

<https://doi.org/10.15407/dopovidi2020.02.037>

УДК 539.89

**Д.А. Стратійчук¹, В.З. Туркевич¹,
К.В. Сліпченко¹, В.М. Бушля², Н.М. Білявина³**

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

² Лундський університет, Швеція

³ Київський національний університет ім. Тараса Шевченка

E-mail: d_strat@ukr.net

Спінання надтвердих композитів інструментального призначення групи ВL у системі cBN—NbC—Al в умовах високих p , T -параметрів

Представлено академіком НАН України В.З. Туркевичем

В умовах високого тиску (7,7 ГПа) у температурному інтервалі 1800–2350 °С досліджено процеси спінання надтвердих композиційних матеріалів групи ВL у системі cBN—NbC—Al, в якій об'ємне співвідношення вихідних компонентів вибрано як cBN : NbC : Al = 60 : 35 : 5. За даними XRD-аналізу встановлено, що вже починаючи з температури 1800 °С між компонентами відбувається хімічна взаємодія із утворенням дибориду ніобію (NbB₂) у кількості 3–5 мас. %, а також незначної кількості оксиду алюмінію, AlN і AlB₂ як результат рідкофазних реакцій за участю алюмінію. Всі ці новоутворення розташовані в міжзеренному просторі та на потрібних стиках зерен і є зв'язуючими фазами базового керамо-матричного композита cBN—NbC. За результатами ультразвукової діагностики встановлено, що модуль Юнга та модуль зсуву мають максимум для кераміки, отриманої при температурі спінання 1950 °С, а подальше підвищення температури призводить до погіршення її фізико-механічних характеристик.

Надтверді керамічні пластини із високими фізико-механічними характеристиками можуть використовуватися для високошвидкісного точіння загартованих (до 60 HRC) та високолегованих (у тому числі інконелеєвих) сталей в умовах високих температур в області різання.

Ключові слова: високий тиск, cBN, надтверді матеріали, карбід ніобію, різальна кераміка.

Стрімкий розвиток машинобудування та постійно зростаючий попит на металообробку ставить перед прикладним матеріалознавством сьогодення декілька важливих завдань [1]. Насамперед комерційно доступні керамічні матеріали для обробки різанням повинні мати досить високу твердість, термостійкість та значну хімічну інертність щодо складових найпоширеніших марок сталей [2]. У сукупності все це забезпечить підвищення працездатності різального інструменту та високу точність обробки [3], а головне його довговічність, що значною мірою позначається на собівартості кінцевого продукту. Довготривале безперервне

© Д.А. Стратійчук, В.З. Туркевич, К.В. Сліпченко, В.М. Бушля, Н.М. Білявина, 2020

ISSN 1025-6415. Допов. Нац. акад. наук Укр. 2020. № 2: 37–44

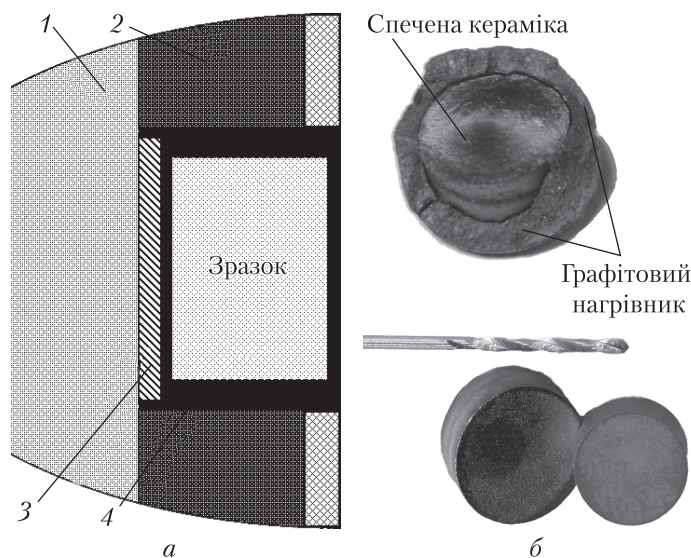


Рис. 1. Спрощена схема комірки високого тиску (*а*: 1 – втулка із травертину, 2 – диск із пірофіліту, 3 – графітовий нагрівник, 4 – графітова капсула) і загальний вигляд отриманої керамічної пластини після спікання в графітовому нагрівнику та після механічної обробки (*б*)

високоточне точіння та точіння з ударом без втрати чистоти оброблювальної поверхні – ось головні вимоги до сучасної інструментальної техніки [4].

