

І. А. Петруша, д-р техн. наук¹; **В. М. Бушля**², **А. С. Осіпов**¹, **Ю. О. Мельнійчук**¹,
кандидати техн. наук; **О. І. Запорожець**³, **В. А. Михайловський**³, **Н. М. Білявіна**⁴,
кандидати фіз.-мат. наук; **Т. І. Смірнова**¹, канд. техн. наук

¹Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська, 2,
04074, м. Київ, Україна, e-mail: dialab@ism.kiev.ua

²Лундський університет, вул. Уле Ремерса 1, 22100, Лунд, Швеція,
e-mail: volodymyr.bushlya@iprod.lth.se

³Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
б-р Академіка Вернадського, 36, 02000, м. Київ, e-mail: zarus.ua@gmail.com

⁴Київський національний університет ім. Тараса Шевченка, пр. Академіка Глушкова, 4,
03127, м. Київ, Україна, e-mail: nbelyavina@bigmir.net

МУЛЬТИКОМПОНЕНТНІ КОМПОЗИТИ cBN ГРУПИ VL: ЗНОШУВАННЯ ІНСТРУМЕНТУ ПРИ ТОЧІННІ СУПЕРСПЛАВУ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ

Надтверді композиційні матеріали на основі кубічного нітриду бору (cBN), що відрізняються за вмістом cBN, були отримані методом термобаричного спікання з використанням апарату високого тиску тороїдального типу (АВТТ-30). Вихідні суміші для спікання композитів групи VL містили 55 об. % мікропорошку cBN (1–2 мкм), 40 об. %TiC (≤ 10 мкм), або таку ж кількість порошку Maxthal 312 (≤ 10 мкм, номінально МАХ фаза Ti_3SiC_2). Решту 5 об. % складала добавка Si_3N_4 (0,3–1,5 мкм). Спікання здійснювали при тиску $p \sim 8$ ГПа і оптимальних температурах $T = 2000–2050$ °C на протязі 45 с. Результати досліджень методами рентгенівської дифракції (XRD), скануючої електронної мікроскопії (SEM) з системою енергодисперсійного аналізу (EDS) свідчили про певні хімічні реакції, фазові та структурні зміни, що відбувалися в процесі термобаричного спікання зразків. Зокрема, найбільш значні зміни спостерігаються в системі cBN-Ti₃SiC₂, де внаслідок повного розкладання МАХ фази формується багатокомпонентний композит cBN-TiC-TiCN-TiB₂-TiSi₂. Фізико-механічні показники (твердість, пружні модулі) зразків суттєво різнилися з властивостями композиту групи ВН (BSNTM), в якому вміст cBN домінує і становить ~ 97 об. %. Лезова обробка суперсплаву INCONEL® 718 ріжучим інструментом з отриманих композитів групи VL при використанні охолоджуючої 8 %-ної емульсії Sitala D 201-03 Shell характеризується значно більшою повільним наростанням сил різання з часом точіння в порівнянні з BSNTM. Крім того, завдяки високій твердості і підвищеній стійкості композиційних матеріалів до адгезійної взаємодії зі сплавом Інконель, розвиток таких макродефектів, як проточини, суттєво стримується. Ефект особливо виражений при використанні інструменту з композиту на основі системи cBN-TiC.

Ключові слова: кубічний BN, TiC, Ti₃SiC₂, ріжучий композит, структура, фізико-механічні властивості, сплав Інконель 718, точіння

Вступ

Застосування інструментів з надтвердих композиційних матеріалів на основі кубічного нітриду бору (cBN), як альтернативи звичайним керамічним та цементованим твердосплавним інструментам, часто розглядається в контексті можливості значного підвищення ефективності процесу токарної обробки жароміцних суперсплавів. Незважаючи на значний прогрес у традиційних технологіях точіння і фрезерування, обробка жароміцних сплавів типу INCONEL® 718 (Інконель 718) все ще вважається великою проблемою через власні характеристики цих нікелевих суперсплавів (хімічний склад, низька теплопровідність, міцність). Схильність ріжучого інструменту до передчасного зношування, поряд зі значною тривалістю процесів фрезерування та

токарної обробки, є одним з ключових факторів високої вартості відповідних технологій обробки. Аналіз відомих результатів досліджень висвітлює велику кількість інформації щодо розробок, застосування та вивчення механізмів зношування інструменту з композитів різного типу на основі cBN при традиційній лезовій обробці *INCONEL® 718* [1–6].

