

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ И МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

PACS numbers: 61.05.cp, 61.72.Ff, 62.50.-p, 68.37.Hk, 81.05.Ni, 81.20.Ev, 81.40.Vw

Особливості формування структури та фазового складу в процесі реакційного спікання кубічного нітриду бору зі сполуками Ti, Cr, V

К. В. Сліпченко, І. А. Петруша, В. З. Туркевич, В. М. Бушля*,
Я.-Е. Штоль*

*Институт надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2,
04074 Київ, Україна
*Lund University,
Box 117, SE-22100 Lund, Sweden*

Методами фізичного матеріалознавства досліджено вплив температури спікання на фазовий склад і структуру керамоматричних композитів на основі кубічного нітриду бору зі зв'язками у вигляді алюмінію та карбідів Ti, Cr, V. Об'єктом дослідження обрано три композиції cBN–TiC–Al, cBN–Cr₃C₂–Al та cBN–VC–Al із вмістом cBN у 60% об. Композити одержано методом термобаричного спікання в апараті високого тиску типу АВТТ-30 у температурному інтервалі 1600–2450°C при прикладанні тиску у 7,7 ГПа. В процесі термобаричного спікання композитів в системах cBN–TiC–Al та cBN–Cr₃C₂–Al виявлено формування диборидів титану та хрому при температурах спікання $T_{\text{сп}} \geq 1850^\circ\text{C}$ та $T_{\text{сп}} \geq 2150^\circ\text{C}$ відповідно; одночасно з цим виявлено формування нітриду алюмінію.

Ключові слова: нітрид бору, карбіди, керамоматричні композити, спікання, високий тиск.

Corresponding author: Kateryna Vyacheslavivna Slipchenko
E-mail: kateslipchenko@gmail.com

*V. M. Bakul Institute for Superhard Materials, N.A.S. of Ukraine,
2 Avtozavods'ka Str., UA-04074 Kyiv, Ukraine
Lund University, Box 117, SE-22100 Lund, Sweden

Citation: K. V. Slipchenko, I. A. Petrusha, V. Z. Turkevich, V. M. Bushlya, and J.-E. Stahl, Features of Formation of Structure and Phase Composition During a Reactive Sintering of Cubic Boron Nitride with Compounds of Ti, Cr, V, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1081–1091 (2018) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.40.08.1081.

Influence of sintering temperature on both phase composition and structure of ceramic matrix composites based on cubic boron nitride with binders in a form of Al and the Ti, Cr, V carbides are investigated by methods of physical materials science. As the object of study, three $c\text{BN-TiC-Al}$, $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$, $c\text{BN-VC-Al}$ compositions containing 60% vol. $c\text{BN}$ are selected. The composites are obtained by high-pressure high-temperature (HPHT) sintering in high-pressure apparatus AVTT-30 in the temperature range of 1600–2450°C under pressure of 7.7 GPa. In the process of HPHT sintering of composites in the $c\text{BN-TiC-Al}$ and $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ systems, the formation of titanium and chromium diborides is found at the temperatures of sintering $T_{\text{sint}} \geq 1850^\circ\text{C}$ and $T_{\text{sint}} \geq 2150^\circ\text{C}$, respectively, simultaneously with the formation of aluminium nitride.

Key words: boron nitride, carbides, ceramic matrix composites, sintering, high pressure.

Методами фізического матеріалознавства досліджено вплив температури спекання на фазовий склад і структуру керамоматричних композитів на основі кубічного нітрида бора со зв'язками в формі алюмінія і карбидів Ti, Cr, V. Об'єктом дослідження обрані три композиції $c\text{BN-TiC-Al}$, $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ і $c\text{BN-VC-Al}$ з вмістом $c\text{BN}$ 60% об. Композити отримані методом термобарического спекання в апараті високого тиску типу АВТТ-30 в температурному інтервалі 1600–2450°C при прикладенні тиску 7,7 ГПа. В процесі термобарического спекання композитів в системах $c\text{BN-TiC-Al}$ і $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ виявлено формування диборидів титана і хрому при температурах спекання $T_{\text{сп}} \geq 1850^\circ\text{C}$ і $T_{\text{сп}} \geq 2150^\circ\text{C}$ відповідно; одночасно з цим виявлено формування нітрида алюмінію.

Ключевые слова: нітрид бора, карбиди, керамоматричні композити, спекання, високий тиск.

(Отримано 18 квітня 2018 р.)