Серед надтвердих матеріалів, які знайшли широке застосування в сфері металообробки, виділяють композити [5], що містять кубічний нітрид бору (сBN) і які залежно від кількості

ті добавок умовно можна поділити на групи ВL та ВН [6]. Перша містить від 55 до 35 % об. добавок (переважно карбіди або нітриди перехідних металів), друга – не більше 20 % об. добавок, внаслідок чого в цих матеріалах матриця сформована переважно зернами сBN. Значна зацікавленість матеріалами групи ВL пов'язана насамперед із широким вибором зв'язок, які в об'ємному вмісті до 40 % вже значною мірою впливають на властивості отриманої різальної кераміки. Так, хімічну природу зв'язки можна підібрати [7] залежно від того, який тип сталей буде оброблювати дана надтверда кераміка. Серед успішно отриманих та комерційно доступних матеріалів групи ВL слід відзначити композити, отримані в системах: сBN–TiC, сBN–TiCN [8], сBN–TiN [9, 10], які показали найкращу зносостійкість та тривалість служби експлуатації в умовах високошвидкісного точіння Inconel 718 [11].

Водночас використання жароміцних карбідів перехідних металів [12] із широкою зоною гомогенності дає можливість розширити межі застосування інструментальних матеріалів, у тому числі і за більш екстремальних умов точіння.

Представлена робота спрямована на дослідження фазоутворення і вивчення властивостей надтвердих композиційних матеріалів групи ВL (із вмістом сBN 60 % об.), отриманих у системі сBN–NbC–Al в умовах високих тисків та температур. Карбід ніобію використано як жароміцну та хімічно інертну щодо компонентів багатьох марок сталей добавку, а також як матеріал, що здатний утворювати тверді розчини заміщення без зміни типу кристалічної ґратки.

Усі експерименти з отримання надтвердої кераміки проведені в Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля на діючому пресовому обладнанні, а саме пресовій установці марки ДО 044 в апараті високого тиску типу “тороїд-30”. Як вихідні компоненти для виготовлення шихти для спікання використано: мікропорошок сBN (виробництва Element Six з розміром частинок 1–10 мкм), NbC (виробництва ABCR з розміром частинок 1–3 мкм), пудру алюмінію Al (виробництва ABCR). Усі компоненти ретельно перемішували в об'ємному відсотковому співвідношенні сBN : NbC : Al = 60 : 35 : 5 і тривалий час (5 год) гомогенізували за допомогою гравітаційного змішувача в середовищі ізопропілового спирту.

