

<https://doi.org/10.15407/dopovidi2020.04.057>

УДК 539.89

**Д.А. Стратійчук<sup>1</sup>, В.З. Туркевич<sup>1</sup>,  
К.В. Сліпченко<sup>1</sup>, В.М. Бушля<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ

<sup>2</sup> Лундський університет, Швеція

E-mail: d\_strat@ukr.net

## **Формування надтвердих композитів групи VL у системі cBN—TiC—WC—(Al) в умовах високих $p, T$ -параметрів**

*Представлено академіком НАН України В.З. Туркевичем*

Шляхом спікання мікропорошків кубічного нітриду бору та TiC з добавками WC і алюмінію в умовах високого тиску (7,7 ГПа) в температурному інтервалі 1400–2450 °C досліджено процеси формування надтвердих композитів групи VL інструментального призначення. У вихідній шихті об'ємне співвідношення компонентів становило: cBN : TiC : WC : Al = 60 : 30 : 5 : 5. За умов НРНТ-спікання в усьому температурному інтервалі отримано високоміцні надтверді композити, які за даними XRD-аналізу на 90–95 % складаються із зерен cBN та TiC. Починаючи з температури спікання вище за 1850 °C зафіксовано утворення нової фази — TiB<sub>2</sub> (~4 % об.), а також дуже незначних кількостей (~1 % об.) AlN та AlB<sub>2</sub>. Спечені керамоматричні композити мають високі значення твердості (35–40 ГПа) і характерну залежність густини та модуля Юнга від температури спікання. Найбільш високі фізико-механічні показники характерні для кераміки, отриманої в температурному інтервалі 1800–2200 °C, що узгоджується із результатами випробувань у режимі високошвидкісного точіння загартованих (до 60 HRC) та високолегованих (у тому числі інконелевих) сталей в умовах високих температур в області різання. Так, у результаті лабораторних випробувань отриманих композитів, а саме високошвидкісної чистої обробки нержавіючої сталі AISI 316L (швидкість 300 м/с, подача 0,15 мм/об, протягом 5 хв) виявлено, що всі зразки даної системи мають знос різальної кромки в діапазоні VB = 60 ... 82 мкм.

**Ключові слова:** високий тиск, cBN, надтверді матеріали, карбід титану, карбід вольфраму, різальна кераміка.

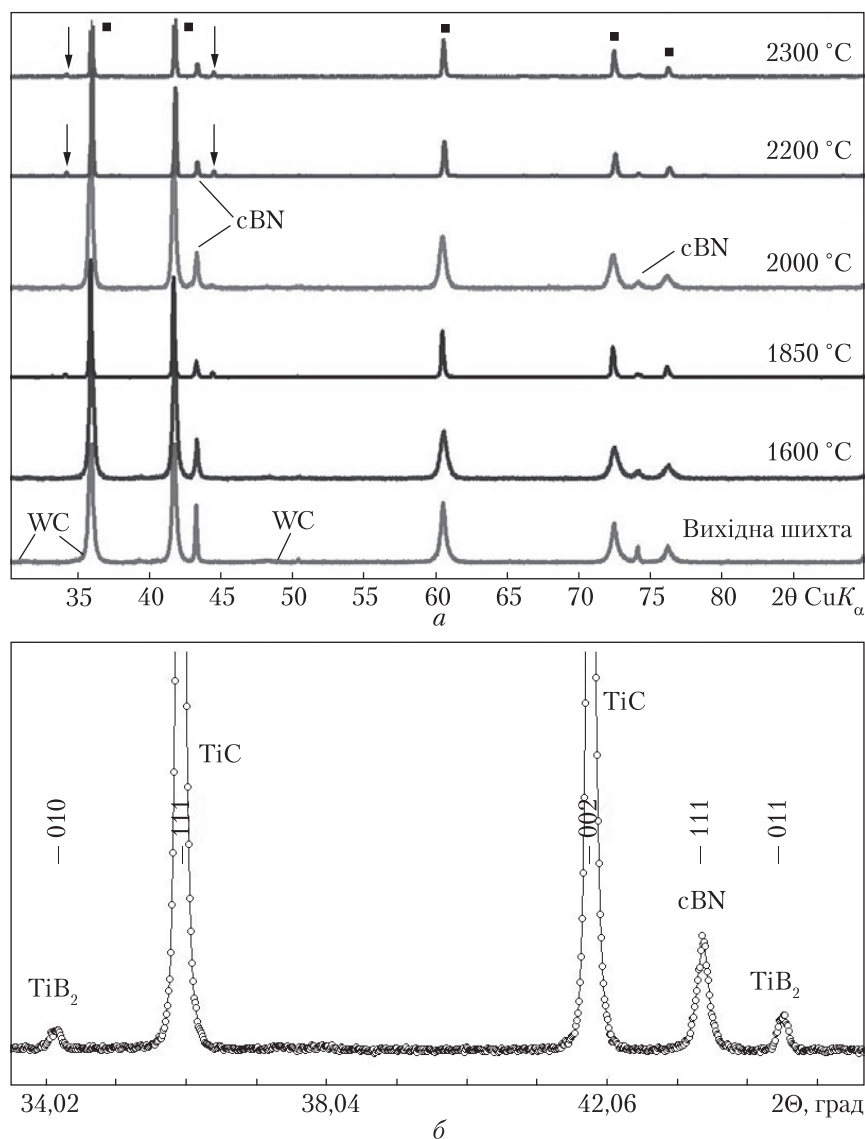
Машинобудівний прогрес і створення нових важкооброблюваних суперсплавів вимагає від прикладного матеріалознавства постійного пошуку високоефективного різального інструменту, який поєднуватиме в собі значну термічну стійкість та хімічну інертність [1–3]. Серед таких матеріалів добре себе зарекомендували cBN-композити, в яких частка кубічного нітриду бору знаходиться в межах 45–65 % об. Такі керамоматричні форми об'єднують у

