

**К. В. СЛІПЧЕНКО, І. А. ПЕТРУША, В. З. ТУРКЕВИЧ**

**ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СВН КОМПОЗИТІВ ЗІ ЗВ'ЯЗКАМИ НА ОСНОВІ  
КАРБІДІВ ТІ, СR, V В УМОВАХ ВИСОКОШВИДКІСНОГО ТОЧІННЯ AISI 316L**

Досліджено механічні властивості та експлуатаційні характеристики різального матеріалу на основі кубічного нітриду бору зі зв'язками у виді карбідів перехідних металів (Ti, Cr, V), алюміній був введений в шихту якості гетеру. Композити одержано шляхом термобаричного спікання в апараті високого тиску типу тороїд. Виявлено, що зразки спечені в температурному інтервалі 2000-2150°C демонструють найвищу зносостійкість в умовах високошвидкісного точіння нержавіючої сталі AISI 316L.

**Ключові слова:** точіння, карбідів, титан, ванадій, хром, сталь, обробка, високий тиск, твердість.

**Е. В. СЛИПЧЕНКО, И. А. ПЕТРУША, В. З. ТУРКЕВИЧ**

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВН КОМПОЗИТОВ СО СВЯЗКАМИ НА ОСНОВЕ  
КАРБИДОВ ТИ, СR, V В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ТОЧЕНИЯ AISI 316L**

Исследовано механические свойства и эксплуатационные характеристики режущего материала на основе кубического нитрида бора со связками в виде карбидов переходных металлов (Ti, Cr, V), алюминий был введен в шихту качестве гетера. Композиты получено путем термобарического спекания в аппарате высокого давления типа тороид. Обнаружено, что образцы полученные в температурном интервале 2000-2150 °C демонстрируют самую высокую износостойкость в условиях высокоскоростного точения нержавеющей стали AISI 316L.

**Ключевые слова:** точение, карбиды, титан, ванадий, хром, сталь, обработка, высокое давление, твердость.

**K. V. SLIPCHENKO, I. A. PETRUSHA, V. Z. TURKEVICH**

**PHYSICO-MECHANICAL PROPERTIES OF CBN COMPOSITES WITH BINDERS BASED ON  
CARBIDES OF TI, CR, V IN CONDITIONS OF HIGH-SPEED MACHINING OF AISI 316L**

In current paper, we report on mechanical properties and wear resistance of high pressure high temperature (HPHT) sintered cutting tool materials based on cBN with carbides of transition metals Ti, Cr, V used as binders. Initial mixtures of compositions were chosen with 60 vol.% of cBN, 35 vol.% of binder phase and 5 vol.% of Al. Aluminum was introduced into the starting mixture as an oxygen getter. Sintering were conducted in HPHT toroid type apparatus under pressure of approx. 7,7 GPa and in the temperature range of 1600-2450°C. Elastic properties were measured using the ultrasonic pulse-echo technique. The highest tool wear resistance is demonstrated by the tools sintered at 2000-2150°C during machining of AISI 316L. It was found that samples sintered in the temperature range of 2000-2150 °C demonstrate the highest wear resistance while machining of stainless steel AISI 316L.

**Keywords:** turning, carbides, titanium, vanadium, chromium, steel, performance, high pressure, hardness.

**Вступ.** В умовах лезової обробки матеріал різальної кромки зазнає комплексного впливу високих стискаючих напружень, сил різання та температур, що призводить до зносу останньої. Підвищення швидкості різання індукує зростання температури в контактній зоні інструмент-оброблюваний матеріал до 1000-1100 °C [1]. Підвищення температури знижує міцність матеріалу заготовки і тим самим збільшує його пластичність [2]. Серед типових моделей зносу є утворення шару нагромадження матеріалу на різальній кромці, знос по задній поверхні інструменту, утворення лунок на передній поверхні, утворення проточин на різальних кромках, пластична деформація, термічне розтріскування, викришування та механічне руйнування різальної кромки. Основними механізмами зносу різальної кромки є адгезія, абразивне стирання, хімічний знос, та руйнування поверхні [3-5].