Механізми зношування композитів можуть бути як відносно простими, так і складними комбінованими, природа яких пов'язана з абразивним зношуванням, адгезією, хімічною та дифузійною взаємодіями, пластичною деформацією, або крихким руйнуванням інструменту. Особливості процесів різання в високотемпературній зоні, де формується стружка, а саме сил різання, тертя, розподіл температур, явища мікросколювання та їх вплив на якість обробленої поверхні, неодноразово досліджували. Переважно використовували емпіричні підходи, а також спеціальні імітаційні експерименти, наприклад [1, 6]. Разом з тим, активно залучають математичні моделі механізмів зношування інструменту та прогнозування його поведінки. Компіляцію відповідних даних нещодавно наведено в огляді [3]. В разі *INCONEL® 718* звертають увагу на схильність сплаву до налипання на поверхню інструменту в процесі точіння (*built-up-edge, BUE*), яке спричиняє мікросколювання та передчасне руйнування ріжучого леза [2, 3]. Очевидно, що створення сприятливих трибохімічних умов в зоні різання можливе шляхом оптимізації складу інструментального композиту, режимів обробки та завдяки використанню певних мастильно-охолоджувальних рідин.

Costes J.P. з співавторами ще у 2007 році, виходячи з накопиченого досвіду, показали, що низький вміст cBN з дрібними зернами в керамічній сполучній речовині, головним чином на основі карбонітридних сполук титану, дає найкращі результати при обробці сплаву Інконель 718 [1]. Згідно міжнародної класифікації, до відповідних інструментальних композитів відносять тверді ріжучі матеріали, в яких вміст cBN становить 45–65 об. % (група *BL*) [7]. Матеріали групи *BH* з 70–95 об. % cBN призначені для точіння та фрезерування сірих та вибілених чавунів, наплавов та інших зміцнених матеріалів, включаючи тверді сплави. Основне призначення композитів групи *BL* – обробка на високих швидкостях загартованих сталей з твердістю 55–65 *HRC*, у тому числі в умовах переривчастого точіння.

Серед результатів досліджень поведінки інструменту при точінні зміцненого старінням сплаву Інконель 718 в залежності від швидкості різання показові дані роботи [5]. В якості інструментального матеріалу використовували композит з ≈ 50 об. % cBN в матричній складовій на основі TiC. Розмір зерен cBN в структурі композита становив $l = 0,5\text{--}2$ мкм. Встановлено, що зношування інструменту має стабільний характер при швидкості різання (v_c) в інтервалі 300–400 м/хв. При $v_c = 390\text{--}480$ м/хв шорсткість обробленої поверхні мінімальна і фіксується на рівні $R_a=0,1$ мкм. В цілому, за даними цієї роботи, при використанні композита групи *BL* забезпечувалась на 70–90 % краща стійкість інструменту та якість обробленої поверхні у порівнянні з композитом *BH* групи. Хімічний механізм зношування домінує при підвищених швидкостях різання, в той час як адгезійний є характерним для $v_c = 120\text{--}210$ м/хв. Обмежувачими факторами застосування cBN групи *BL* було формування *BUE* на малих v_c . При $v_c \geq 750$ м/хв критичною стає міцність інструментального матеріалу [5].