Цитування: Стратійчук Д.А., Туркевич В.З., Сліпченко К.В., Бушля В.М. Формування надтвердих композитів групи VL у системі cBN—TiC—WC—(Al) в умовах високих  $p, T$ -параметрів. *Допов. Нац. акад. наук Укр.* 2020. № 4. С. 57–65. <https://doi.org/10.15407/dopovidi2020.04.057>

групу під загальною назвою VL [4, 5], а серед вже комерційно доступних і успішно застосовуваних слід відзначити композити, які отримані в системах cBN—TiC, cBN—TiN та cBN—TiCN [6–8]. Разом із високою термічною та хімічною стабільністю, яка забезпечена зернами cBN, експлуатаційні та фізико-механічні властивості різального інструменту можуть бути цілеспрямовано змінені шляхом додавання зв'язувальної фази різної хімічної природи. Слід зазначити, що VL-композити внаслідок того, що можуть містити до 55 % зв'язувальної фази, значно програють у міцності й твердості іншим cBN-керамікам (VN-група) [9], в яких частка кубічного нітриду бору становить не менше як 80 %. Тому різальні пластини, які виготовлені з VL-композитів, можуть застосовуватися лише для чистової обробки, коли відсутні активні динамічні навантаження. Однак за рахунок значної хімічної стійкості до окиснення й інертності щодо багатьох компонентів сучасних сталей і суперсплавів даний тип матеріалів є незамінним, особливо в умовах високошвидкісної обробки. Як зв'язки можна використовувати досить широкий спектр тугоплавких сполук (зазвичай це карбіди, бориди і нітриди *3d*- та *4d*-елементів) [10], які здатні утворювати тверді розчини заміщення, хімічно зв'язуватися із cBN зернами, а також формувати власні керамоматричні форми. Значна увага саме до зв'язок карбідної природи насамперед пов'язана з їх високою міцністю, зносостійкістю і в багатьох випадках термостійкістю. Загалом вже досліджено досить широкий спектр карбідних зв'язок як складових cBN-композитів, серед них такі тугоплавкі карбіди, як  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , VC, ZrC, WC [11–13]. Усі вони разом із cBN здатні утворювати високоміцні надтверді керамоматричні композити інструментального призначення.

У даній роботі проаналізовано процеси фазоутворення і фізико-технічні характеристики керамічних матеріалів групи VL, отриманих у системі cBN—TiC—WC—(Al), а також розглянуто перспективність їх використання як різальних пластин для обробки нержавіючих сталей. Використання TiC—WC зв'язки здійснено з метою поєднати хімічну стійкість карбіду титану із твердістю та термостійкістю WC, що надасть матеріалу додаткової поліфункціональності і дасть змогу працювати в умовах високих температур в області різання.