Групою французьких вчених [6] досліджено взаємозв'язок швидкості різання, типу різального інструменту та його параметрів (розміру зерен 2-8 мкм, фазового складу 50-90 % cBN) з терміном служби та механізмами зносу в умовах високошвидкісного точіння Inconel 718. У випадку використання різального інструменту на основі cBN найкращу зносостійкість та тривалість служби демонструють зразки з вмістом cBN від 45% до 60% (BL група) при швидкостях різання від  $v_c = 250$  м/хв до  $v_c = 300$  м/хв. Матеріал зв'язуючої фази є основним параметром впливу на зносостійкість інструментарію. Підвищення

вмісту cBN з 65% до  $\leq 80$  % призводить до зниження терміну служби інструменту з 9,6 хв до 2,8 хв в середньому. В умовах точіння сталі AISI 4340 ( $v_c = 100$  м/хв,  $f = 0.1$  мм/об) для інструменту cBN зі зв'язками TiC та  $Al_2O_3$  основним механізмом зносу є абразивний знос різального матеріалу твердими частинками карбідів з матеріалу заготовки [7].

В умовах безперервного точіння сталі AISI 4340 (56 HRC) комерційними різальними інструментами CBN7015 групи BL та CBN7025 групи BH (Sandvik Coromant) механізм зносу різальної кромки, також змінюється зі зміною швидкості різання [8-9]. Основними механізмом зносу при  $v_c = 150$  м/хв є абразивне стирання, що доповнюється дифузійним, а при  $v_c = 270$  м/хв деградація різальної кромки відбувається за дифузійним механізмом.

При точінні загартованої сталі AISI 8620 (50 HRC) в умовах - безперервного, переривчастого і повністю перерваного точіння різальним інструментом з cBN (CNGA120408 S01225 SE групи BH) при низьких та середніх швидкостях різання  $v_c = 90$  м/хв,  $v_c = 140$  м/хв відбувається абразивне стирання, а при підвищенні  $v_c$  до 200 м/хв за рахунок підвищення температури в зоні різання індукується механізм адгезійного зносу [10].

Механізм зносу та деструкції різальних інструментів на основі cBN в широкому ряді умов точіння сталей AISI D2, AISI H11, 35NiCrMo16, AISI 52100 (54 HRC) залежить не лише від хімічної

композиції cBN, а й від матеріалу та властивостей зв'язуючої фази [11-14].

**Мета роботи.** Досліди вплив температури спікання на фізико-механічні властивості cBN композитів зі зв'язками на основі карбідів Ti, Cr, V та їхню зносостійкість в умовах високошвидкісного точіння нержавіючої сталі AISI 316L.

**Методика експерименту.** Склад вихідних сумішей та розмір фракції компонентів шихти для спікання наведено в таблиці 1. Вихідні порошки карбиду ванадію було подрібнено з використанням планетарного млина Fritsch (Pulverisette 6 classic line) Середній розмір часток порошку після розмелювання складав 1,8 мкм. Гомогенізацію полідисперсних сумішей здійснено в гравітаційному змішувачі в середовищі ізопропилового спирту в продовж 3 годин. Після просушки готова шихта для спікання поміщалась в графітовий нагрівач та піддавалась термічній обробці у вакуумі ( $10^{-6}$  мбар, 2 год) з метою усунення надлишкового кисню.

Таблиця – 1 Композиційний склад вихідних сумішей для спікання

Система	Співвідношення компонентів, об.%
cBN-TiC-Al	60:35:5
cBN-Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> -Al	60:35:5
cBN-VC-Al	60:35:5

Керамо-матричні композити виготовлено шляхом термобаричного спікання в апараті високого тиску АВТТ-30 при тиску  $p = 7.7$  ГПа в інтервалі температур 1600-2450 °C [15]. Спечені зразки для досліджень доводились до розмірів стандарту різального інструменту згідно з RNGN090300T ( $d = 9,52$ мм,  $h = 3,18$ мм) методом механічного шліфування по плоскій та боковій поверхні алмазними дисками. Щільність спеченого композиту вимірювали прямим методом, який ґрунтується на вимірюванні маси та об'єму зразків, що визначається їхніми розмірами. Для розрахунку пружних модулів виміряно розповсюдження поздовжньої та перпендикулярної швидкості звуку в зразках на приладі Olympus 38DL Plus. Мікро індентування проведено за Вікерсом на мікротвердомірі THV-30MDX – навантаження на індентор складало 1 кг у випадку вимірювання мікротвердості та 5 кг у випадку вимірювання тріщиностійкості, витримка при заданому навантаженні - 15 с.