Тести з імітацією умов різання в контактних парах між сплавом Інконель 718 та інструментальним матеріалом cBN зі зв'язкою TiC та без неї були сфокусовані на визначені характеру хімічних та дифузійних взаємодій між ними [6]. Дослідження охоплювало термодинамічне моделювання та експериментальні випробування в діапазоні тисків від 0,1 Па до 2,5 ГПа при температурах до 1600 °С. Аналітичні методи аналізу контактної зони в зразках дифузійних пар, отриманих як в умовах вакууму, так і під високим тиском, включали трансмісійну електронну мікроскопію (ТЕМ) та синхротронні спостереження *in-situ*. Показано, що cBN схильний до дифузійного розчинення в сплаві та до реакцій з Nb, Mo і Cr, що входять до складу сплаву Інконель 718. В композиті з TiC загальний процес деградації змінюється, оскільки карбід титану менш схильний до таких механізмів взаємодії.

При тиску 2,5 ГПа і температурі до 1600 °С, тобто в умовах, які часто досягаються при механічній обробці, механізми взаємодії включають утворення твердих розчинів, насичення і осадження нових фаз [6]. Дифузія відповідальна за втрату сBN, тоді як утворення нітридів Ti і Nb та боридів Cr, Mo і Nb контролюється хімічною взаємодією. Карбід титану залишається більш стабільним, ніж сBN, і тому виконує функцію інертного бар'єру, впливаючи на інтенсивність дифузійних потоків. Отримані результати дозволяють пояснити меншу швидкість зношування інструментів з композитів на основі сBN групи *BL*.

Таким чином, крім режимів обробки, працездатність інструменту з надтвердих композиційних матеріалів на основі сBN значною мірою залежить від специфіки адгезійних і трибологічних взаємодій в зоні різання. Безумовно, мікроструктурні характеристики та склад інструментального матеріалу впливають на його в'язкість і гарячу твердість і, таким чином, також визначають його зносостійкість. Метою даної роботи було отримання композитів сBN групи *BL* зі складною багатокомпонентною структурою на основі сполук титану та кремнію, вивчення їх фізико-механічних властивостей та показників працездатності в різальному інструменті при точінні суперсплаву Інконель 718. Тестові випробування виконувались у порівнянні з композитом сBN групи *BH*.

Виконання експериментів і методи досліджень

Отримання композитів. Композиційні матеріали на основі сBN отримували методом термобаричного спікання сумішей порошків при $p \approx 8$ ГПа з використанням апарату високого тиску і температури тороїдального типу АВТТ-30 [8]. Конструкція комірки високого тиску (КВТ), її складання та процедура з виконання експерименту докладно описані нами в [9]. Дві суміші, кожна з 55 об. % сBN, за співвідношенням вихідних компонентів формально відповідали композитам групи *BL* з низьким вмістом сBN, що позначено як сBN-*LC* (*Low Content*). Композит з високим вмістом сBN, використаний в роботі з метою порівняння властивостей, позначений як сBN-*HC* (*High Content*) (табл. 1).

Таблиця 1. Фазовий склад суміші порошкових компонентів для спікання композитів на основі сBN та їх вміст

Умовне позначення композиту	Група за ISO 513[7]	Вміст фаз в суміші порошків, об. % (мас. % в дужках)			
		сBN	TiC	Ti ₃ SiC ₂	Si ₃ N ₄
сBN- <i>LC</i> (1)	<i>BL</i>	55 (47,4)	40 (48,7)	–	5 (3,9)
сBN- <i>LC</i> (2)	<i>BL</i>	55 (49,2)	3 (3,8)	37 (42,9)	5 (4,1)
сBN- <i>HC</i> (BSN [™] [10, 11])	<i>BH</i>	96,7 (97)	–	–	3,3 (3)

Масові долі компонентів у сумішах розраховані виходячи з даних щодо густини вихідних речовин: сBN, TiC, Ti₃SiC₂, та Si₃N₄ відповідно 3,49 [12]; 4,93; 4,52 [13] та 3,17 г/см³.