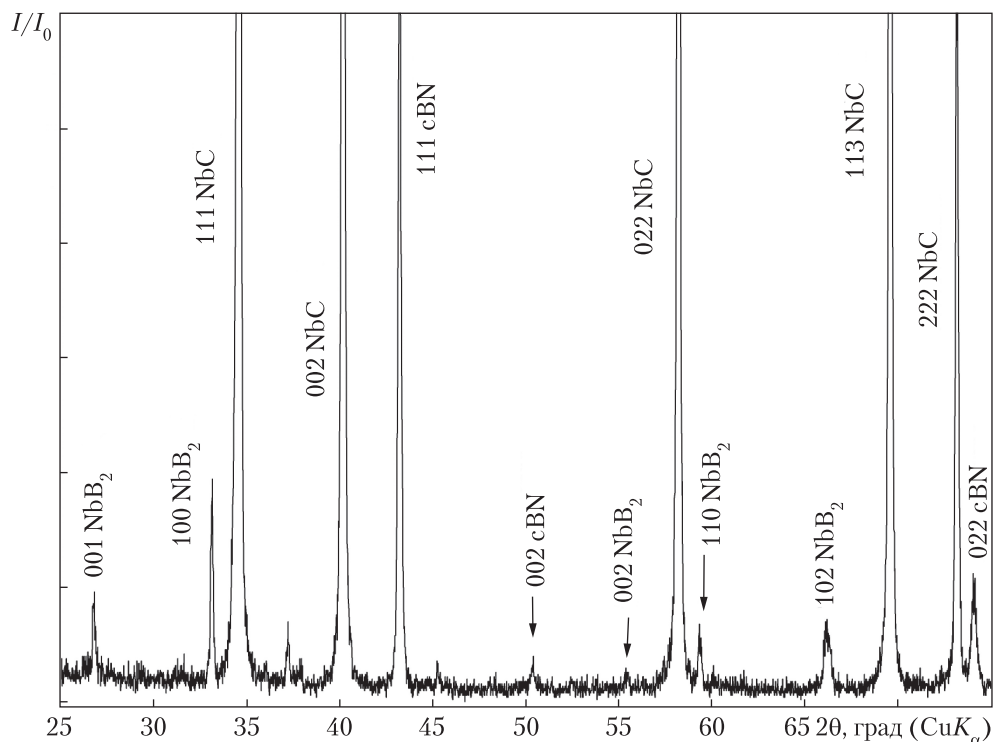


Рис. 2. Результати рентгенофазового аналізу композита, отриманого при температурі $2050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($\text{CuK}\alpha$ -випромінювання)

Безпосередньо перед спіканням вихідну шихту піддавали дегазації шляхом відпалу ($600\text{ }^{\circ}\text{C}$) у вакуумі ($p - 10^{-5}$ мм. рт. ст.) для видалення залишків органічного розчинника, води та адсорбованого кисню повітря. Високотемпературне спікання під високим тиском здійснювали в комірці високого тиску (КВТ), спрощена схема якої зображена на рис. 1, а. Попередньо скомпактовану зусиллям 2 т/см^2 вихідну шихту розміщували в порожнистому графітовому нагрівнику та ізолювали від інших елементів КВТ графітовими дисками. Спікання здійснювали в температурному інтервалі $1800\text{--}2350\text{ }^{\circ}\text{C}$ при сталому тиску $7,7\text{ ГПа}$ протягом 60 с , експерименти були гартівними. Загалом отримані добре сформовані керамічні пластини правильної геометричної форми (див. рис. 1, б), які в подальшому піддавали шліфуванню вільним абразивом та алмазними кругами по опорних і боковій поверхнях для досягнення типорозмірів $d = 9,52\text{ мм}$, $h = 3,18\text{ мм}$ відповідно до стандарту ISO 1832–2017 на різальні пластини – RNGN 090300T. Усі отримані різальні пластини були бездефектними, практично безпористими, з гладкою блискучою поверхнею, гострою різальною кромкою та однорідними за фізико-механічними властивостями. Густина і відкриту пористість визначали шляхом гідростатичного зважування у воді та вимірювання прямих геометричних розмірів пластин за допомогою цифрового мікрометра ($\pm 5\text{ мкм}$).

Фазовий склад вихідної шихти та отриманих керамічних матеріалів досліджували за допомогою дифрактограм, отриманих у дискретному режимі на апараті ДРОН-3М (випромінювання $\text{CuK}\alpha$, кутовий інтервал зйомки $20\text{--}100^{\circ}$, крок сканування $0,05^{\circ}$, експозиція в кожній точці 3 с). Зйомку проводили з обертанням зразка у площині закріплення