Випробування різальної здатності композитів на основі cBN проведено на токарному верстаті Torshälla CNC (Швеція) в умовах поздовжнього безперервного високошвидкісного точіння з використанням масляного охолоджувача. Різальний інструмент закріплювали в стандартний тримач CRSNL3225P09 для круглих різальних пластин (SECO Tools). В якості типового матеріалу аустенітного класу було обрано нержавіючу сталь AISI 316L (88 HRB). Умови різання

відповідали умовам фінішної обробки швидкість різання  $v_c = 300$  м/хв, швидкість подачі  $f = 0.15$  мм/об та глибина різання  $a_p = 0.3$  мм залишалися постійними. Деградацію різальної кромки композиту по задній поверхні (VB) після точіння оцінено з використанням стерео мікроскопу Olympus SZX7.

**Результати та їх обговорення.** Формування структури полікристалічних матеріалів в умовах спікання в значній мірі обумовлено реакціями та процесами, що мають місце в початковій стадії ущільнення порошкової шихти в АВТ при кімнатній температурі. Щільність порошкової суміші для спікання за результатами денсиметрії після первинної обробки в умовах прикладення тиску ( $p = 7,7$  ГПа) за відсутності впливу температурного поля ( $T = 20$  °C) становить 2,85 г/см<sup>3</sup> для системи cBN-TiC-Al, 3,5 г/см<sup>3</sup> – cBN-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Al та 4,22 г/см<sup>3</sup> в зразку системи cBN-VC-Al. В умовах прикладення температурного поля та тиску відбувається підвищення густини компакту на 23-25% при  $T_{сп.} = 1600$  °C. Щільність зразків отриманих в умовах термобаричного спікання при температурах  $T_{сп.} \geq 1850$  °C не має тенденції до зростання. Можна припустити, що починаючи з  $T_{сп.} = 1850$  °C досягається максимальне ущільнення компакту, яке обумовлене щільністю вихідних компонентів (рис. 1).

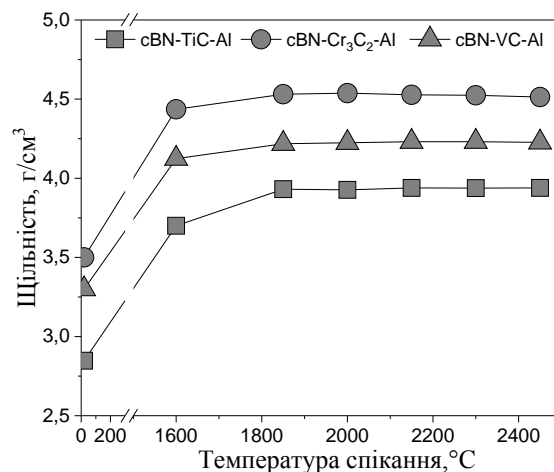


Рис. 1 – Залежність щільності композитів від температури спікання

Вимірювання поздовжньої ( $V_l$ ) та поперечної ( $V_t$ ) швидкості розповсюдження ультразвуку виконували в центральній частині зразків (три виміри) після термобаричного спікання в температурному інтервалі 1600-2450 °C виконувалося у частотному діапазоні 20-30 МГц з інструментальною похибкою 0,01 % на часовому інтервалі 10 мкс. Встановлено, що модуль Юнга та модуль зсуву композитів в системі cBN-TiC-Al практично не змінюються в ході термобаричних експериментів в діапазоні температур 1850-2450 °C. Виявлено, що температурні залежності пружних характеристик спечених композитів корелюють між собою (рис. 2, рис. 3). В системі зі зв'язкою у виді карбід хрому спершу спостерігається зростання пружних модулів в температурному інтервалі 1600-1850 °C, за рахунок впливу термобаричної дії та

відсутності взаємодії між компонентами суміші. При  $T_{\text{сп.}} = 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$ , модуль Юнга та модуль зсуву залишаються на тому ж рівні, що й при  $T_{\text{сп.}} = 1850\text{ }^{\circ}\text{C}$  – 545 ГПа та 233 ГПа відповідно. При підвищених температурах спікання  $T_{\text{сп.}} = 2300\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $T_{\text{сп.}} = 2450\text{ }^{\circ}\text{C}$  має місце відпал дефектів кристалічної структури та поступове зростання пружних властивостей композиту (рис. 2, рис. 3).

