

PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY

PACS numbers: 07.35.+k, 07.85.Nc, 62.20.-x, 68.37.Hk, 81.20.Ev, 88.10.gk

Вплив температури спікання на фазовий склад та механічні властивості композитів на основі cBN з добавками сполук ванадію

К. В. Сліпченко, І. А. Петруша, В. З. Туркевич,
Д. А. Стратійчук, В. М. Сліпченко^{**}, Н. М. Білявіна^{***},
Д. В. Туркевич, В. М. Бушля^{*}, Я.-Е. Штоль^{*}

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України,
вул. Автозаводська, 2,
04074 Київ, Україна*

^{}Лундський університет,
вул. Оле Ромерс, 1,
22100 Лунд, Швеція*

*^{**}Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

*^{***}Київський національний університет імені Тараса Шевченка,
вул. Володимирська, 60,
01033 Київ, Україна*

Методами фізичного матеріалознавства досліджено вплив температури спікання на механічні властивості керамоматричних композитів на основі кубічного нітриду бору зі зв'язками у вигляді сполук ванадію. Об'єктом

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

*V. M. Bakul Institute for Superhard Materials, N.A.S. of Ukraine,
2 Avtozavodska Str., UA-04074 Kyiv, Ukraine*

^{}Lund University,
1 Ole Römers Str., SE-22100 Lund, Sweden*

*^{**}G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

*^{***}Taras Shevchenko National University of Kyiv,
60 Volodymyrska Str., UA-01033 Kyiv, Ukraine*

Citation: K. V. Slipchenko, I. A. Petrusha, V. Z. Turkevich, D. A. Stratiichuk, V. M. Slipchenko, N. M. Bilyavina, D. V. Turkevich, V. M. Bushlya, and J.-E. Stahl, The Influence of Sintering Temperature on Phase Composition and Mechanical Properties of cBN-Based Composites with Addition of Vanadium Compounds, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 41, No. 12: 1599–1610 (2019) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.41.12.1599](https://doi.org/10.15407/mfint.41.12.1599).

дослідження обрано дві композиції $c\text{BN-VC-Al}$ та $c\text{BN-VN-Al}$ з вмістом $c\text{BN}$ 60% об. Композити одержано методом термобаричного спікання в апараті високого тиску типу Тороїд-30 в температурному інтервалі 1600–2450°C під тиском 7,7 ГПа. Спікання в температурному інтервалі 1600–1850°C індукуює початок взаємодії компонентів суміші та стрибкоподібну зміну пружних властивостей композитів в обох системах. Максимальні значення твердості досягаються при температурі спікання 2150°C — 40 ГПа в системі з карбідною зв'язкою та 30 ГПа в системі з нітридом ванадію. Найвищий рівень зносостійкості в умовах точіння сталей демонструють зразки обох груп, спечені в температурному інтервалі 2000–2150°C.

Ключові слова: нітрид бору, карбіди, ванадій, твердість, композит, спікання.

The influence of the sintering temperature on the mechanical properties of $c\text{BN}$ -based ceramic composites with binders in form of vanadium compounds is investigated by methods of physical material science. Two compositions are selected for the study $c\text{BN-VC-Al}$ and $c\text{BN-VN-Al}$ with 60% vol. of $c\text{BN}$. Samples are obtained by high pressure high temperature sintering (HPHT) in toroid type apparatus with central hole 30. Sintering is conducted in temperature range of 1600–2450°C under pressure of 7.7 GPa. Sintering in the temperature range of 1600–1850°C induces the beginning of the interaction between components of the mixture and significant change in the elastic properties of the samples in both systems. As found, the maximum values of microhardness are achieved at 2150°C—40 GPa for a system with a carbide binder and 30 GPa in a system with vanadium nitride. The highest level of tool wear resistance during high-speed machining of steels is shown the samples of both groups sintered in the temperature range of 2000–2150°C.

Key words: boron nitride, carbides, vanadium, hardness, composites, sintering.

Методами фізического матеріалознавства досліджено вплив температури спекання на механічні властивості керамоматричних композитів на основі кубічного нітрида бора со зв'язками в формі сполучень ванадію. Об'єктом дослідження обрані дві композиції $c\text{BN-VC-Al}$ і $c\text{BN-VN-Al}$ з вмістом $c\text{BN}$ 60% об. Композити отримано методом термобаричного спекання в апараті високого тиску типу Тороїд-30 в температурному інтервалі 1600–2450°C при прикладенні тиску 7,7 ГПа. Спекання в температурному інтервалі 1600–1850°C індукуює початок взаємодій компонентів суміші і стрибкоподібне змінення пружних властивостей композитів в обох системах. Максимальні значення твердості досягаються при температурі спекання 2150°C — 40 ГПа в системі з карбідною зв'язкою і 30 ГПа в системі з нітридом ванадію. Найвищий рівень зносостійкості в умовах високоскоростного точіння сталей демонструють зразки обох груп, виготовлені в температурному інтервалі 2000–2150°C.