1. ВСТУП

Інструмент на основі кубічного нітриду бору ($c\text{BN}$) широко використовується для оброблення матеріалів з високою твердістю та корозійною стійкістю, таких як жароміцні стопи на основі нікелю типу Inconel або загартовані інструментальні сталі. Одержують надтвердий матеріал на основі $c\text{BN}$ шляхом спікання в умовах високого тиску та температур. Додавання зв'язувальних матеріалів поліпшує механічні властивості композиту й активує процес спікання. Для формування зв'язок використовують порошки металів високої чистоти (Ni, Co, Cr, Fe, Al) — ВН-група матеріалів з вмістом $c\text{BN}$ у 70–90% або одержують зв'язки на основі тяжко-топких сполук перехідних металів (TiC, TiN) — група ВІ з вмістом $c\text{BN}$ у 45–65% [1]. Чисті метали, як зв'язки, індукують процес спікання та сприяють формуванню скелету з $c\text{BN}$. Матеріали

групи ВН придатні лише для використання в умовах чорнового або напівчорнового оброблення матеріалів при низьких швидкостях різання. В умовах високошвидкісного точіння в зоні різання під впливом температури має місце хемічна взаємодія матеріялу інструменту з матеріалом оброблюваного деталю, що, в свою чергу, призводить до руйнування різальної кромки інструменту та погіршення якості оброблюваної поверхні. Розроблення нових стопів з підвищеною міцністю та жаростійкістю потребує підвищення хемічної стійкості різального інструменту. Використання сполук з широкою областю гомогенности, таких як карбіди титану, ванадію чи хрому, в якості добавки може мати превентивну дію в процесі високошвидкісного точіння. Карбон зі складу карбіду дифузійним шляхом потрапляє в зону різання, що приводить до його взаємодії з матеріалом заготовки та утворення захисного шару. Таким чином мінімізується інтенсивність процесу хемічної взаємодії зерен cBN різальної пластини з матеріалом, що обробляється, та киснем атмосфери [2].

Так, у випадку використання різального інструменту на основі cBN найліпшу зносостійкість і тривалість служби в умовах високошвидкісного точіння стопу Inconel 718 демонструють зразки з вмістом cBN від 45% до 60% та керамічними зв'язками $Ti(C, N)$ чи TiN . Матеріал зв'язувальної фази є основним параметром впливу на зносостійкість інструментарію. Так, підвищення вмісту cBN з 65% до 80% та використання чистих металів (Co, Ni, Ti, Al) як зв'язків призводить до пониження терміну служби інструменту в середньому з 9,6 хв. до 2 хв.

Для одержання новітніх матеріалів на основі cBN важливо встановити взаємозв'язок процесів спікання, співвідношення компонентів суміші, тип добавок, формування структури та густину композиту з механічними властивостями.

Співставлення теоретичних розрахунків та експериментальних результатів у системах $cBN-TiN$ та $cBN-TiC$ (молярне співвідношення 1:1 та 2:1), здійснене Бенко [3, 4], підтвердило утворення TiB_2 в композиті системи $cBN-TiN$ та формування TiB_2 і $TiC_{0,8}N_{0,2}$ в спеченому композиті системи $cBN-TiC$, як це було передбачено термодинамічними розрахунками; сполуки TiB_2 та $TiC_{0,8}N_{0,2}$ присутні одразу після термічного оброблення. Автори висувають думку, що зменшення кількості нітриду титану й особливо карбіду титану шляхом реакції з формуванням боридів і нітридів у процесі термічного оброблення ($P = 3 \cdot 10^{-3}$ Па, $T = 1000^\circ C$, $T = 1400^\circ C$, $\tau = 1$ год.) приводить до підвищення твердості композитів.

Результати теоретичних розрахунків (методом VCS) взаємодії компонентів систем $BN-Ti$, $BN-Zr$, $BN-Hf$, $BN-CrN$, $BN-Ta$, $BN-Nb$, $BN-Cr$, $BNMo$, $BN-Al$, $BN-TiH_2$, $BN-TiN$ (молярне співвідношення компонентів $BN:$ метал — 1:1 та 1:2, $P = 1,3 \cdot 10^{-3} - 10^8$

Па, $T = 27\text{--}2427^\circ\text{C}$) корелюють з експериментальними результатами. В усіх вищезазначених композиціях відбувається взаємодія компонентів: метали IV та V груп періодичної системи, Al і TiN_2 реагують з BN у широкому діапазоні температур і тисків, утворюючи або одну фазу (борид металу), або дві двокомпонентні фази: борид і нітрид відповідного металу. Метали з VI групи Періодичної таблиці утворюють лише одну нову фазу — металічний борид. Експериментальні дослідження підтвердили, що тиск і температура є основними чинниками впливу на кількість і тип нових фаз [5–11].