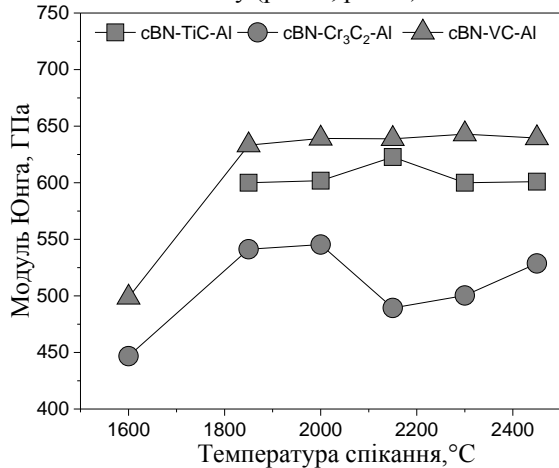


Рис. 2 – Залежність модулю Юнга композитів від температури спікання

Підвищення пружних модулів в системі з карбідом ванадію виявлено в діапазоні температур  $T_{\text{сп.}} = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $T_{\text{сп.}} = 1850\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Так значення модулю Юнга зростає з 498 ГПа до 633 ГПа, модуль зсуву змінюється з 216 ГПа до 273 ГПа. Наступне підвищення температур спікання не змінює значень пружних модулів, вони залишаються на тому ж рівні.

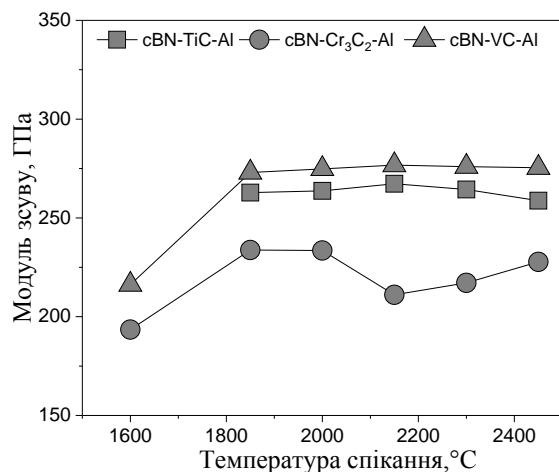


Рис. 3 – Залежність модулю зсуву композитів від температури спікання

З підвищенням температури спікання мікротвердість композитів системи cBN-TiC-Al стрімко зростає (рис. 4). Найнижче значення мікротвердості 32 ГПа виявлено в зразку спеченому при  $T_{\text{сп.}} = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ , яке пов'язане з присутністю мікропор в структурі композиту та відсутністю сформованих міжфазних границь. Підвищення температури спікання сприяє ущільненню композитів, формуванню міжфазних границь і як результат

стрімкому зростанню мікротвердості, максимальне значення якої становить 46 ГПа при  $T_{\text{сп.}} = 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$ . В процесі термобаричного спікання при  $T_{\text{сп.}} > 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$  відбувається хімічна взаємодія компонентів з утворенням дибориду титану та нітриду алюмінію, а також має місце рекристалізаційний відпал структурних дефектів, в результаті чого мікротвердість композитів знижується до значень 39 ГПа при  $T_{\text{сп.}} = 2450\text{ }^{\circ}\text{C}$ . В системі cBN-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Al (60:35:5 об.%) при підвищенні температури спікання від  $T_{\text{сп.}} = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $T_{\text{сп.}} = 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$  спостерігається зростання мікротвердості з 21 ГПа до 35 ГПа, яке обумовлене збільшенням щільності композиту за рахунок дії, як температурного поля, так і тиску без взаємодії компонентів. При  $T_{\text{сп.}} = 2150\text{ }^{\circ}\text{C}$  спостерігається взаємодія компонентів з утворенням фаз дибориду хрому та нітриду алюмінію, що ймовірно призводить до зниження твердості композиту - 33 ГПа.