Ключевые слова: нітрид бора, карбіди, ванадій, твёрдость, композит, спекание.

(21 лютого 2018 р.; остаточн. варіант — 22 листопада 2019 р.)

1. ВСТУП

Кубічний нітрид бору (cBN) є одним з найтвердіших матеріалів. Окрім надзвичайно високої твердості cBN має стійкість до високотемпературного зносу в критичних умовах, що виникають в зоні різання [1].

В оброблювальній промисловості матеріали на основі нітриду бору більш відомі, як полікристалічний кубічний нітрид бору ($PcBN$). $PcBN$ — це поєднання надтвердих зерен cBN зі зв'язувальним матеріалом; як такий матеріал використовують чисті метали або кераміки TiC , TiN , $TiCN$ [2–7]. Одержують $PcBN$ матеріали в умовах високого тиску 4–5 ГПа при підвищених температурах. Прикладення високих тисків зумовлено оберненим переходом надтвердого кубічного нітриду бору в його гексагональну модифікацію. Присутність гексагонального нітриду бору (hBN) негативно впливає на механічні властивості, особливо на твердість кінцевих композитів [8].

$PcBN$ матеріали розділяють на дві групи в залежності від вмісту cBN . Так матеріали з вмістом cBN 45–65% об. та керамічною зв'язкою класифікуються, як група BL. Вміст cBN 70–90% об. та зв'язки у вигляді чистих металів — група BH [9].

Міцність матеріалів групи BH суттєво вища, ніж у матеріалів групи BL. Матеріали групи BL є більш стійкими до дифузійного зносу, що має місце в умовах точіння [10]. Термін придатності матеріалу з вмістом cBN 65% об. та керамічною зв'язкою TiN складає 15 хв під час точіння Inconel 718 на противагу групі BH — 4–8 хв [11].

Дослідження взаємодій, які мають місце в процесі термобаричного спікання композитів на основі cBN зі сполуками титану підтверджують формування боридів та карбонітридів титану [12]. Додавання невеликої кількості алюмінію, призводить в процесі спікання до його активної взаємодії з компонентами суміші та залишковим киснем. У результаті таких взаємодій по границям зерен cBN -зв'язка формуються сполуки алюмінію (AlN та Al_2O_3), які додатково зміцнюють каркас композиту [7, 13–14,]. Взаємодія компонентів характерна не лише в умовах термобаричного спікання, так під час експериментів у системі cBN -HfC-Al в умовах статичного навантаження ($P = 5$ ГПа, $T = 700^\circ C$) спостерігається утворення нових фаз — AlN , AlB_2 , HfB_2 та $B_2C_5N_2$ [15].

Карбід та нітрид ванадію мають досить близькі до TiC значення модуля Юнга, коефіцієнта термічного розширення, та високу температуру плавлення $\approx 2600^\circ C$ [16], що робить ці сполуки перспективними для використання як зв'язок при виготовленні композитів на основі нітриду бору.

Дослідження впливу температури спікання на фазовий склад та механічні властивості композитів cBN -VC-Al та cBN -VN-Al, одержаних в апараті високого тиску типу тороїд, є важливим при розроб-

ленні нового ріжучого інструменту на основі cBN.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Полідисперсні мікропорошки кубічного нітриду бору cBN (виробництва Element Six, розмір часток 0,5–5 мкм) було використано як вихідні матеріали, порошок карбіду ванадію VC (виробництва Alfa Aesar) та нітриду ванадію VN (виробництва OxyMet) і алюміній (виробництва ABCR, частки розміром 10 мкм).

Склад вихідних сумішей наведено в табл. 1. Вихідні порошки карбіду та нітриду ванадію було подрібнено з використанням планетарного млина Fritsch (Pulverisette 6 classic line), обладнаного твердо-сплавним барабаном та кулями. Подрібнення проведено в середовищі етанолу в продовж 4 годин. Середній розмір часток порошку сполук ванадію після розмелювання становив менше 5 мкм. Гомогенізацію сумішей здійснено в гравітаційному змішувачі, обладнаному поліпропіленовим стаканом та кулями з ZrO_2 . Змішування проведено в середовищі ізопропилового спирту в продовж 3 годин, швидкість обертання барабана 120 об/хв. Після просушки готову шихту для спікання поміщали в графітовий нагрівач та піддавали термічній обробці у вакуумі з метою усунення надлишкового кисню.