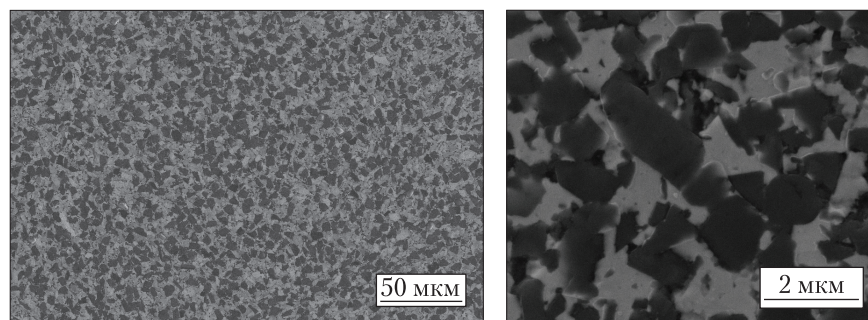


Рис. 3. SEM-зображення отриманого композита у різних збільшеннях

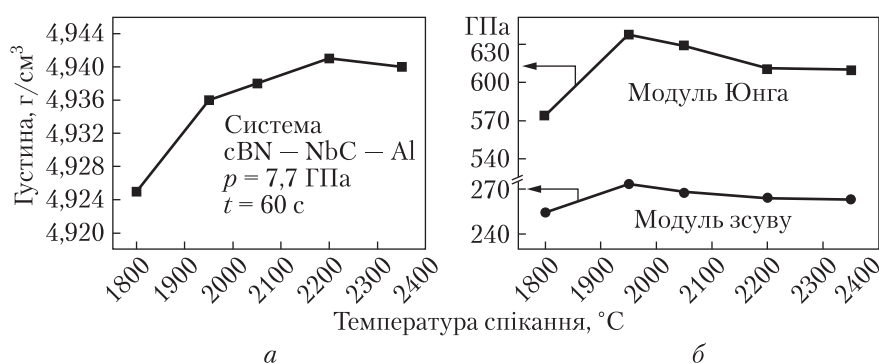


Рис. 4. Залежність щільності (а) та модуля Юнга і модуля зсуву (б) від температури спікання

кювети з досліджуваною речовиною. Для первинної обробки рентгенівських дифракційних даних застосовували метод повнопрофільного аналізу. Для якісного фазового аналізу та уточнення параметрів кристалічних ґраток ідентифікованих фаз використовували оригінальний програмний пакет, який включає повний комплекс процедур Рітвельда (www.x-ray.univ.kiev.ua).

Аналізуючи дані рентгенівського фазового аналізу (рис. 2), можна зробити такі висновки: фазовий склад композитів системи cBN-NbC-Al залишається сталим в усьому температурному інтервалі спікання. Внаслідок хімічної взаємодії компонентів навіть при 1800 °C до складу композита починає входити диборид ніобію в кількості 3–5 мас. %. Ця фаза присутня в усіх отриманих матеріалах, а її кількість практично не залежить від температури спікання. Слід зазначити, що, попри все, основною фазовою складовою всіх досліджених композитів є кубічний нітрид бору (cBN—кераміка), період ґратки якого дещо варіює залежно від умов спікання. Алюміній, який вводили в невеликій кількості (5 об. %) у вихідну шихту з метою зв'язування залишкового кисню та полегшення процесів спікання, роблячи їх частково рідкофазними, окиснюється з утворенням оксиду $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, тим самим запобігаючи окисненню інших компонентів. Також під час ретельного аналізу в деяких зразках зафіксовано незначні кількості AlN та AlB₂, що є також наслідком взаємодії алюмінію з cBN. Загалом, за даними SEM-аналізу отриманий матеріал являє собою керамо-матричний композит, який складається із зерен cBN, між якими рівномірно зосереджена фаза NbC (рис. 3). Включення NbB₂ локалізовані навколо зерен карбіду ніобію та cBN і разом із

$\alpha-Al_2O_3$ складають незначні домішки (включення) в основну керамо-матричну структуру $cBN-NbC$. Потрійних фаз та твердих розчинів заміщення даним методом не виявлено.

Результати дослідження залежності густини та відкритої пористості отриманої кераміки від її температури спікання (рис. 4, а) свідчать про те, що вже при температурі ~ 1950 °С матеріал характеризується монолітною сформованою матрицею, а подальше підвищення температури спікання слабо змінює її величини; відкрита пористість знаходиться в межах 0,1 % і також слабо залежить від температури спікання у вибраному діапазоні. Загалом за результатами попередніх лабораторних досліджень встановлено, що процеси видимої консолідації вихідних мікропорошків у даній системі починаються з моменту плавлення Al (1100 °С при 7,7 ГПа), а при температурах 1300–1400 °С вже входять до термінальної фази. Усе це пов'язано насамперед із дисперсністю вихідних мікропорошків та, звісно, підсилюється впливом високого тиску. У цій роботі розглянуто лише матеріали, що отримані в температурному інтервалі 1800–2350 °С, оскільки саме за таких умов формуються різальні пластини інструментального призначення.

Для з'ясування фізико-механічних характеристик отриманих матеріалів (таблиця) були проведені їх ультразвукові дослідження, а також визначено твердість і тріщиностійкість шляхом індентування алмазною пірамідою Вікерса. За швидкістю поширення поздовжніх та поперечних ультразвукових хвиль розраховано модуль Юнга, модуль зсуву та коефіцієнт Пуассона (η) (див. таблицю). На рис. 4, б зображено залежність модуля Юнга та модуля зсуву від температури спікання, з якої видно планомірне зростання цих величин до температури 1950 °С та їх подальший незначний спад. Дане явище можна пояснити процесами консолідації мікропорошків, формуванням міцних міжчастинкових і міжзеренних контактів, що зумовлює загальне зміцнення кераміки, однак подальше підвищення температури спричиняє відпал внутрішньозеренних дефектів, активує збиральну рекристалізацію, що в цілому знижує загальну міцність матеріалу. Дані процеси також позначаються на твердості композита (див. таблицю), яка має характерну залежність від температури спікання.