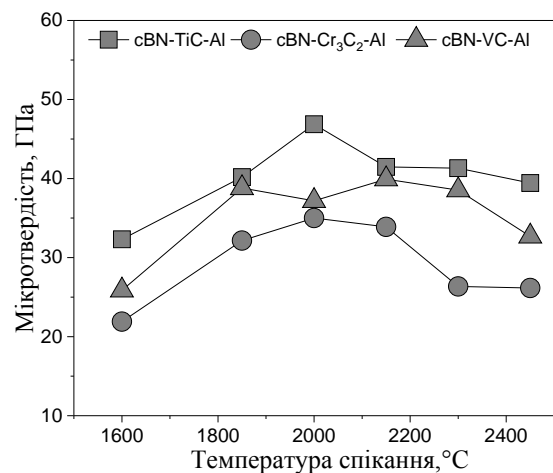


Рис. 4 – Залежність мікротвердості композитів від температури спікання

Подальше зниження твердості при  $T_{\text{сп.}} = 2300\text{ }^{\circ}\text{C}$  пов'язане з відпалом дефектів кристалічної структури. Значення мікротвердості композитів системи cBN-VC-Al зростають з 25,9 ГПа при  $T_{\text{сп.}} = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$  до 38,8 ГПа при  $T_{\text{сп.}} = 1850\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Як вже відзначалось раніше при  $T_{\text{сп.}} = 1850\text{ }^{\circ}\text{C}$  ущільнення композиту відбулося повною мірою, що позитивно впливає на мікротвердість композитів. При  $T_{\text{сп.}} = 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$  мікротвердість композиту знижується, але при цій же температурі спостерігається максимальне значення тріщиностійкості композиту - 5 МПа·м<sup>1/2</sup> (рис. 5).

Значення тріщиностійкості композитів системи cBN-TiC-Al в температурному інтервалі 1600-2000 °C залишається майже не змінним 6,1 МПа·м<sup>1/2</sup>, зниження тріщиностійкості композитів відбувається при тій же температурі що й зниження мікротвердості при  $T_{\text{сп.}} = 2150\text{ }^{\circ}\text{C}$  до значень 5,3 МПа·м<sup>1/2</sup>. В системі з карбідом хрому тріщиностійкість композитів практично не змінюється з підвищенням температури спікання та залишається на рівні 5,5 – 6 МПа·м<sup>1/2</sup>.

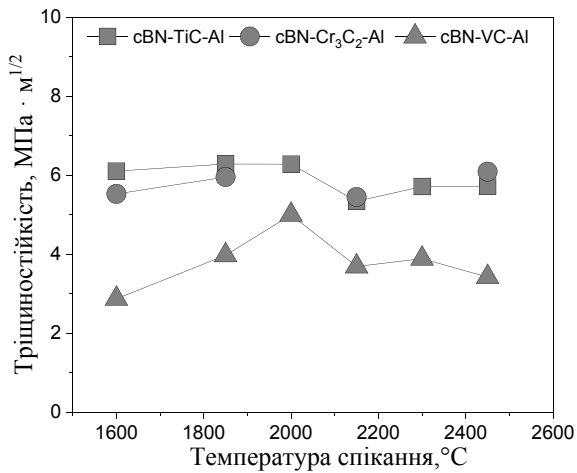


Рис. 5 – Залежність тріщиностійкості композитів від температури спікання

В умовах випробування різальної здатності зразків системи cBN-TiC-Al спечених при  $T_{\text{сп.}} = 1850\text{ }^{\circ}\text{C}$  та  $T_{\text{сп.}} = 2000\text{ }^{\circ}\text{C}$  знос різальної кромки значно нижче ніж у зразків отриманих при вищих температурах спікання, 37 мкм та 25 мкм відповідно. Знос різальної кромки в зразках, які отримані при температурах  $T_{\text{сп.}} \geq 2150\text{ }^{\circ}\text{C}$  збільшується та стає максимальним при  $T_{\text{сп.}} = 2300\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $VB = 55\text{ мкм}$ ). Таку поведінку зразків можна пояснити нижчою стійкістю до ударного навантаження різальної кромки в процесі прикладення сили різання та входження різальної кромки в контакт з матеріалом заготовки (рис.6).