Термооброблені заготовки розміщувались в комірках високого тиску та зазнавали термобаричної обробки в апараті високого тиску типу тороїд АВТТ-30 [17] під тиском 7,7 ГПа. Температура спікання була обрана в межах 1600–2450°C з кроком 150°C. Режим зміни потужності в нагрівачі (W) відповідав наступній схемі: підвищення потужності згідно з градуванням АВТТ-30 за температурою $T_{сп.}(W)$ протягом 5 с, витримка потужності на встановленому рівні впродовж 45 секунд з подальшим поступовим зниженням потужності впродовж 10 с.

Рентгеноструктурні дослідження було проведено за допомогою дифрактометра STOE STADI MP (CuK_{α} -випромінюванні з довжиною хвилі 0,154 нм). Для дослідження мікроструктури зразки було відшліфовано з використанням алмазної суспензії в апараті Struers Tegramin. Дослідження мікроструктури проводили в лабораторії NanoLund на сканувальному електронному мікроскопі ZEISS

ТАБЛИЦЯ 1. Композиційний склад вихідних сумішей для спікання.

TABLE 1. Composition of the initial mixtures for sintering.

Група	Вихідні компоненти	Об'ємне співвідношення компонентів, %
1	cBN-VC-Al	60-35-5
2	cBN-VN-Al	60-35-5

LEO 1560, обладнаному SE2 та Inlens детекторами. Елементний аналіз композитів проведено методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії на сканувальному електронному мікроскопі Tescan Mira3 High Resolution Schottky FE з Oxford EDS системою.

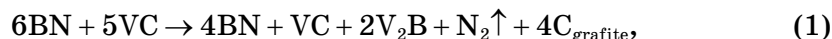
Густина зразків визначено методом гідростатичного зважування. Для розрахунку пружних модулів виміряно розповсюдження по-вздожньої та перпендикулярної швидкості звуку в зразках на приладі Olympus 38DL Plus. Випробування твердості за Вікерсом та тріщиностійкості проведено на приладі THV-30MDX — навантаження на індентор не перевищувало 5 кг для вимірювання тріщиностійкості та 1 кг для вимірювання твердості, витримка при заданому навантаженні — 15 с. Для вимірів відбитків індентора та тріщин використано оптичний мікроскоп Alicona InfiniteFocus. Ріжуча здатність композитів тестувалась на токарному верстаті Torshdlla CNC із застосуванням масляного охолоджувача. Для тестування обрано нержавійну сталь AISI 316L та загартовану сталь Vanadis 4E як типові представники аустенітного та мартенситного матеріалів. Умови різання відповідали умовам фінішної обробки, швидкість подачі $f = 0,15$ мм/об. та глибина різання $a_p = 0,3$ мм залишались постійними. Тестування AISI 316L проводили при двох швидкостях різання 300 м/хв та 500 м/хв. Для сталі Vanadis 4E обрано швидкості різання 150 м/хв та 200 м/хв. Знос ріжучої кромки по задній поверхні (VB) зразків вимірювали з використанням Olympus SZX7 стереомікроскопа.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Методом рентгенофазового аналізу виявлено, що вихідні суміші для спікання зразків першої групи складаються з cBN (просторова група $F\bar{4}3m$) з параметрами кристалічної ґратниці $a = b = c = 3,6181$ Å, VC (просторова група $Fm\bar{3}m$) з параметрами кристалічної ґратниці $a = b = c = 4,1635$ Å, Al (просторова група $Fm\bar{3}m$) з параметрами кристалічної ґратниці $a = b = c = 4,0572$ Å та карбіду вольфраму — WC (просторова група $P6m2$) з періодами ґратниці $a = b = 2,9070$ Å, $c = 2,8360$ Å (рис. 1, а), зразки другої групи (рис. 1, б) — cBN та VN ($Pm\bar{3}m$) з міжплощинними відстанями $a = b = c = 3,6181$ Å та $a = b = c = 4,1194$ Å, відповідно. Рефлекси алюмінію на дифрактограмах зразків другої групи відсутні.