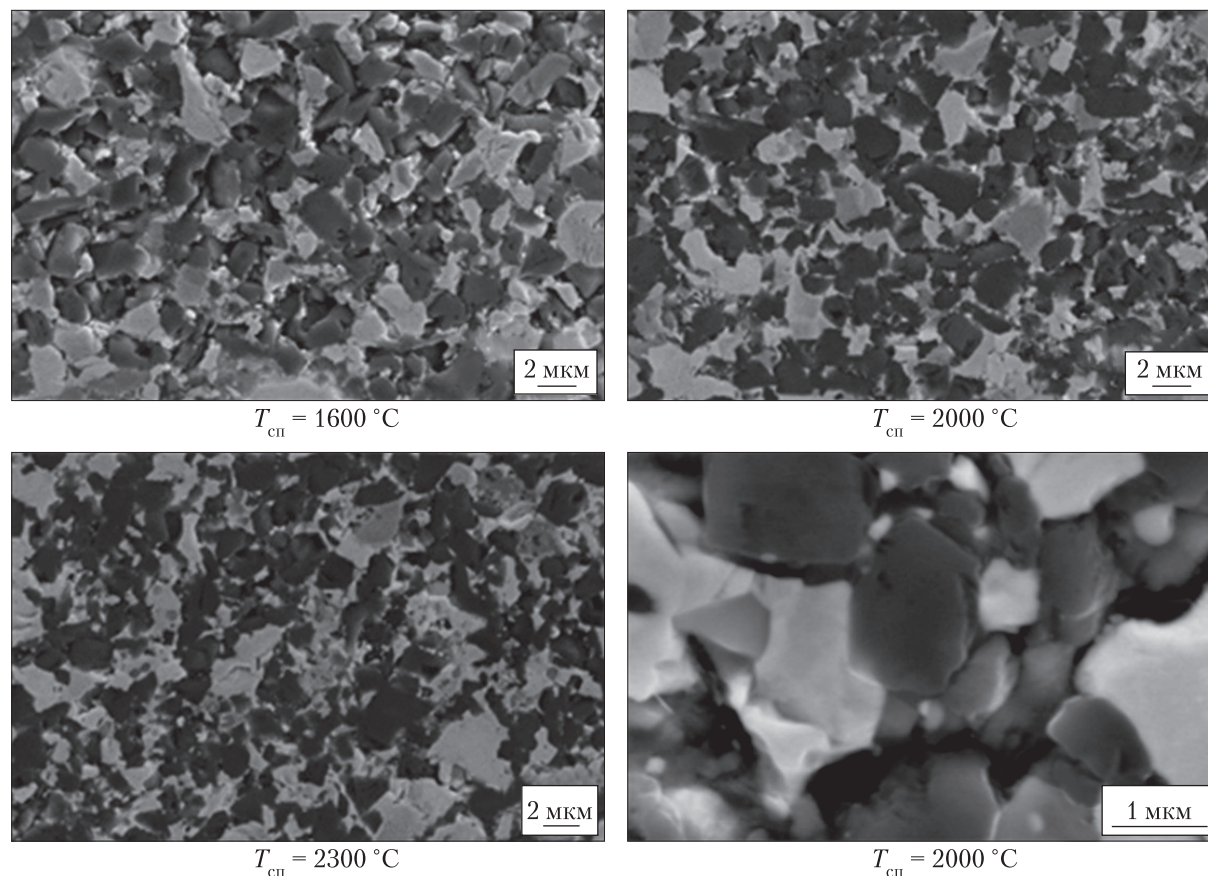
Фазоутворення у вибраній системі досліджували за допомогою апарата високого тиску типу “гороїд-30”, який розміщували в пресовій установці марки ДО 044 загальним зусиллям 2500 т. Для спікання використовували мікропорошки cBN (виробництва Element Six з розміром частинок 1–10 мкм), TiC, WC (виробництва ABCR з розміром частинок 1–3 мкм) і пудру алюмінію Al (виробництва ABCR). На першому етапі шляхом змішування в планетарному млині в середовищі ізопропілового спирту готували гомогенну суміш вихідних мікропорошків із співвідношенням компонентів cBN : TiC : WC : Al як 60 : 30 : 5 : 5 % об. Отримана в такий спосіб шихта була надалі дегазована шляхом відпалу (600 °C) у вакуумі ( $p = 10^{-5}$  мм рт. ст.) для видалення залишків органічного розчинника, води та адсорбованого кисню повітря. НРНТ-спікання здійснювали в графітових нагрівниках при сталому квазігідростатичному тиску 7,7 ГПа в температурному інтервалі 1400–2450 °C, усі експерименти були гартівними, час спікання становив 60 с. У результаті одночасної дії високого тиску і температури були сформовані циліндричні зразки правильної геометричної форми, з яких шляхом механічної обробки вільним алмазним абразивом та алмазними шліфувальними кругами виготовлено різальні пластини з параметрами  $d = 9,52$  мм,  $h = 3,18$  мм відповідно до стандарту ISO 1832–2017 на різальні пластини — RNGN 090300T. Густина та відкриту пористість вимірювали шляхом гідростатичного зважування у воді, мікротвер-