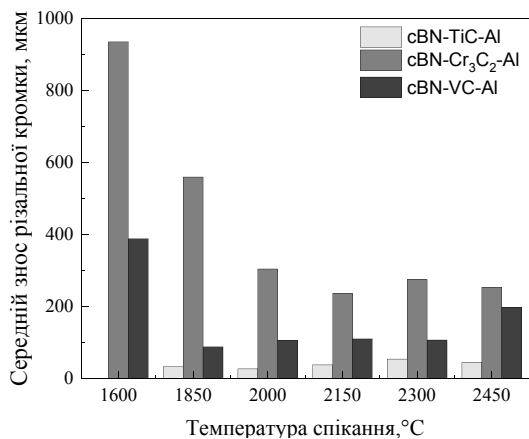


Рис. 6 – Середній знос різальної кромки по задній поверхні при в умовах точіння сталі AISI 316L  $v_c = 300\text{ м/хв}$

Випробування ріжучої здатності композитів системи cBN-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Al в умовах точіння нержавіючої сталі AISI 316L виявили, що середній знос різальної кромки у зразках спечених при  $T_{\text{сп.}} = 1600\text{--}1850\text{ }^{\circ}\text{C}$  найвищий (рис. 6). Ймовірно це пов'язано з тим, що процеси спікання та формування міжфазних границь при даних температурах спікання не пройшли в повній мірі, мікротвердість композитів є нижчою ніж у зразків отриманих при  $T_{\text{сп.}} \geq 1850\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Результати тестування різальної здатності композитів системи cBN-VC-Al виявили, що зразки даної системи спечені в температурному інтервалі

$T_{\text{сп.}} = 2000\text{--}2300\text{ }^{\circ}\text{C}$  демонструють середній знос різальної кромки в межах 100 - 110 мкм при швидкості точіння  $v_c = 300\text{ м/хв}$ . Високу ступінь зносу різальної кромки виявлено в зразку  $T_{\text{сп.}} = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ , що пов'язано з низькими фізичними та механічними властивостями даного зразку.

Аналізуючи оптичні зображення різальних кромок зразків, а саме профілі зносу після високошвидкісного точіння, виявлено, що відбувається механічне зношування різальної кромки по задній поверхні (рис.7), слідів хімічної взаємодії не виявлено.

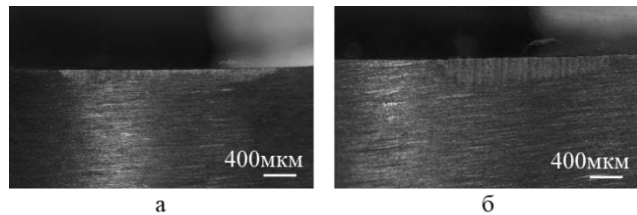


Рис. 7 – Оптичне зображення різальних кромок композитів  $T_{\text{сп.}} = 2150\text{ }^{\circ}\text{C}$  а – система cBN-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Al, б - cBN-VC-Al

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

## Висновки

Механічні властивості досліджуваних композитів зазнають суттєвого зростання в температурному інтервалі 1600-1850°C, досягаючи максимальних значень в діапазоні температур 2000-2150 °C. Подальше підвищення температури спікання супроводжується відпадом дефектів структури та зниженням мікротвердості композитів. З огляду на пружні та механічні властивості композитів систем cBN-TiC-Al, cBN-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Al, cBN-VC-Al встановлено, що оптимальним температурним інтервалом термобаричного спікання за умов прикладення тиску  $p = 7,7\text{ ГПа}$  є діапазон температур 2000-2150 °C.

Встановлено, що в умовах високошвидкісного точіння нержавіючої сталі AISI 316L зразки спечені в температурному інтервалі 2000-2150°C демонструють найвищу зносостійкість.

## Список литературы

1. Добротворский С.С. Моделирование процесса высокоскоростного фрезерования закалённых сталей методом конечных элементов / С.С. Добротворский, Е.В. Басова, С.А. Щучев// Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии: сб. науч. тр. – Х.: Нац. аэрокосм. ун-т «ХАИ», 2012. – №55. – С. 20-27
2. Abukhshim N. A., Mativenga P. T. and Sheikh M. A. Heat generation and temperature prediction in metal cutting: A review and implications for high speed machining', *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2006, vol. 46, no. 7–8, pp. 782–800. doi: 10.1016/j.ijmactools.2005.07.024.
3. Klocke F. *Manufacturing processes 1: turning, milling, drilling*, RWTHeidn, 2011. 504 p. doi: 10.1007/978-3-642-11979-8.
4. Yume J. A. O. and Kwon P. Y. Tool wear mechanisms in machining', *International Journal of Machining and Machinability of Materials*. 2007, vol. 2, no. 3/4, p. 316–334. doi: 10.1504/IJMMM.2007.015469.