Аналіз дифрактограм зразків першої групи (рис. 1, а) виявив, що спікання вихідних сумішей в температурному інтервалі 1600–1850°C не призводить до фазових змін у спечених композитах. У той час, як при температурах спікання вище 2000°C має місце взаємодія компонентів суміші, формується диборид ванадію (просторова група $P6/mmm$) з параметрами кристалічної ґратниці $a = b = 2,9986$ Å, $c = 3,0739$ Å за хімічною реакцією (1) та утворення окси-

ду алюмінію (просторова група $R3c$, $a = b = 4,7668 \text{ \AA}$, $c = 13,019 \text{ \AA}$) за хімічною реакцією (2):



На дифрактограмах зразків другої групи спечених в температурному інтервалі $1850\text{--}2450^\circ\text{C}$ (рис. 1, б) присутні лише рефлекси, які відповідають вихідним фазам $c\text{BN}$ та VN . Відсутність піків продуктів реакції свідчить про хімічну стабільність даної зв'язки в умовах термобаричної дії. При температурах спікання вище 2000°C з'являються рефлекси Al_2O_3 (просторова група $R3c$, $a = b = 4,7668 \text{ \AA}$, $c = 13,019 \text{ \AA}$), який утворюється в результаті хімічної взаємодії між алюмінієм, що був введений у вихідну суміш для спікання та залишковим киснем з мікропор композиту за хімічною реакцією (2).

Дослідження зразків систем $c\text{BN}\text{--}\text{VC}\text{--}\text{Al}$ $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ (а) та $c\text{BN}\text{--}\text{VN}\text{--}\text{Al}$ $T_{\text{сп.}} = 2150^\circ\text{C}$ більш чутливим методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії вказують на наявність в обох досліджуваних композиціях невеликої кількості вольфраму (рис. 2, а, б), присутність якого пов'язана з використанням твердосплавного барабану та куль для подрібнення вихідних порошків. Також, в обох композитах виявлено алюміній та кисень, який згідно з результатами фазового аналізу формує Al_2O_3 , який рівномірно розподілений в міжзерновому просторі « $c\text{BN}$ — зв'язка».

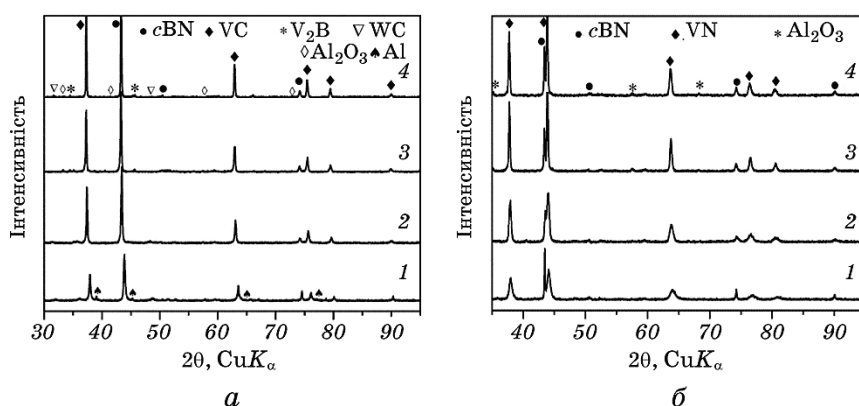


Рис. 1. Дифрактограми композитів систем $c\text{BN}\text{--}\text{VC}\text{--}\text{Al}$ (а) та $c\text{BN}\text{--}\text{VN}\text{--}\text{Al}$ (б) після спікання при $P = 7,7 \text{ ГПа}$, $\tau = 45 \text{ с}$ та $T_{\text{сп.}} = 20^\circ\text{C}$ (1), $T_{\text{сп.}} = 1850^\circ\text{C}$ (2), $T_{\text{сп.}}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

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

Густина композитів в умовах прикладеного тиску 7,7 ГПа без температурного впливу складає для першої групи 3,34 г/см³ та для другої групи 3,62 г/см³.

У процесі термобаричного спікання в інтервалі температур 20–1600°C відбувається суттєве (на $\approx 22\text{--}25\%$) ущільнення композитів в обох групах (рис. 3, *a*). Подальше підняття температури спікання незначно впливає на густину композитів, що пов'язано з граничним значенням густини, обумовленим густиною вихідних компонентів суміші.

Модуль Юнга та модуль зсуву в обох системах корелюють між собою. Їх інтенсивне зростання виявлено в температурному інтервалі спікання 1600–1850°C (рис. 3, *b* і *в*). Спікання при температурах вище 1850°C істотно не змінює пружні властивості композитів.