У результаті лабораторних досліджень за умов високошвидкісної чистової обробки нержавіючої сталі AISI 316L за швидкості різання 300 м/хв (подача $f = 0,15$ мм/об, глибина різання $a_p = 0,5$ мм) впродовж 300 с виявлено, що всі зразки даної системи демонструють знос різальної кромки в діапазоні $VB = 65...85$ мкм. Спостерігається планомірне зниження зносостійкості зразків, отриманих при підвищених (>2100 °С) температурах спікання.

Залежність деяких фізико-технічних характеристик отриманих матеріалів від температури їх спікання

| $T, ^\circ C$ | Модуль Юнга, ГПа | Густина, г/см ³ | η | Твердість, HV50 | Тріщиностійкість, $K_{IC}, MPa \cdot m^{1/2}$ |
|---------------|------------------|----------------------------|--------|-----------------|---|
| 1800 | 574,6 | 4,925 | 0,128 | 24,3 | 4,8 |
| 1950 | 638,8 | 4,936 | 0,170 | 32,2 | 6,2 |
| 2050 | 629,9 | 4,938 | 0,175 | 30,4 | 6,1 |
| 2200 | 611,4 | 4,941 | 0,157 | 29,1 | 6,0 |
| 2350 | 610,5 | 4,940 | 0,156 | 28,2 | 5,9 |

Всі зразки та різальні кромки після випробувань залишалися цілими з характерною планарною площадкою зносу.

Підводячи підсумки даного дослідження, можна зробити такі висновки: шляхом спікання дрібнодисперсних мікропорошків кубічного нітриду бору, жароміцного карбіду ніобію з невеликою добавкою Al при тиску 7,7 ГПа в температурному інтервалі 1800–2350 °С були отримані високоміцні керамічні пластини інструментального призначення. В усьому температурному інтервалі зафіксовано формування міцних міжфазних границь із хімічною взаємодією компонентів. Найвищі фізико-механічні та експлуатаційні характеристики встановлено для матеріалів, отриманих при температурах 1950–2050 °С, що пов'язано із їх перехідним структурним станом, коли, по перше, вже сформовані міцні міжфазні та міжзеренні границі, однак фактори, які впливають на повторне зниження міцності, ще не виявляються повною мірою.

Таким чином, враховуючи той факт, що отриманий керамо-матричний композит містить у своєму складі карбід ніобію, NbB₂, Al₂O₃, які є жароміцними та хімічно інертними щодо складових багатьох марок сталей, дану різальну cBN-кераміку можна рекомендувати для високошвидкісної обробки точінням високолегованих інструментальних сталей за умов високої температури в області різання.