Експерименти по порівнянню трьох способів одержання консолідованого матеріалу у вакуумі $10^{-3}\text{--}10^{-4}$ кПа для трьох молярних співвідношень компонентів суміші cBN-TiC 2:1, 1:1 та 1:2 відповідно: $T = 1400^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ год.; $T = 1400^\circ\text{C}$, $\tau = 2$ год.; двоступеневе спікання — нагрів до $T = 1400^\circ\text{C}$, пониження температури до $T = 1250^\circ\text{C}$ і витримка впродовж 20 годин. Показано, що при двоступеневому процесі спікання відбувається ріст зерен, який, у свою чергу, приводить до підвищення таких параметрів як твердість і міцність на згин. Ці показники найвищі для композитів з співвідношенням компонентів 2:1 [4].

У процесі спікання порошків системи cBN-TiN-Al в умовах статичного навантаження (за $P = 5,8$ ГПа і температур $T = 1200^\circ\text{C}$ та $T = 1400^\circ\text{C}$) відбувається процес взаємодії алюмінію із зернами cBN та TiN з утворенням сполук AlN та TiB , які займають місце навколо зерен cBN та TiN . На думку Ронга [5], формування саме такої гомогенної структури, яке відбувається завдяки хемічній взаємодії між компонентами шихти, сприяє підвищенню твердості, тріщиностійкості та зносостійкості в порівнянні з композитами системи cBN-Al .

В умовах прикладання статичного навантаження ($P = 5$ ГПа, $T = 700\text{--}1500^\circ\text{C}$, $\tau = 80$ с) в системі cBN-Al-HfC (70–90% мас. cBN) при $T_{\text{сп}} = 700^\circ\text{C}$ в результаті взаємодії cBN з Al та HfC відбувається формування AlN , AlB_2 , HfB_2 та $\text{B}_2\text{C}_5\text{N}_2$. Мікроструктурні дослідження виявили зерна cBN , оточені зв'язувальною фазою, а присутність мікротріщин не виявлено [12].

При спіканні ($P = 10^7$ Па, $T = 1400^\circ\text{C}$, $T = 1627^\circ\text{C}$, $\tau = 2$ год.) в системах cBN-Cr та $\text{cBN-Cr}_3\text{C}_2$ (молярне співвідношення 1:1 та 2:1) відбувається утворення сполуки CrB , що збігається з теоретичними розрахунками за допомогою VSC-алгоритму. Нова фаза CrB займає місце по міжфазних межах зерен [13].

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

В якості вихідних компонентів використовувалися комерційно доступні мікропорошки кубічного нітриду бору cBN , карбідів ти-

тану TiC (ABCR), ванадію VC (Alfa Aesar) та хрому Cr₃C₂ (ABCR). У даній роботі було використано полідисперсну суміш мікропорошків cBN (Element Six). Подрібнення порошоків карбіду ванадію проведено в середовищі ізопропілового спирту з використанням планетарного млина Fritsch (Pulverisette 6 classic line), оснащеного твердосплавним барабаном; розмір частинок після подрібнення становив 1,8 мкм.

Гомогенізацію сумішей проведено в гравітаційному змішувачі в середовищі ізопропілового спирту. Перед термобаричним спіканням готові суміші, запресовані в графітовий нагрівач, піддавали термодесорбції у вакуумній печі СШВЛ.

Термобаричне спікання композитів проведено в апараті високого тиску АВТТ-30 із $P = 7,7$ ГПа в інтервалі температур 1600–2450°C. Режим зміни потужності в нагрівачі (W) відповідав наступній схемі: підвищення потужності згідно з градуванням АВТТ-30 за температурою $T_{\text{сп}}$ — протягом 5 сек., витримка даної потужності на встановленому рівні — впродовж 45 секунд з подальшим поступовим пониженням потужності впродовж 10 сек.

Рентгеноструктурні дослідження фазового складу та кристалічної структури зразків проведено на установці STOE STADI MP з використанням сцинтиляційного лічильника у випромінненні CuK_α ($\lambda_{\text{Cu}} = 1,54060 \text{ \AA}$). Знімання проведено в інтервалі кутів $2\theta = 20^\circ$ – 100° із використанням сцинтиляційних лічильників у фокусувальній геометрії за Бреггом–Брентано. Дослідження розподілу хемічних елементів проведено методом енергодисперсійної рентгєнівської спектроскопії на сканувальному електронному мікроскопі Tescan Mira 3, оснащеному стандартним SE-детектором вторинних електронів Еверхарта–Торнлі, детектором зворотно розсіяних електронів (BS) та енергодисперсійним аналізатором рентгєнівських спектрів X-MaxN 80 (Oxford Instruments). Мікροструктурні дослідження проведено з використанням сканувального електронного мікроскопа Zeiss LEO 1560 (NanoLund, Швеція).