Аналіз мікроструктур спечених композитів (рис. 4) підтверджує, що зерна cBN рівномірно оточені зв'язуючою фазою VC чи VN в залежності від групи зразків. При температурі спікання $T_{\text{сп.}} = 1600^\circ\text{C}$ прослідковуються чіткі межі зерен cBN та не виявлено слідів взаємодії компонентів, що корелює з рентгенофазовим аналізом (рис. 4, *a* і *з*). При підвищених температурах спікання $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ — в системі cBN–VC–Al зерна cBN набувають округлої форми, межі зерен стають більш розмитими, відбувається взаємодія cBN з карбідом ванадію, та утворення V₂V (рис. 4, *в*). Підвищення температури спікан-

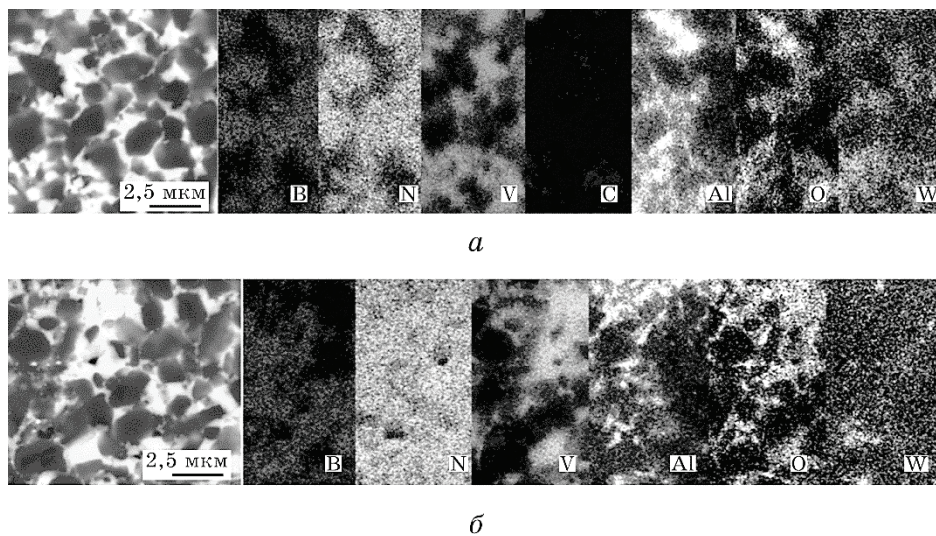


Рис. 2. Розподіл елементів в зразках систем cBN–VC–Al $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ (*a*) та cBN–VN–Al $T_{\text{сп.}} = 2150^\circ\text{C}$ (*б*).

Fig. 2. Distribution of elements in samples from cBN–VC–Al $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ (*a*) and cBN–VN–Al $T_{\text{сп.}} = 2150^\circ\text{C}$ (*б*) systems.

ня в системі $c\text{BN-VN-Al}$ не індукує взаємодію нітриду бору з нітридом ванадію, загальний вид мікроструктур залишається незмінним, межі зерен $c\text{BN}$ залишаються чітко вираженими (рис. 4, ∂ , e).

Експериментальним шляхом було встановлено, що значення мікротвердості композитів системи $c\text{BN-VC-Al}$ зростають з підвищенням температури спікання та досягають максимального значення 40 ГПа при $T_{\text{сп.}} = 2150^\circ\text{C}$ (рис. 5, a).

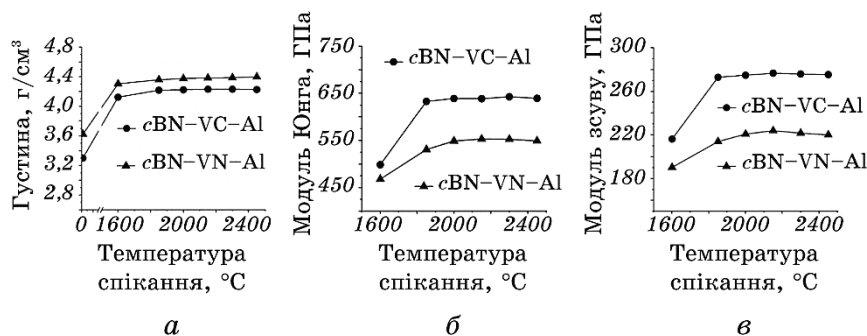


Рис. 3. Залежність густини зразків (*a*), модуля Юнга (*б*) та модуля зсуву (*в*) від температури спікання.