**Рис. 1.** Результати рентгенофазового аналізу композитів, отриманих у температурному інтервалі 1600–2300 °C (а) ↓ – фаза TiB<sub>2</sub>, ■ – фаза TiC), і ділянка XRD-спектра для матеріалу, спеченого при  $T \geq 1850$  °C (б) (CuK<sub>α</sub>-випромінювання)

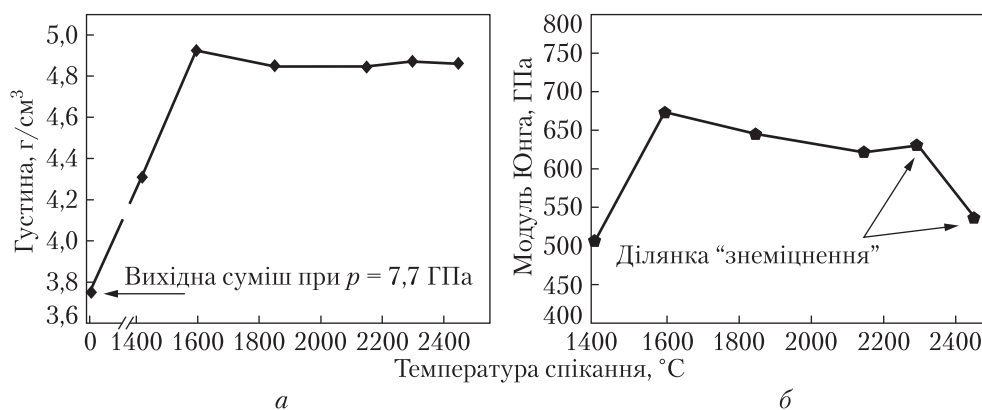
дість та тріщиностійкість – методом індентування відполірованої поверхні алмазною пірамідою Вікерса. Пружний модуль отриманої кераміки визначали за допомогою ультразвукових досліджень, вимірюючи швидкість поширення поперечних та поздовжніх УЗ-хвиль.

XRD-аналіз [14] фазового складу вихідної суміші для спікання та спечених зразків проведено у випромінюванні CuK<sub>α</sub> ( $\lambda_{Cu} = 1,54060 \text{ \AA}$ ) на рентгенівському дифрактометрі STOE STADI MP. Первинну обробку рентгенівських дифракційних даних здійснювали методом повнопрофільного аналізу. Для якісного фазового аналізу та уточнення параметрів кристалічних ґраток ідентифікованих фаз використовували оригінальний програмний пакет, який включає повний комплекс процедур Рітвельда (<http://www.x-ray.univ.kiev.ua>).