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

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Handbook of ceramic hard materials: Riedel R. (Ed.). Weinheim: Wiley, 2000. 1091 p. <https://doi.org/10.1002/9783527618217>
2. McKie A., Winzer J., Sigalas I., Herrmann M., Weiler L., Rödel J., Can N. Mechanical properties of cBN-Al composite materials. *Ceram. Int.* 2011. **37**, № 1. P. 1–8. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.07.034>
3. Gutnichenko O., Bushlya V., Zhou J., Ståhl J.-E. Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with pcBN tools. *Wear.* 2017. **390–391**. P. 253–269. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.08.005>
4. Bushlya V., Bjerke A., Turkevich V.Z., Lenrick F., Petrusha I.A., Cherednichenko K.A., Ståhl J.-E. 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>
5. Seco Tools AB. Secomax™ cBN170. URL: <https://www.secotools.com> (Дата звернення 05.11.2019).
6. Element Six. URL: <https://www.e6.com> (Дата звернення 05.11.2019).
7. Slipchenko K., Turkevich V., Petrusha I., Bushlya V., Ståhl J.-E. Superhard pcBN materials with chromium compounds as a binder. *Procedia Manuf.* 2018. **25**. P. 322–329. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.06.090>
8. Klimczyk P., Benko E., Lawniczak-Jablonska K., Piskorska E., Heinonen M., Ormaniec A., Gorczyńska-Zawisła W., Urbanovich V.S. Cubic boron nitride – Ti/TiN composites: hardness and phase equilibrium as function of temperature. *J. Alloys Compd.* 2004. **382**, № 1–2. P. 195–205. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.04.140>
9. Benko E., Stanisław J.S., Królicka B., Wyczesany A., Barr T.L. cBN–TiN, cBN–TiC composites: chemical equilibria, microstructure and hardness mechanical investigations. *Diam. Relat. Mater.* 1999. **8**, № 10. P. 1838–1846. [https://doi.org/10.1016/S0925-9635\(99\)00131-4](https://doi.org/10.1016/S0925-9635(99)00131-4)
10. Rong X.Z., Tsurumi T., Fukunaga O., Yano T. High-pressure sintering of cBN–TiN–Al composite for cutting tool application. *Diam. Relat. Mater.* 2002. **11**, № 2. P. 280–286. [https://doi.org/10.1016/S0925-9635\(01\)00692-6](https://doi.org/10.1016/S0925-9635(01)00692-6)
11. Slipchenko K.V., Petrusha I.A., Stratiichuk D.A., Turkevich V.Z. The influence of the VC-Al additive on wear resistance of cBN-based composites. *J. Superhard Mater.* 2018. **40**, № 3. P. 226–227. <https://doi.org/10.3103/S1063457618030115>

12. Piskorska E., Lawniczak-Jablonska K., Demchenko I.N., Minikayev R., Benko E., Klimczyk P., Witkowska A., Welter E., Heinonen M. Characterization of the c-BN/TiC, Ti₃SiC₂ systems by element selective spectroscopy. *J. Alloys Compd.* 2004. **382**, № 1–2. P. 187–194. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.05.043>

Надiйшло до редакцiї 07.11.2019

REFERENCES

1. Riedel R. (Ed.). (2000). Handbook of ceramic hard materials. Weinheim: Wiley. <https://doi.org/10.1002/9783527618217>
2. McKie, A., Winzer, J., Sigalas, I., Herrmann, M., Weiler, L., Rödel, J. & Can, N. (2011). Mechanical properties of cBN-Al composite materials. *Ceram. Int.*, 37, No. 1, pp. 1-8. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.07.034>
3. Gutnichenko, O., Bushlya, V., Zhou, J. & Ståhl, J.-E. (2017). Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with pcBN tools. *Wear*, 390-391, pp. 253-269. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.08.005>
4. Bushlya, V., Bjerke, A., Turkevich, V. Z., Lenrick, F., Petrusha, I. A., Cherednichenko, K. A. & Ståhl, J.-E. (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>
5. Seco Tools AB. Secomax™ cBN170. Retrieved from <https://www.secotools.com>
6. Element Six. Retrieved from <https://www.e6.com>
7. Slipchenko, K., Turkevich, V., Petrusha, I., Bushlya, V. & Ståhl, J.-E. (2018). Superhard pcBN materials with chromium compounds as a binder. *Procedia Manuf.*, 25, pp. 322-329. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.06.090>
8. Klimczyk, P., Benko, E., Lawniczak-Jablonska, K., Piskorska, E., Heinonen, M., Ormaniec, A., Gorczynska-Zawislana, W. & Urbanovich, V. S. (2004). Cubic boron nitride – Ti/TiN composites: hardness and phase equilibrium as function of temperature. *J. Alloys Compd.*, 382, No. 1-2, pp. 195-205. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.04.140>
9. Benko, E., Stanisław, J. S., Królicka, B., Wyczesany, A. & Barr, T. L. (1999). cBN–TiN, cBN–TiC composites: chemical equilibria, microstructure and hardness mechanical investigations. *Diam. Relat. Mater.*, 8, No. 10, pp. 1838-1846. [https://doi.org/10.1016/S0925-9635\(99\)00131-4](https://doi.org/10.1016/S0925-9635(99)00131-4)
10. Rong, X. Z., Tsurumi, T., Fukunaga, O. & Yano, T. (2002). High-pressure sintering of cBN–TiN–Al composite for cutting tool application. *Diam. Relat. Mater.*, 11, No. 2, pp. 280-286. [https://doi.org/10.1016/S0925-9635\(01\)00692-6](https://doi.org/10.1016/S0925-9635(01)00692-6)
11. Slipchenko, K. V., Petrusha, I. A., Stratiichuk, D. A. & Turkevich, V. Z. (2018). The influence of the VC-Al additive on wear resistance of cBN- based composites. *J. Superhard Mater.*, 40, No. 3, pp. 226-227. <https://doi.org/10.3103/S1063457618030115>
12. Piskorska, E., Lawniczak-Jablonska, K., Demchenko, I. N., Minikayev, R., Benko, E., Klimczyk, P., Witkowska, A., Welter, E. & Heinonen, M. (2004). Characterization of the c-BN/TiC, Ti₃SiC₂ systems by element selective spectroscopy. *J. Alloys Compd.*, 382, No. 1-2, pp. 187-194. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.05.043>