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Методом рентгєнофазової аналізи виявлено, що вихідні суміші для спікання композитів в системі cBN–TiC–Al складаються з cBN ($F43m$), TiC ($Fm3m$) та Al ($P6/mmm$) з параметрами ґратниць $a = b = c = 3,6183 \text{ \AA}$, $a = b = c = 4,3316 \text{ \AA}$ та $a = b = c = 4,0523 \text{ \AA}$ відповідно (рис. 1, $T_{\text{сп}} = 20^\circ\text{C}$). Виявлено, що термобаричне спікання при $T_{\text{сп}} = 1600^\circ\text{C}$ не має впливу на фазовий склад композиту, який має такий самий фазовий склад, як і суміш вихідної композиції для спікання. При температурі спікання $T_{\text{сп}} \geq 1850^\circ\text{C}$ на рентгєнограмі з'являються два типи рефлексів. Рефлекси (002) та (011) свідчать про взаємодію компонентів суміші з утво-

ренням сполуки нітриду алюмінію AlN (*P63mc*) з $a = b = 3,1072 \text{ \AA}$, $c = 4,9670 \text{ \AA}$, а рефлекси (001), (010), (011) свідчать про взаємодію компонентів суміші з утворенням сполуки TiB_2 (*P6/mmm*) з параметрами ґратниці $a = b = 3,0241 \text{ \AA}$, $c = 3,2373 \text{ \AA}$.

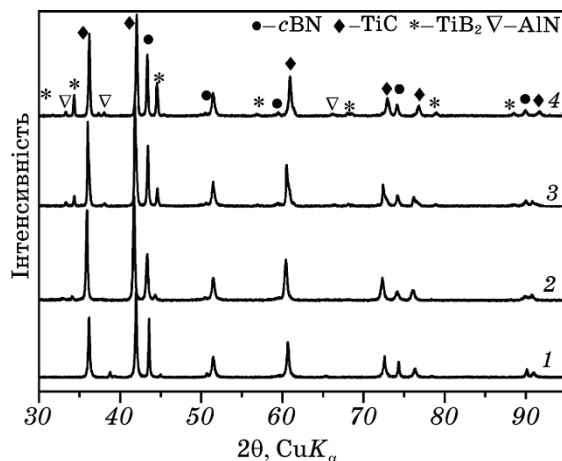


Рис. 1. Дифрактограми композитів системи $c\text{BN-TiC-Al}$ після спікання при $P = 7,7 \text{ ГПа}$, $\tau = 45 \text{ с}$ та $T_{\text{сн}} = 20^\circ\text{C}$ (1), 1850°C (2), 2150°C (3), 2450°C (4).

Fig. 1. XRD patterns of the samples of $c\text{BN-VC-Al}$ system after sintering at $P = 7.7 \text{ GPa}$, $\tau = 45 \text{ s}$ and $T_{\text{сн}} = 20^\circ\text{C}$ (1), 1850°C (2), 2150°C (3), 2450°C (4).

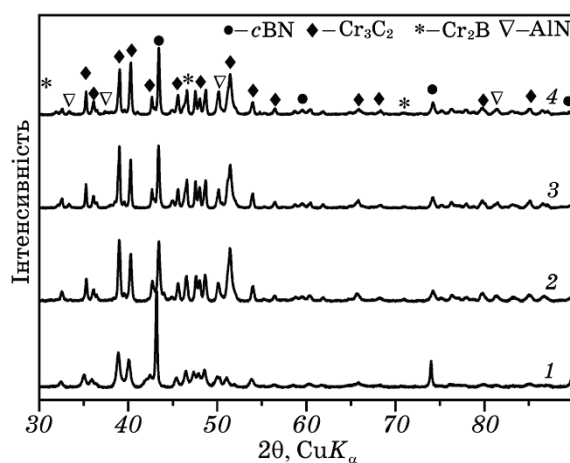


Рис. 2. Дифрактограми композитів системи $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ після спікання при $P = 7,7 \text{ ГПа}$, $\tau = 45 \text{ с}$ та $T_{\text{сн}} = 20^\circ\text{C}$ (1), 1850°C (2), 2150°C (3), 2450°C (4).

Fig. 2. XRD patterns of the samples of $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ system after sintering at $P = 7.7 \text{ GPa}$, $\tau = 45 \text{ s}$ and $T_{\text{сн}} = 20^\circ\text{C}$ (1), 1850°C (2), 2150°C (3), 2450°C (4).

