.*, No. 1. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.02.066>
9. Benko, E., Barr, T. L., Hardcastle, S., Hoppe, E., Bernasik, A. & Morgiel, J. (2001). XPS study of the cBN-TiC system. *Ceram. Int.*, 27, No. 6, pp. 637-643. [https://doi.org/10.1016/S0272-8842\(01\)00011-6](https://doi.org/10.1016/S0272-8842(01)00011-6)
10. Slipchenko K.V., Turkevich V.Z., Slipchenko V.M., Bilyavina N.M. (2019). The influence of sintering temperature on phase composition and mechanical properties of cbn-based composites with addition of vanadium compounds. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, 41, No. 12. P. 1599–1610.
11. Slipchenko, K., Petrusha, I., Turkevich, V., Bushlya, V. & Ståhl, J.-E. (2018). Investigation of the mechanical properties and cutting performance of cBN based cutting tools with Cr_3C_2 binder phase. *Procedia CIRP*, in *Procedia CIRP*, No. 3. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.03.180>
12. Slipchenko, K. V., Petrusha, I. A., Stratiichuk, D. A. & Turkevych, V. Z. (2018). The Influence of VC–Al Additive on Wear Resistance of cBN-based Composites. *J. Superhard Mater.*, 40, No. 3. <https://doi.org/10.3103/S1063457618030115>
13. Benko, E., Wyczesany, A., Bernasik, A., Barr, T. L. & Hoope, E. (2000). CBN-Cr/ Cr_3C_2 composite materials: Chemical equilibria, XPS investigations. *Ceram. Int.*, 26, No. 5, pp. 545-550. [https://doi.org/10.1016/S0272-8842\(99\)00093-0](https://doi.org/10.1016/S0272-8842(99)00093-0)

Received 27.05.2020

D.A. Stratiichuk¹, V.Z. Turkevich¹,
K.V. Slipchenko¹, V.M. Bushlya²

¹V.N. Bakul Institute for Superhard Materials of the NAS of Ukraine, Kyiv

²Lund University, Sweden

E-mail: d_strat@ukr.net

THE CREATION OF CERAMIC-MATRIX COMPOSITES OF THE BL GROUP BASED ON cBN AND HIGH-TEMPERATURE HAFNIUM OR MOLYBDENUM CARBIDES

Using the HPHT technology in the temperature interval 1600–2400 °C, the processes of formation of superhard ceramic-matrix composites in the cBN-HfC-(Al) and cBN-Mo₂C-(Al) systems have been investigated. With the original ratio of components cBN:carbide:(Al) being 60:35:5 vol. %, using micropowders with a grain size of 1–10 μm, it has been shown that, starting from $T_{\text{SINT}} = 1600$ °C and higher, there is a consolidation of structural constituents in the systems with the formation of strong interphase and interparticle contacts such as cBN-cBN, cBN-carbide, and carbide-carbide. The grain structure in the entire sintering temperature range does not undergo significant changes and remains fine-grained with clear interphase boundaries. The cBN–HfC–(Al) system is characterized by the formation of the boride phase – HfB₂, whereas the formation of monocarbide – MoC has been observed for the cBN-Mo₂C-(Al) system. Aluminum, which is present in these systems in small quantities (5 vol. %), plays the role of a residual oxygen getter and simultaneously lowers the activation barrier, making the sintering process partially liquid-phase. Young's modulus, as well as the hardness, shows a typical dependence on T_{SINT} maximum at 1800–2000 °C. Laboratory tests in turning AISI 316L stainless steel (cutting speed $v_c = 300$ m/min, feed $f = 0.15$ mm/rev, cutting depth $a_p = 0.5$ mm, time 300 seconds) have demonstrated the cutting edge wear for two types of composites in the range of 60–90 μm, which indicates that this type of materials is promising as a metalworking tool.

Keywords: high pressures, cBN, superhard materials, molybdenum carbide, hafnium carbide, cutting ceramics.