Received 07.11.2019

Д.А. Стратийчук¹, В.З. Туркевич¹,
К.В. Слитченко¹, В.Н. Бушля², Н.Н. Белявина³

¹ Інститут сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев

² Лундский университет, Швеция

³ Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко

E-mail: d_strat@ukr.net

СПЕКАНИЕ СВЕРХТВЕРДЫХ КОМПОЗИТОВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ В СИСТЕМЕ cBN–NbC–Al В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ *p, T*-ПАРАМЕТРОВ

В условиях высокого давления (7,7 ГПа) в температурном интервале 1800–2350 °С исследованы процессы спекания сверхтвердых композиционных материалов группы BL в системе cBN–NbC–Al, в которой объемное соотношение исходных компонентов выбрано как cBN : NbC : Al = 60 : 35 : 5. По данным

XRD-анализа установлено, что начиная с температуры 1800 °С между исходными компонентами происходит химическое взаимодействие с образованием диборида ниобия (NbB_2) в количестве 3–5 мас. %, а также незначительного количества оксида алюминия, AlN и AlB_2 как результат жидкофазных реакций с участием алюминия. Все эти новообразования размещены в межзёренном пространстве и на тройных стыках зёрен, являясь связующими фазами базового керамо-матричного композита cBN-NbC . В результате ультразвуковой диагностики установлено, что модуль Юнга и модуль сдвига имеют максимум для керамики, полученной при температуре спекания 1950 °С, а дальнейшее повышение температуры приводит к ухудшению их физико-механических характеристик.

Сверхтвёрдые керамические пластины с высокими физико-механическими характеристиками могут использоваться при высокоскоростном точении закалённых (до 60 HRC) и высоколегированных (в том числе инконелевых) сталей в условиях высоких температур в области резания.

Ключевые слова: высокое давление, cBN , сверхтвёрдые материалы, карбид ниобия, режущая керамика.

D.A. Stratiichuk¹, V.Z. Turkevich¹,
K.V. Slipchenko¹, V.M. Bushlya², N.M. Bilyavyna³

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

² Lund University, Sweden

³ Taras Shevchenko National University of Kyiv

E-mail: d_strat@ukr.net

SINTERING OF SUPERHARD INSTRUMENTAL-PURPOSE COMPOSITES OF THE BL GROUP IN THE cBN-NbC-Al SYSTEM UNDER HIGH PRESSURE AND HIGH TEMPERATURE CONDITIONS

The processes of sintering of superhard composite materials of the BL group in the cBN-NbC-Al system under high pressure conditions (7.7 GPa) in the temperature range of 1800–2350 °С with the selected volume ratio of the initial components $\text{cBN} : \text{NbC} : \text{Al} = 60 : 35 : 5$ are studied. According to the XRD analysis, it is established that, starting from 1800 °С, a chemical interaction occurs between the components resulting in the formation of niobium diboride (NbB_2) in the amount of 7 wt %, as well as an insignificant amount of aluminium oxide, AlN and AlB_2 as a result of liquid-phase reactions using aluminium. All those newly formed compounds are arranged in the intergranular space and at triple grain junctions representing the binding phases of the basic ceramic-matrix composite cBN-NbC . Based on the results of ultrasound diagnostics, it is shown that Young's modulus and the shear modulus are at a maximum for ceramics obtained at $T_{\text{SINT.}} = 1950$ °С, and a further increase in the sintering temperature leads to reduced stress-strain properties. Superhard ceramic plates with high stress-strain properties can be used for the high-speed turning of tempered (up to 60 HRC) and high-alloyed (including Inconel) steel at high temperatures in the cutting area.

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