Аналіза розподілу хемічних елементів композиту, одержаного в умовах термобаричного спікання при $T_{\text{сп}} = 2300^{\circ}\text{C}$, корелює з результатами рентгенофазової аналізи (рис. 1 і 4, а). При температурі спікання $T_{\text{сп}} \geq 1850^{\circ}\text{C}$ в композитах межі зон розподілу, які відповідають чистим компонентам, стають більш розмитими, починається взаємодія компонентів суміші з утворенням нових сполук — нітриду алюмінію та дибориду титану, які займають місця по межах зерен. Досліджена методом EDS зона містить в собі достатньо велику кількість нітриду бору.

Рентгенофазова аналіза зразків системи $c\text{BN}-\text{Cr}_3\text{C}_2-\text{Al}$ після термобаричних експериментів за температур спікання у 1600°C , 1850°C та 2000°C не виявила змін композиційного складу зразків в процесі спікання — фазовий склад після спікання залишався тим самим, що й у вихідній суміші. При підвищених температурах спікання (вище $T_{\text{сп}} = 2150^{\circ}\text{C}$) відбувається взаємодія алюмінію з $c\text{BN}$ з утворенням сполуки AlN просторової групи $P63m$ з параметрами кристалічної ґратниці $a = b = 3,1100 \text{ \AA}$, $c = 4,9750 \text{ \AA}$. Окрім нітриду алюмінію, в фазовому складі виявлено диборид хрому — CrB_2 просторової групи $P6/mmm$ з параметрами ґратниці $a = b = 2,9720 \text{ \AA}$, $c = 3,0680 \text{ \AA}$. Сліди вуглецю у формі графіту виявлено лише в зразку, спеченому при $T_{\text{сп}} = 2450^{\circ}\text{C}$ (рис. 2).

При дослідженні розподілу елементів в зразку, спеченому при $T_{\text{сп}} = 2300^{\circ}\text{C}$, увагу було приділено області з більшою кількістю $c\text{BN}$, оскільки взаємодія з утворенням нових сполук відбувається

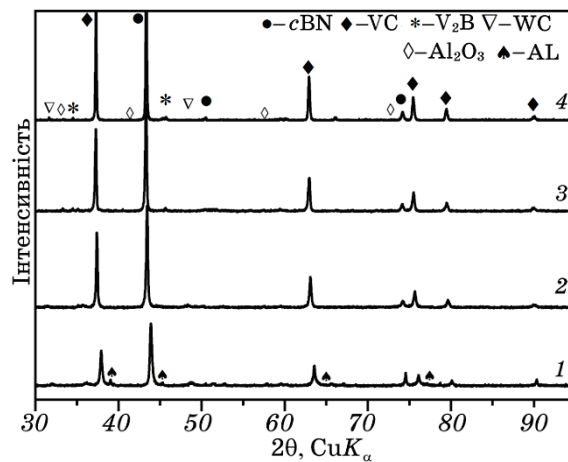


Рис. 3. Дифрактограми композитів системи $c\text{BN}-\text{VC}-\text{Al}$ після спікання при $P = 7,7 \text{ ГПа}$, $\tau = 45 \text{ с}$ та $T_{\text{сп}} = 20^{\circ}\text{C}$ (1), 1850°C (2), 2150°C (3), 2450°C (4).

Fig. 3. XRD patterns of the samples of $c\text{BN}-\text{VC}-\text{Al}$ system after sintering at $P = 7.7 \text{ GPa}$, $\tau = 45 \text{ s}$ and $T_{\text{сп}} = 20^{\circ}\text{C}$ (1), 1850°C (2), 2150°C (3), 2450°C (4).

за рахунок збіднення cBN . Виявлено, що алюміній розосередився між областями, які відповідають елементам Бору та Нітрогену (рис. 4, б); при цьому розподіл Хрому перекривається не лише з розподілом Карбону, а й частково з розподілом Бору.