5. Huang Y., Chou Y. K. and Liang S. Y. CBN tool wear in hard turning: A survey on research progresses, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2007, vol. 35, iss. 5–6, pp. 443–453. doi: 10.1007/s00170-006-0737-6.
6. Costes J. P., Guillet Y., Poulachon G. and Dessoly M. Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718', *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2007, vol. 47, iss. 7, pp. 1081–1087. doi: 10.1016/j.ijmactools.2006.09.031.
7. Luo S. Y., Liao Y. S. and Tsai Y. Y. Wear characteristics in turning high hardness alloy steel by ceramic and CBN tools, *Journal of Materials Processing Technology*. 1999, vol. 88, is. 1, pp. 114–121. doi: 10.1016/S0924-0136(98)00376-8.
8. Lin H. M., Liao Y. S. and Wei C. C. Wear behavior in turning high hardness alloy steel by CBN tool, *Wear*. 2008, vol. 264, iss. 7–8, pp. 679–684. doi: 10.1016/j.wear.2007.06.006.
9. De Godoy V. A. A. and Diniz A. E. Turning of interrupted and continuous hardened steel surfaces using ceramic and CBN cutting tools, *Journal of Materials Processing Technology*. 2011, vol. 211, iss. 6, pp. 1014–1025. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.002.
10. Dogra M., Sharma V., Sachdeva A. and Suri N. M. Tool life and surface integrity issues in continuous and interrupted finish hard turning with coated carbide and CBN tools, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. 2012, vol. 226, iss. 3, pp. 431–444. doi: 10.1177/0954405411418589.
11. Poulachon G., Moisan A. and Jawahir I. S. Tool-wear mechanisms in hard turning with polycrystalline cubic boron nitride tools, *Wear*. 2001, vol. 250–251, iss. 1–12, pp. 576–586. doi: 10.1016/S0043-1648(01)00609-3.
12. Poulachon G., Bandyopadhyay B. P., Jawahir I. S., Pheulpina S. and Seguina E. Wear behavior of CBN tools while turning various hardened steels, *Wear*. 2004, vol. 256, iss. 3–4, pp. 302–310. doi: 10.1016/S0043-1648(03)00414-9.
13. Poulachon G., Alberta A., Schluraffa M. and Jawahir I. S. An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in PCBN hard turning, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2005, vol. 45, iss. 2, pp. 211–218. doi: 10.1016/j.ijmactools.2004.07.009.
14. Poulachon G., Bandyopadhyay B. P., Jawahir I. S., Pheulpina S. and Seguina E. The influence of the microstructure of hardened tool steel workpiece on the wear of PCBN cutting tools, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2003, vol. 43, iss. 2, pp. 139–144. doi: 10.1016/S0890-6955(02)00170-0.
15. Petrusha I. A., Osipov A. S., Nikishina M. V., Smirnova T. I., Mel'niichuk Yu. A. and Klimczyk P. Preventive action of silicon nitride at HT-HP sintering of cubic boron nitride, *Journal of Superhard Materials*. 2015, vol. 37, iss. 4, pp. 222–233. doi: 10.3103/S1063457615040024.
- Machine Tools and Manufacture*. 2006, vol. 46, no. 7–8, pp. 782–800. doi: 10.1016/j.ijmactools.2005.07.024.
3. Klocke F. *Manufacturing processes 1: turning, milling, drilling*, RWTHedition, 2011. 504 p. doi: 10.1007/978-3-642-11979-8.
4. Yume J. A. O. and Kwon P. Y. Tool wear mechanisms in machining', *International Journal of Machining and Machinability of Materials*. 2007, vol. 2, no. 3/4, p. 316–334. doi: 10.1504/IJMMM.2007.015469.
5. Huang Y., Chou Y. K. and Liang S. Y. CBN tool wear in hard turning: A survey on research progresses, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2007, vol. 35, iss. 5–6, pp. 443–453. doi: 10.1007/s00170-006-0737-6.
6. Costes J. P., Guillet Y., Poulachon G. and Dessoly M. Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718', *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2007, vol. 47, iss. 7, pp. 1081–1087. doi: 10.1016/j.ijmactools.2006.09.031.
7. Luo S. Y., Liao Y. S. and Tsai Y. Y. Wear characteristics in turning high hardness alloy steel by ceramic and CBN tools, *Journal of Materials Processing Technology*. 1999, vol. 88, is. 1, pp. 114–121. doi: 10.1016/S0924-0136(98)00376-8.
8. Lin H. M., Liao Y. S. and Wei C. C. Wear behavior in turning high hardness alloy steel by CBN tool, *Wear*. 2008, vol. 264, iss. 7–8, pp. 679–684. doi: 10.1016/j.wear.2007.06.006.
9. De Godoy V. A. A. and Diniz A. E. Turning of interrupted and continuous hardened steel surfaces using ceramic and CBN cutting tools, *Journal of Materials Processing Technology*. 2011, vol. 211, iss. 6, pp. 1014–1025. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.01.002.
10. Dogra M., Sharma V., Sachdeva A. and Suri N. M. Tool life and surface integrity issues in continuous and interrupted finish hard turning with coated carbide and CBN tools, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. 2012, vol. 226, iss. 3, pp. 431–444. doi: 10.1177/0954405411418589.
11. Poulachon G., Moisan A. and Jawahir I. S. Tool-wear mechanisms in hard turning with polycrystalline cubic boron nitride tools, *Wear*. 2001, vol. 250–251, iss. 1–12, pp. 576–586. doi: 10.1016/S0043-1648(01)00609-3.
12. Poulachon G., Bandyopadhyay B. P., Jawahir I. S., Pheulpina S. and Seguina E. Wear behavior of CBN tools while turning various hardened steels, *Wear*. 2004, vol. 256, iss. 3–4, pp. 302–310. doi: 10.1016/S0043-1648(03)00414-9.
13. Poulachon G., Alberta A., Schluraffa M. and Jawahir I. S. An experimental investigation of work material microstructure effects on white layer formation in PCBN hard turning, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2005, vol. 45, iss. 2, pp. 211–218. doi: 10.1016/j.ijmactools.2004.07.009.
14. Poulachon G., Bandyopadhyay B. P., Jawahir I. S., Pheulpina S. and Seguina E. The influence of the microstructure of hardened tool steel workpiece on the wear of PCBN cutting tools, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2003, vol. 43, iss. 2, pp. 139–144. doi: 10.1016/S0890-6955(02)00170-0.
15. Petrusha I. A., Osipov A. S., Nikishina M. V., Smirnova T. I., Mel'niichuk Yu. A. and Klimczyk P. Preventive action of silicon nitride at HT-HP sintering of cubic boron nitride, *Journal of Superhard Materials*. 2015, vol. 37, iss. 4, pp. 222–233. doi: 10.3103/S1063457615040024.