Fig. 3. Dependence of density of composites (*a*), Young's (*б*) and shear modulus (*в*) on the sintering temperature

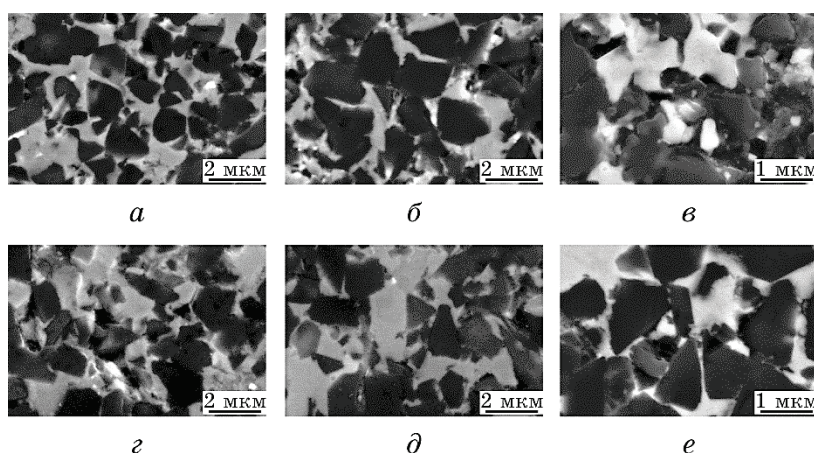


Рис. 4. Мікроструктури зразків, спечених при $T_{\text{сп.}} = 1600^\circ\text{C}$ (*a*), $T_{\text{сп.}} = 1850^\circ\text{C}$ (*б*), $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ (*в*) — система $c\text{BN-VC-Al}$ та $T_{\text{сп.}} = 1600^\circ\text{C}$ (*г*), $T_{\text{сп.}} = 1850^\circ\text{C}$ (*д*), $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ (*е*) — система $c\text{BN-VN-Al}$, $P = 7,7$ ГПа впродовж 45 с.

Fig. 4. Microstructure of the samples sintered at $T_{\text{сп.}} = 1600^\circ\text{C}$ (*a*), $T_{\text{сп.}} = 1850^\circ\text{C}$ (*б*), $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ (*в*)—system $c\text{BN-VC-Al}$ and $T_{\text{сп.}} = 1600^\circ\text{C}$ (*г*), $T_{\text{сп.}} = 1850^\circ\text{C}$ (*д*), $T_{\text{сп.}} = 2300^\circ\text{C}$ (*е*)—system $c\text{BN-VN-Al}$, $P = 7.7$ GPa for 45 s.

При $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$ денсифікація зразка наближається до граничного значення, обумовленого густиною вихідних компонент. Також

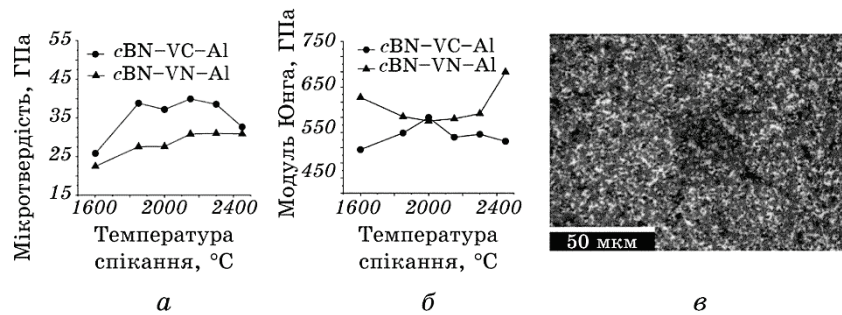


Рис. 5. Залежність мікротвердості (а) та тріщиностійкості (б) зразків від температури спікання; зображення відбитку індентора, зразок системи cBN-VC-Al, $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$, навантаження 5 кг (в).

Fig. 5. Dependence of microhardness (a) and fracture toughness (б) of samples on the sintering temperature; optical image of the indenter imprint in sample from cBN-VC-Al system, $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$ load 5 kg (в).