Аналіза фазового складу композитів системи $cBN-VC-Al$ після термобаричного спікання при $T_{сп} = 1600^\circ C$ і $T_{сп} = 1850^\circ C$, $P = 7,7$ ГПа не виявила взаємодії компонентів і присутності алюмінію в композитах, хоча більш чутлива метода енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії підтверджує наявність чистого алюмінію в спеченому композиті (рис. 3 і 4, в). При $T_{сп} = 2000^\circ C$ на рентгенограмі з'являються нові рефлекси, які вказують на реакцію взаємодії алюмінію з залишковим Оксигеном та утворення Al_2O_3

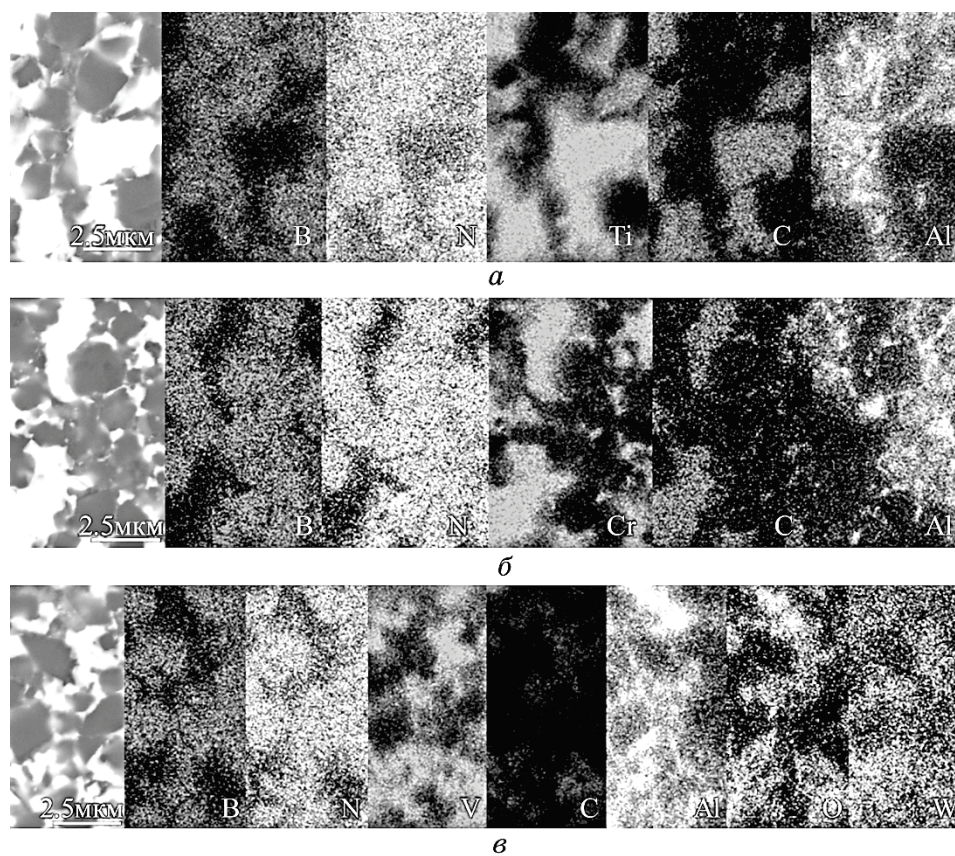


Рис. 4. Розподіл елементів у зразках систем $cBN-TiC-Al$ (а), $cBN-Cr_3C_2-Al$ (б), $cBN-VC-Al$ (в); $T_{сп} = 2300^\circ C$, $P = 7,7$ ГПа.

Fig. 4. Distribution of elements in samples of $cBN-TiC-Al$ (a), $cBN-Cr_3C_2-Al$ (b), $cBN-VC-Al$ (e) systems; $T_{сп} = 2300^\circ C$, $P = 7.7$ GPa.

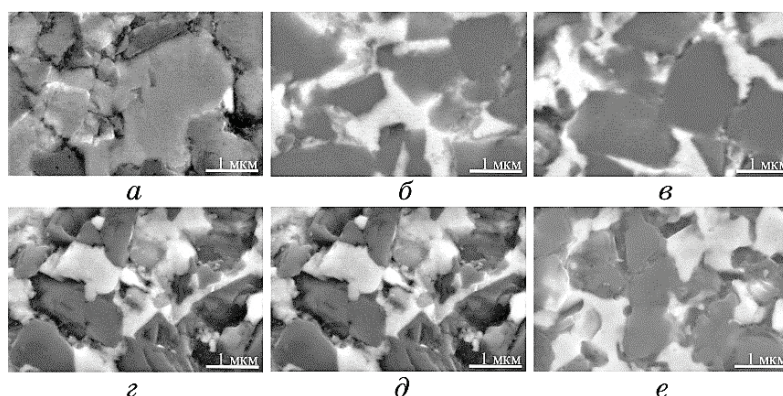


Рис. 5. Мікроструктури зразків, спечених при $P = 7,7$ ГПа, $\tau = 45$ с та: $T_{\text{сп}} = 1850^{\circ}\text{C}$ — система $c\text{BN-TiC-Al}$ (а), $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ (б), $c\text{BN-VC-Al}$ (в); $T_{\text{сп}} = 2300^{\circ}\text{C}$ — система $c\text{BN-TiC-Al}$ (г), $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ (д), $c\text{BN-VC-Al}$ (е).