## References (transliterated)

1. Dobrotvorskiy S.S., Basova Ye.V., Shchuchev S.A. *Modelirovanie protsessy vyisokoskorostnogo frezerovaniya zakal'nykh staley metodom konechnykh elementov* [Modeling the process of high-speed milling of hardened steels by the finite element method]. *Open information and computer integrated technologies*. 2012, no 55, pp. 20-27.
2. Abukhshim N. A., Mativenga P. T. and Sheikh M. A. Heat generation and temperature prediction in metal cutting: A review and implications for high speed machining', *International Journal of*

Поступила (received) 01.03.2018

## Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

**Сліпченко Катерина Вячеславівна (Сліпченко Екатерина Вячеславовна, Slipchenko Kateryna Vyacheslavivna)** – аспірант, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України (м. Київ); тел.: (044) 379-14-46; e-mail:kateslipchenko@gmail.com

**Петруша Ігор Андрійович (Петруша Игорь Андреевич, Petrusha Igor Andriiovych)** – доктор технічних наук, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, провідний науковий співробітник, Київ, Україна, e-mail:dialab@ism.kiev.ua

**Туркевич Володимир Зіновійович (Туркевич Владимир Зиновьевич, Turkevich Volodymir Zinoviiovich)** – доктор хімічних наук, академік НАН України, Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, завідувач відділу, Київ, Україна, <https://orcid.org/0000-0002-1441-4269>, e-mail: vturk@ism.kiev.ua