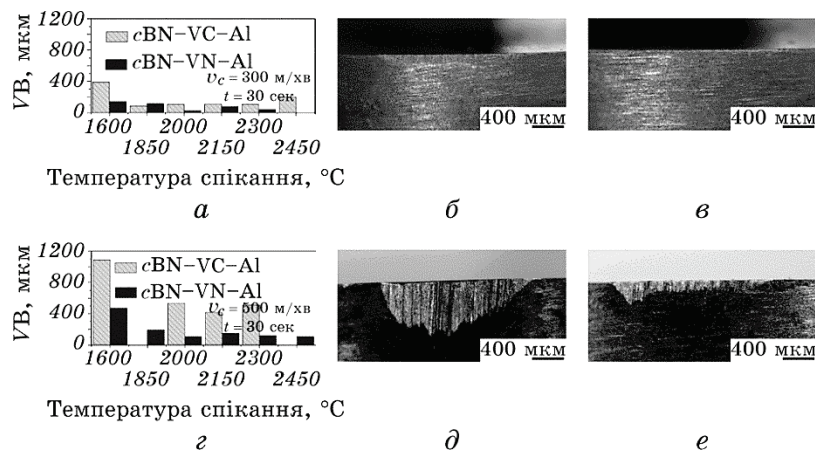


Рис. 6. Знос різальної кромки композитів систем cBN-VC-Al та cBN-VN-Al в умовах точіння нержавійної сталі 316L $v_c = 300$ м/хв (а), $v_c = 500$ м/хв (з); оптичні зображення ріжучої кромки зразків, спечених при $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$, — система cBN-VC-Al $v_c = 300$ м/хв (б), система cBN-VN-Al $v_c = 300$ м/хв (в), система cBN-VC-Al $v_c = 500$ м/хв (д), система cBN-VN-Al $v_c = 500$ м/хв (е).

Fig. 6. Tool wear of sintered composites in system cBN-VC-Al and cBN-VN-Al when machining AISI 316L $v_c = 300$ m/min (a), $v_c = 500$ m/min (z); optical images of the cutting edge of samples sintered at $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$ —system cBN-VC-Al $v_c = 300$ m/min (б), system cBN-VN-Al $v_c = 300$ m/min (в), system cBN-VC-Al $v_c = 500$ m/min (д), system cBN-VN-Al $v_c = 500$ m/min (е).

при цій температурі одержано максимальне значення тріщиностійкості (рис. 5, б).

Реакції взаємодії компонентів не проходять у повній мірі при даній температурі. Подальше підвищення температури спікання призводить до збільшення кількості боридних сполук, твердість яких нижче, ніж у карбіду ванадію та індукує зниження мікротвердості композитів. У системі $c\text{BN-VN-Al}$ спостерігається дві стадії зростання мікротвердості. В інтервалі температур $1600\text{--}1800^\circ\text{C}$ така зміна відбувається за рахунок густини композиту під дією сумісного впливу температури та тиску. В інтервалі температур $2000\text{--}2150^\circ\text{C}$ починається реакція взаємодії алюмінію з залишковим киснем, який знаходиться в мікропорах композиту. Поступове зменшення кількості вільного кисню та відповідно збільшення кількості оксиду алюмінію в мікропорах композиту сприяє підвищенню твердості композиту. Оптичне зображення відбитку індентора композиту групи 1, спеченого при $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$, наведено на рис. 5, в. При прикладенні навантаження 50 Н спостерігається утворення тріщин в кутах відбитку алмазної піраміди. Композити другої групи демонструють найкращу стійкість до розтріскування при $T_{\text{сп.}} = 1600^\circ\text{C}$ та $T_{\text{сп.}} = 2450^\circ\text{C}$. Випробування працездатності композитів систем $c\text{BN-VC-Al}$ та $c\text{BN-VN-Al}$ в умовах точіння нержавійної сталі 316L показали, що найменший знос по задній поверхні характерний для зразків, спечених у температурному інтервалі $2000\text{--}2300^\circ\text{C}$ при обох швидкостях різання (рис. 6, а і г).

Оптичні зображення різальної кромки зразків, спечених при $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$ та випробуваних при двох різних швидкостях $v_c = 300\text{ м/хв}$ (а) і $v_c = 500\text{ м/хв}$ наведено на рис. 6, б і в та рис. 6, д і е відповідно. Спостерігається деградація різальної кромки з підвищенням швидкості різання. Виявлено, що при підвищенні швидкості різання знос різальної кромки зразків системи $c\text{BN-VC-Al}$ відбувається в декілька разів інтенсивніше, ніж у випадку системи $c\text{BN-VN-Al}$.