Fig. 5. Microstructure of the samples sintered at $P = 7.7$ GPa, $\tau = 45$ s and: $T_{\text{сп}} = 1850^{\circ}\text{C}$ —system $c\text{BN-TiC-Al}$ (a), $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ (б), $c\text{BN-VC-Al}$ (в); $T_{\text{сп}} = 2300^{\circ}\text{C}$ —system $c\text{BN-TiC-Al}$ (г), $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ (д), $c\text{BN-VC-Al}$ (е).

просторової групи $R\text{-}3c$ з параметрами ґратниці $a = b = 4,7553 \text{ \AA}$, $c = 13,0083 \text{ \AA}$. За цієї ж температури спікання відбувається реакційна взаємодія компонентів суміші ($c\text{BN}$ і VC), в результаті якої формується диборид ванадію VB_2 просторової групи $R6/mmm$ з параметрами кристалічної ґратниці $a = b = 2,9986 \text{ \AA}$, $c = 3,0739 \text{ \AA}$. Фазовий склад в експериментах при вищих температурах спікання $T_{\text{сп}} \geq 2150^{\circ}\text{C}$ залишається незмінним, за винятком відсутності рефлексів від оксиду алюмінію.

При дослідженні розподілу елементів в зразку за $T_{\text{сп}} = 2300^{\circ}\text{C}$ виявлено присутність Вольфраму, розподіл якого теж частково перекривається з розподілом Карбону; оскільки вищеописані рентгенофазові дослідження вказують на присутність сполуки карбиду вольфраму в даному зразку, то можна стверджувати, що білі області (рис. 4, е) відповідають фазі WC .

Аналіза мікроструктур спечених композитів систем $c\text{BN-TiC-Al}$, $c\text{BN-Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$, $c\text{BN-VC-Al}$ виявила, що розподіл компонентів є однорідним. Розміри частинок надтвердого $c\text{BN}$ не перевищують $2,5 \text{ мкм}$. Агломерація частинок зв'язувальної фази не спостерігається. Світло-сірі ділянки на рис. 5 — це області, які відповідають зв'язувальній фазі (TiC-Al , $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$, VC-Al); їх розміри не перевищують 2 мкм . В композитах, спечених за температури $T_{\text{сп}} = 1850^{\circ}\text{C}$, відсутня взаємодія компонентів суміші, на що вказують чітко означені межі зерен $c\text{BN}$ (рис. 5, а-в). У зразках,

спечених за підвищеної температури ($T_{\text{сп}} = 2300^{\circ}\text{C}$), спостерігається зміна морфології зерен $c\text{BN}$ внаслідок взаємодії компонентів та утворення боридних сполук титану, хрому, ванадію (рис. 5, $z-e$).

4. ВИСНОВКИ

В процесі термобаричного спікання композитів в системах $c\text{BN}-\text{TiC}-\text{Al}$ та $c\text{BN}-\text{Cr}_3\text{C}_2-\text{Al}$ виявлено формування диборидів титану та хрому за температур спікання $T_{\text{сп}} \geq 1850^{\circ}\text{C}$ та $T_{\text{сп}} \geq 2150^{\circ}\text{C}$ відповідно; одночасно з цим виявлено формування нітриду алюмінію. У системі $c\text{BN}-\text{VC}-\text{Al}$ (60 об. % $c\text{BN}$) також відбувається формування дибориду ванадію при $T_{\text{сп}} \geq 2000^{\circ}\text{C}$. Застосована послідовність приготування сумішей (подрібнення, змішування, пресування, відпал) забезпечує формування однорідної структури в усіх досліджуваних системах. Зв'язувальна фаза рівномірно оточує зерна; підвищення температури спікання до $T_{\text{сп}} \geq 2000^{\circ}\text{C}$ сприяє хемічній взаємодії, впливаючи на морфологію зерна $c\text{BN}$. Однорідність структури та формування боридів ванадію, хрому та титану по межах зерен $c\text{BN}$ у процесі реакційного спікання може підвищити зносостійкість розробленого матеріалу для різального інструменту в умовах високошвидкісного точіння загартованих інструментальних сталей.