**Рис. 2.** SEM-зображення отриманих композитів залежно від температури спікання

За даними рентгенівського фазового аналізу вихідна шихта містить сBN (параметри ґратки  $a = b = c = 3,6141 \text{ \AA}$ ), TiC ( $a = b = c = 4,3219 \text{ \AA}$ ) та WC ( $a = b = 2,9066 \text{ \AA}$ ,  $c = 2,8394 \text{ \AA}$ ), проте алюміній через його дрібнодисперсність і незначну кількість даним методом не ідентифіковано. На рис. 1, *a* наведено результати XRD-аналізу отриманих зразків залежно від температури спікання. Результати розрахунку одержаних дифрактограм показують, що в усьому температурному інтервалі спікання основу (до 90–95 % об.) керамоматричного матеріалу становлять фази сBN та TiC. Починаючи з  $T_{\text{сп}} \geq 1850 \text{ °C}$  у системі зафіксовано утворення дибориду титану в кількості 4–5 % об. із параметрами ґратки  $a = b = 3,0281 \text{ \AA}$ ,  $c = 3,2338 \text{ \AA}$ , що супроводжується зникненням фази WC (див. рис. 1). При цьому параметр кристалічної ґратки карбіду титану дещо збільшується до  $a = b = c = 4,325 \text{ \AA}$ . Результати розрахунків кристалічної структури карбіду титану, що існує в зразках, спечених при температурі 1850 °C та вище, показують, що утворення дибориду титану ( $\text{TiB}_2$ ) супроводжується збідненням карбіду TiC титаном, місце якого заповнюють атоми вольфраму, утворюючи твердий розчин  $(\text{Ti,W})\text{C}$  з вмістом близько 5 ат. % вольфраму. Таким чином, фазовий склад зразків з  $T_{\text{сп}} \geq 1850 \text{ °C}$  формують дві основні фази – сBN і  $\text{Ti}_{4,5}\text{W}_{0,5}\text{C}_5$  з домішкою  $\text{TiB}_2$ . Зауважимо, що за своїм складом отриманий нами потрійний карбід титану  $\text{Ti}_{4,5}\text{W}_{0,5}\text{C}_5$  містить дещо меншу кількість вольфраму, ніж відомий карбід  $\text{Ti}_4\text{WC}_5$ , а його утворення супроводжується накопиченням вакансій у підґратці вуглецю.



**Рис. 3.** Залежність щільності (а) і модуля Юнга (б) від температури спікання керамоматричних композитів

Слід зазначити, що утворення дибориду титану, найімовірніше пов'язане з прямою хімічною взаємодією *cBN* та *TiC* у місцях контакту зерен і відбувається за механізмом твердофазних реакцій.

За умов високотемпературного спікання алюміній перетворився на рідку фазу і частково провзаємодіяв із *cBN*, утворивши *AlN* та *AlB<sub>2</sub>*, також зафіксовано  $\alpha$ -*Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>*. Усі ці фази виявляються у вигляді незначних скупчень у міжзеренному просторі, переважно на границях зерен *cBN* основної керамоматричної структури, а їх сумарна кількість не перевищує 2–3 %. Додаток алюмінію в даній системі використана як додатково активувальний компонент, що робить спікання частково рідкофазним (при цьому знижується температура спікання), сприяючи тим самим формуванню більш міцної кераміки з низькими показниками пористості. Також алюмінієва пудра завдяки своїй високій дисперсності та реакційній здатності зв'язує залишковий кисень у системі, перешкоджаючи окисненню основних карбідних фаз.

Ретельне дослідження мікроструктур дало змогу оцінити морфологію зерен *cBN* і зв'язувальних фаз. Так, за даними SEM-аналізу встановлено, що зерна *cBN* не змінюють своєї морфології, залишаючись чітко означеними в усьому температурному інтервалі. При температурі спікання понад 2000 °C зафіксовано характерні субструктурні зміни, пов'язані із високотемпературним відпалом дефектів і появою мікродвійників. Новоутворені фази, зокрема *TiB<sub>2</sub>*, локалізовані в міжзеренному просторі і рівномірно розподілені по всьому об'єму керамоматричної структури у вигляді скупчень зерен мікронних розмірів. Загалом в усьому температурному інтервалі матеріал характеризується однорідною дрібнодисперсною структурою з досить чіткими міжфазними границями і відсутністю значної закритої пористості (рис. 2).

Аналізуючи залежність густини та модуля Юнга від температури спікання (рис. 3), приходимо до висновку, що починаючи з температури 1600 °C вже сформована міцна монолітна матриця із сталими фізичними показниками, які у випадку модуля Юнга мають місце до температури  $\leq 2300$  °C. Подальше підвищення температури спікання призводить до часткової графітизації *cBN*, явищ збиральної рекристалізації, збільшення частки *TiB<sub>2</sub>* у міжзеренному просторі та послаблення структури в цілому, що відображено як ділянка зне-