Тестування працездатності вище зазначених композитів в умовах точіння загартованої сталі Vanadis 4E виявили, що зразки системи $c\text{BN-VC-Al}$ є більш стійким до зносу, ніж зразки системи $c\text{BN-VN-Al}$ (рис. 7, а). Подібний ефект пов'язаний з більш високою твердістю композитів, оскільки в структурі загартованої сталі Vanadis 4E присутні тверді абразивні частки MeC карбідів. Оптичні зображення ріжучої кромки зразків, спечених при $T_{\text{сп.}} = 2000^\circ\text{C}$, наведено на рис. 7, б, в.

4. ВИСНОВКИ

З огляду на пружні та механічні властивості композитів систем $c\text{BN-VC-Al}$ та $c\text{BN-VN-Al}$ встановлено, що оптимальним температурним інтервалом термобаричного спікання за умов прикладення

тиску 7,7 ГПа є діапазон температур 2000–2150°C. Максимальні значення твердості, що є близькими до значень твердості комерційного композиту CBN100, мають композити, спечені при $T_{\text{сп.}} = 2150^\circ\text{C}$.

Найвищий рівень зносостійкості в умовах високошвидкісного точіння сталей демонструють зразки обох груп, спечені в температурному інтервалі 2000–2150°C. Встановлено, що при обробці нержавійної сталі 316L композити системи cBN–VC–Al в порівнянні з композитами системи cBN–VN–Al менш зносостійкі. В умовах точіння загартованої сталі Vanadis 4E композити системи cBN–VC–Al, які мають вищу мікротвердість, демонструють нижчий знос різальної кромки у порівнянні з композитами системи cBN–VN–Al.

Дослідження виконано в рамках European Union's Horizon 2020 Research and Innovation Programme проект Flintstone2020 (грант № 689279) та Visby Scholarship від Swedish Institute (грант № 25946/2018).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. R. H. Wentorf, Jr. and W. A. Rocco, *Cubic Boron Nitride/Sintered Carbide Abrasive Bodies*: Patent 3,767,371 U.S. (1973).
2. P. Klimczyk, E. Benko, K. Lawniczak-Jablonska, E. Piskorska, M. Heinonen, A. Ormaniec, W. Gorczynska-Zawislana, and V. S. Urbanovich, *J. Alloys Compd.*, **382**, Iss. 1–2: 195 (2004).
3. P. Alveen, D. McNamara, D. Carolan, N. Murphy, and A. Ivanković, *Comput. Mater. Sci.*, **109**: 115 (2015).
4. I. A. Petrussha, V. M. Bushlya, A. S. Osipov, T. I. Smirnova, and N. M. Belyavina, *Rock destructive and Metal Cutting Tools—Technique and Technology of Their Manufacturing and Application*, **18**: 338 (2015).
5. Sh.-Yu. Chiou, Sh.-F. Ou, Yu.-G. Jang, and K.-L. Ou, *Ceram. Int.*, **39**, Iss. 6: 7205 (2013).
6. Yu. Yuan, X. Cheng, R. Chang, T. Li, J. Zang, Ya. Wang, Yi. Yu, J. Lu, and X. Xu, *Diamond Relat. Mater.*, **69**: 138 (2016).
7. X. Z. Rong, T. Tsurumi, O. Fukunaga, and T. Yano, *Diamond Relat. Mater.*, **11**, Iss. 2: 280 (2002).
8. J. Zhang, R. Tu, and T. Goto, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **31**, Iss. 12: 2083 (2011).
9. *Indexable Inserts for Cutting Tools—Designation*, ISO 1832: 2017.
10. A. J. de Oliveira, A. E. Diniz, and D. J. Ursolino, *J. Mater. Process. Technol.*, **209**, Iss. 12–13: 5262 (2009).
11. J. P. Costes, Y. Guillet, G. Poulachon, and M. Dessoly, *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, **47**, Iss. 7–8: 1081 (2007).
12. J. Angseryd, M. Elfving, E. Olsson, and H.-O. Andrén, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, **27**, Iss. 2: 249 (2009).
13. E. Benko, J. Morgiel, and T. Czeppe, *Ceram. Int.*, **23**, Iss. 1: 89 (1997).
14. E. Benko, A. Wyczesany, and T. L. Barr, *Ceram. Int.*, **26**, Iss. 6: 639 (2000).
15. 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).
16. G. Leichtfried, G. Sauthoff, and G. E. Spriggs, *Refractory, Hard and*

Intermetallic Materials (Germany: Springer Int. Publ.: 2002).

17. I. A. Petrusha, A. S. Osipov, M. V. Nikishina, T. I. Smirnova, Yu. A. Mel'niichuk, and P. Klimczyk, *J. Superhard Mater.*, **37**, Iss. 4: 222 (2015).