Дослідження виконано в рамках European Union's Horizon 2020 Research and Innovation Programme проєкт Flintstone2020 (грант № 689279) та Visby Scholarship від Swedish Institute (грант № 02757/2016).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. *Indexable Inserts for Cutting Tools—Designation*, ISO 1832: 2017.
2. J. P. Costes, Y. Guillet, G. Poulachon, and M. Dessoly, *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, **47**, Iss. 7–8: 1081 (2007).
3. E. Benko, T. L. Barr, S. Hardcastle, E. Hoppe, A. Bernasik, and J. Morgiel, *Ceram. Int.*, **27**, Iss. 6: 637 (2001).
4. E. Benko, J. S. Stanislaw, B. Królicka, A. Wyczasany, and T. L. Barr, *Diam. Relat. Mater.*, **8**, Iss. 10: 1838 (1999).
5. Sh.-Yu. Chiou, Sh.-F. Ou, Yu.-G. Jang, and K.-L. Ou, *Ceram. Int.*, **39**, Iss. 6: 7205 (2013).
6. X. Z. Rong, T. Tsurumi, O. Fukunaga, and T. Yano, *Diamond Relat. Mater.*, **11**, Iss. 2: 280 (2002).
7. E. Benko, A. Wyczasany, and T. L. Barr, *Ceram. Int.*, **26**, Iss. 6: 639 (2000).
8. М. П. Беженар, *Сверхтвёрдые материалы*, № 2: 4 (1999).
9. *Сверхтвёрдые материалы. Получение и применение* (Ред. А. А. Шульженко) (Киев: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАНУ: 2003), т. 1.

10. Я. М. Романенко, М. П. Беженар, *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения* (Киев: 2014), вып. 17, с. 276.
11. М. П. Беженар, С. М. Коновал, Я. М. Романенко, В. М. Ткач, Н. М. Билявина, *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения* (Киев: 2015), вып. 18, с. 328.
12. L. Zhang, F. Lin, Zh. Lv, Ch. Xu, X. He, W. Wang, L. Li, Ch. Zhang, Ch. Chen, and L. Xia, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, **50**: 221 (2015).
13. E. Benko, A. Wyczesany, A. Bernasik, T. L. Barr, and E. Hoppe, *Ceram. Int.*, **26**, Iss. 5: 545 (2000).

REFERENCES

1. *Indexable Inserts for Cutting Tools—Designation*, ISO 1832: 2017.
2. J. P. Costes, Y. Guillet, G. Poulachon, and M. Dessoly, *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, **47**, Iss. 7–8: 1081 (2007).
3. E. Benko, T. L. Barr, S. Hardcastle, E. Hoppe, A. Bernasik, and J. Morgiel, *Ceram. Int.*, **27**, Iss. 6: 637 (2001).
4. E. Benko, J. S. Stanislaw, B. Królicka, A. Wyczesany, and T. L. Barr, *Diam. Relat. Mater.*, **8**, Iss. 10: 1838 (1999).
5. Sh.-Yu. Chiou, Sh.-F. Ou, Yu-G. Jang, and K.-L. Ou, *Ceram. Int.*, **39**, Iss. 6: 7205 (2013).
6. X. Z. Rong, T. Tsurumi, O. Fukunaga, and T. Yano, *Diamond Relat. Mater.*, **11**, Iss. 2: 280 (2002).
7. E. Benko, A. Wyczesany, and T. L. Barr, *Ceram. Int.*, **26**, Iss. 6: 639 (2000).
8. М. П. Беженар, *Sverkhtvyordye Materialy*, No. 2: 4 (1999) (in Russian).
9. *Sverkhtvyordye Materialy. Poluchenie i Primenenie* (Ed. A. A. Shulzhenko) (Kiev: ISM im. V. N. Bakulya NANU: 2003), vol. 1 (in Russian).
10. Ya. M. Romanenko and M. P. Bezhenar, *Porodorazrushayushchiy i Metalloobrabatyvayushchiy Instrument—Tekhnika i Tekhnologiya Ego Izgotovleniya i Primeneniya* (Kiev: 2014), Iss. 17, p. 276 (in Russian).
11. М. П. Беженар, С. М. Коновал, Ya. M. Romanenko, V. M. Tkach, N. M. Bilyavina, *Porodorazrushayushchiy i Metalloobrabatyvayushchiy Instrument—Tekhnika i Tekhnologiya Ego Izgotovleniya i Primeneniya* (Kiev: 2015), Iss. 18, p. 328 (in Russian).
12. L. Zhang, F. Lin, Zh. Lv, Ch. Xu, X. He, W. Wang, L. Li, Ch. Zhang, Ch. Chen, and L. Xia, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, **50**: 221 (2015).
13. E. Benko, A. Wyczesany, A. Bernasik, T. L. Barr, and E. Hoppe, *Ceram. Int.*, **26**, Iss. 5: 545 (2000).