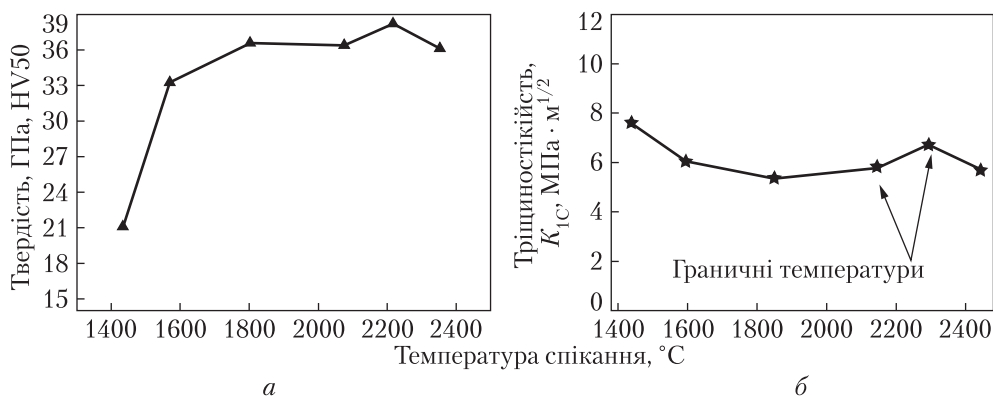


Рис. 4. Залежність твердості (а) і тріщиностійкості (б) від температури спікання керамоматричних композитів

міцнення (див. рис. 3, б). Твердість та тріщиностійкість (рис. 4) також мають характерну залежність від температури спікання. Так, згідно з даними рис. 4, а, твердість композитів, отриманих у температурному інтервалі 1800–2200 °С, практично не змінюється і знаходиться в межах 35–38 ГПа, а тріщиностійкість (див. рис. 4, б) має пологу залежність із значеннями  $K_{1C} = 6 \dots 7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ , із подальшим падінням при  $T_{\text{сп}} \geq 2300 \text{ °С}$ . Усе це вказує на те, що процеси формування високоміцного керамоматричного композита з оптимальними фізико-механічними характеристиками відбуваються при температурах 1800–2200 °С, що може бути враховано у разі їх промислового впровадження.

У результаті лабораторних випробувань отриманого композита, а саме високошвидкісної чистової обробки нержавіючої сталі AISI 316L за швидкості різання  $v_c = 300 \text{ м/хв}$ , подачі  $f = 0,15 \text{ мм/об}$ , глибини різання  $a_p = 0,5 \text{ мм}$  впродовж 300 с, виявлено, що зразки даної системи, отримані при температурах 1800–2000 °С, мають знос різальної кромки в діапазоні  $VB = 60 \dots 82 \text{ мкм}$ . Спостерігається планомірне зниження зносостійкості зразків, отриманих при підвищених ( $>2200 \text{ °С}$ ) температурах спікання, і при температурі спікання 2400 °С знос кромки сягає  $VB = 181 \text{ мкм}$ . Усі зразки та різальні кромки після випробувань залишалися цілими з характерною плоскою площадкою зносу без помітних руйнувань і сколів.

Таким чином, досліджено процеси НРНТ консолідації мікропорошків у системі сBN–TiC–WC–(Al). У температурному інтервалі 1600–2300 °С отримано надтверді високоміцні керамоматричні композити інструментального призначення з високими фізико-механічними характеристиками. Починаючи з температури спікання  $\geq 1850 \text{ °С}$  зафіксовано утворення нової сполуки –  $\text{TiB}_2$ , яка із алюмінієвмісними фазами представлена дрібнокристалічними формами і розташована в міжзеренному просторі основної сBN–TiC (WC) матриці. Керамічні матеріали показали типову залежність густини від температури спікання, модуль Юнга знаходиться в межах 670–625 ГПа і має ділянку знеміцнення при  $T_{\text{сп}} \geq 2300 \text{ °С}$ . Результати лабораторних випробувань свідчать про перспективність даного матеріалу 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) і Visby Scholarship від Swedish Institute (грант № 02757/2016).*

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Microstructure-property correlations for hard, superhard, and ultrahard materials: Kanyanta V. (Ed.). Basel: Springer, 2016. 239 p.
2. Huang Y., Chou Y.K., Liang S.Y. CBN tool wear in hard turning: A survey on research progresses. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2007. **35**, № 5–6. P. 443–453. <https://doi.org/10.1007/s00170-006-0737-6>
3. Turkevych D.V., Bushlya V., Ståhl J.-E., Petrusa I.A., Belyavina N.N., Turkevich V.Z. HP-HT sintering, microstructure, and properties of  $B_6O$ - and TiC-containing composites based on cBN. *J. Superhard Mater.* 2015. **37**, № 3. P. 143–154. <https://doi.org/10.3103/S1063457615030016>
4. Bushlya V., Bjerke A., Turkevich V.Z., Lenrick F., Petrusa 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. Bushlya V., Gutnichenko O., Zhou J., Avdovic P., Ståhl J.-E. 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/10.1080/10910344.2013.806105>
6. Chiou S.-Y., Ou S.-F., Jang Y.-G., 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. **39**, № 6. P. 7205–7210. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.02.066>
7. Angseryd J., Elfving M., Olsson E., Andrén H.-O. Detailed microstructure of a cBN based cutting tool material. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2009. **27**, № 2. P. 249–255. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.09.008>
8. Benko E., Barr T.L., Hardcastle S., Hoppe E., Bernasik A., 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)
9. 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>
10. Benko E., Wyczesany A., Bernasik A., Barr T.L., Hoop E. CBN–Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 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)
11. Slipchenko K., Petrusa I., Turkevich V., Johansson J., Bushlya V., Ståhl J.-E. Investigation of the mechanical properties and cutting performance of cBN-based cutting tools with Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> binder phase. *Proc. CIRP.* 2018. **72**. P. 1433–1438. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.03.180>
12. Slipchenko K.V., Petrusa 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. P. 226–227. <https://doi.org/10.3103/S1063457618030115>
13. Bezhenar M.P., Oleinik G.S., Bozhko S.A., Garbuz T.O., Konoval S.M. Structure of composites of the cBN–Al–ZrN system produced by high-pressure sintering. *J. Superhard Mater.* 2009. **31**, № 6. P. 357–362. <https://doi.org/10.3103/S106345760906001X>
14. Рентгєнівські методи дослідження на кафедрі фізики металів КНУ імені Тараса Шевченка. URL: <http://www.x-ray.univ.kiev.ua>

Надійшло до редакції 09.01.2020

REFERENCES

1. Kanyanta, V. (Ed.). (2016). Microstructure-property correlations for hard, superhard, and ultrahard materials. Basel: Springer.
2. Huang, Y., Chou, Y. K. & Liang, S. Y. (2007). CBN tool wear in hard turning: A survey on research progresses,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 35, No. 5-6, pp. 443-453, <https://doi.org/10.1007/s00170-006-0737-6>
3. Turkevych, D. V., Bushlya, V., Ståhl, J.-E., Petrusa, I. A., Belyavina, N. N. & Turkevich, V. Z. (2015). HP-HT sintering, microstructure, and properties of  $B_6O$ - and TiC-containing composites based on cBN. *J. Superhard Mater.*, 37, No. 3, pp. 143-154. <https://doi.org/10.3103/S1063457615030016>
4. Bushlya, V., Bjerke, A., Turkevich, V. Z., Lenrick, F., Petrusa, 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>

- Bushlya, V., Gutnichenko, O., Zhou, J., Avdovic, P. & Ståhl, J.-E. (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/10.1080/10910344.2013.806105>
- Chiou, S.-Y., Ou, S.-F., Jang, Y.-G. & Ou, K.-L. (2013). Research on CBN/TiC composites Part 1: Effects of the cBN content and sintering process on the hardness and transverse rupture strength. *Ceram. Int.*, 39, No. 6, pp. 7205-7210. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.02.066>
- Angseryd, J., Elfving, M., Olsson, E. & Andréén, H.-O. (2009). Detailed microstructure of a cBN based cutting tool material. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 27, No. 2, pp. 249-255. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.09.008>
- 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)
- 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>
- Benko, E., Wyczesany, A., Bernasik, A., Barr, T. L. & Hoopé, E. (2000). CBN–Cr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 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)
- Slipchenko, K., Petrusha, I., Turkevich, V., Johansson, J., Bushlya, V. & Ståhl, J.-E. (2018). Investigation of the mechanical properties and cutting performance of cBN-based cutting tools with Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> binder phase. *Proc. CIRP*, 72, pp. 1433-1438. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.03.180>
- 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, pp. 226-227. <https://doi.org/10.3103/S1063457618030115>
- Bezhenar, M. P., Oleinik, G. S., Bozhko, S. A., Garbuz, T. O. & Konoval, S. M. (2009). Structure of composites of the cBN–Al–ZrN system produced by high-pressure sintering. *J. Superhard Mater.*, 31, No. 6, pp. 357-362. <https://doi.org/10.3103/S106345760906001X>
- X-ray research methods at the Department of Metal Physics, Taras Shevchenko National University of Kyiv. Retrieved from <http://www.x-ray.univ.kiev.ua>

Received 09.01.2020

Д.А. Стратийчук<sup>1</sup>, В.З. Туркевич<sup>1</sup>,  
К.В. Слипченко<sup>1</sup>, В.Н. Бушля<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт сверхтвёрдых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев

<sup>2</sup> Лундский университет, Швеция

E-mail: d\_strat@ukr.net

#### ФОРМИРОВАНИЕ СВЕРХТВЁРДЫХ КОМПОЗИТОВ ГРУППЫ VL В СИСТЕМЕ cBN–TiC–WC–(Al) В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ *p, T*-ПАРАМЕТРОВ

Путём спекания микропорошков кубического нитрида бора и TiC с добавками WC и алюминия в условиях высокого давления (7,7 ГПа) в температурном интервале 1400–2450 °C изучены процессы формирования сверхтвёрдых композитов группы VL инструментального назначения. В исходной шихте объёмное соотношение компонентов составляло: cBN : TiC : WC : Al = 60 : 30 : 5 : 5. При НРНТ-спекании во всём температурном интервале получены высокопрочные сверхтвёрдые композиты, которые по данным XRD-анализа на 90–95 % состоят из зёрен cBN и TiC. Начиная с температуры спекания выше 1850 °C зафиксировано образование новой фазы – TiB<sub>2</sub> (~4 % об.), а также очень незначительных количеств (~1 % об.) AlN и AlB<sub>2</sub>. Полученные керамоматричные композиты имеют высокие значения твёрдости (35–40 ГПа) и характерную зависимость плотности и модуля Юнга от температуры спекания. Наиболее высокие физико-механические значения характерны для керамик, полученных в температурном интервале 1800–2200 °C, что согласуется с результатами испытаний при высокоскоростном точении закалённых (до 60 HRC) и высоколегированных (в том числе инконелеевых) сталей в условиях высоких температур в области резания. Так, в результате лабораторных испытаний полученных композитов, а именно высокоскоростной чистовой обработки нержавеющей стали AISI 316L (скорость 300 м/с, подача 0,15 мм/об, в



течение 5 мин) установлено, что все образцы данной системы имеют износ режущей кромки в диапазоне  $VB = 60 \dots 82$  мкм.

**Ключевые слова:** *высокое давление, cBN, сверхтвёрдые материалы, карбид титана, карбид вольфрама, режущая керамика.*

*D.A. Stratiichuk<sup>1</sup>, V.Z. Turkevich<sup>1</sup>,*

*K.V. Slipchenko<sup>1</sup>, V.M. Bushlya<sup>2</sup>*

<sup>1</sup>V.N. Bakul Institute for Superhard Materials of the NAS of Ukraine, Kyiv

<sup>2</sup>Lund University, Sweden

E-mail: d\_strat@ukr.net

#### FORMATION OF SUPERHARD COMPOSITES OF THE BL GROUP IN THE cBN–TiC–WC–(Al) SYSTEM UNDER THE HPHT-CONDITIONS

By sintering micropowders of cubic boron nitride with TiC and WC&Al additives at high pressure (7.7 GPa) in the temperature range 1400–2450 °C, the formation processes of superhard instrumental purpose composites of the BL group are studied. In the original charge, the respective components were taken in the following volume ratio: cBN : TiC : WC : Al = 60 : 30 : 5 : 5. Carrying out the HPHT sintering over the entire temperature range, high strength superhard composites were obtained which, according to the XRD- analysis, are composed of 90–95 % cBN and TiC grains. Starting with a temperature above 1850 °C, the formation of a new phase – TiB<sub>2</sub> (~4 % vol.), as well as very small amounts (~1 % vol.) of AlN and AlB<sub>2</sub>, was recorded. The obtained ceramic-matrix composites show high hardness values (35–40 GPa) and a characteristic dependence of the density and Young's modulus on the temperature. The highest physical and mechanical values are characteristic of ceramics obtained in the temperature range 1800–2200 °C, which is consistent with the test results at the high-speed turning of hardened (up to 60 HRC) and high-alloy (including inconel) steels at high temperatures in the cutting area. Conducting laboratory tests of the obtained composites, namely, the high-speed finishing of AISI 316L stainless steel (speed 300 m/s, feed 0.15 mm/rev, for 5 minutes), showed that all samples of this system exhibit cutting edge wear in the interval  $VB = 60 \dots 82$  microns.

**Keywords:** *high pressures, cBN, superhard materials, titanium carbide, tungsten carbide, cutting ceramics.*