Гомогенізовані суміші компонентів для всіх варіантів готували шляхом сухого 5-ти кратного протирання через дротяне сталеве сито за допомогою титанового шпателью. Розмір вічок в ситі становив 63 мкм. Перед спорядженням в КВТ суміші були попередньо

термооброблені при 100 °С на протязі 1 год з метою видалення адсорбованої вологи. Відзначимо, що з міркувань захисту від забруднень в процесі термобаричного спікання шихти в КВТ АВТТ-30, до всіх сумішей додавали невелику кількість високодисперсного Si₃N₄ (марка M11, H.C. Starck GmbH KG) з розміром частинок $l = 0,3-1,5$ мкм (табл. 1). Функціональна роль та механізм превентивної дії добавки з Si₃N₄ досліджувались нами раніш [11]. Для решти компонентів зазначимо наступне.

Композит сBN-LC(1). У вихідній суміші для спікання використано мікропорошок сBN з розміром частинок $l = 1-2$ мкм (марка KM 2/1, ТУ 88.090.018-98 ІНМ НАН України) та полідисперсний порошок TiC ($l \leq 10$ мкм, марка HV 250, H.C. Starck GmbH KG) в стані постачання.

Композит сBN-LC(2). Вихідна суміш містила мікропорошок сBN, такий як і для сBN-LC(1), та комерційно доступний порошок Maxthal 312 ($l \leq 10$ мкм, номінально MAX фаза Ti₃SiC₂, Sandvik Materials Technology AB) в стані постачання. За даними [14] Maxthal 312 складається з Ti₃SiC₂ та 8 мас. % TiC.

Композит сBN-НС (для порівнянь). Вихідна суміш, крім домішки Si₃N₄, містила мікропорошок сBN з $l = 7-10$ мкм (марка KM10/7 за ТУ 88.090.018-98 ІНМ НАН України). Аналогічний надтвердий матеріал групи ВН, що також відомий під торговельною маркою БОРСИНІТ (BSNTM) [10], крім використання в інструменті для механічної обробки загартованих сталей та чавунів, з успіхом застосовують при точінні спечених твердих сплавів системи WC-Co [11].

Спікання сумішей при $p \approx 8$ ГПа на протязі 45 с здійснювали в оптимальних температурних інтервалах: $T = 2000-2050$ °С для сBN-LC(1) і сBN-LC(2), та $T = 2250-2300$ °С в разі сBN-НС. Оптимізаційний пошук виконували в діапазоні температур 1500–2300 °С за критеріями досягнення композитами максимальної густини та твердості, які фактично визначають екстремум абразивної стійкості спеченого матеріалу. Як свідчить досвід, екстремальний характер структурно чутливих властивостей композитів обумовлюється розвитком процесу рекристалізаційного відпалу за занадто високих температур термобаричної дії при спіканні. Зниження твердості та абразивної стійкості є характерними ознаками небажаних структурних змін, що легко фіксувати, зокрема, при шліфуванні зразків вільним абразивом на чавунних дисках. Типова процедура, яку використовували при вивченні відносної інтенсивності абразивного зношування зразків, включала механічну обробку

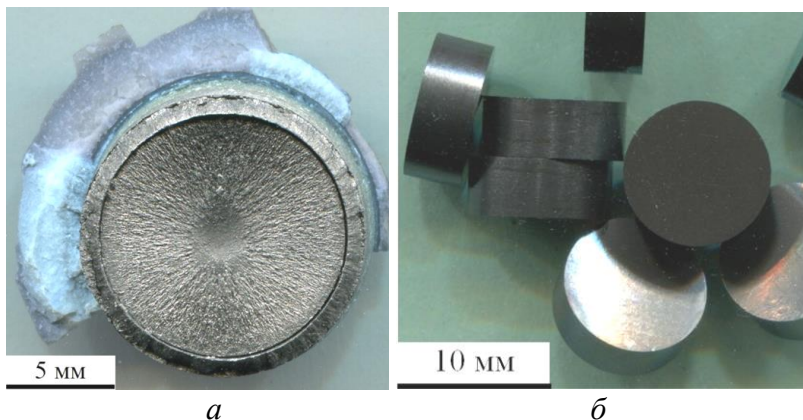


Рис. 1. Композит сBN-LC(2): а – спечена заготовка в графітовому нагрівнику КВТ; б – вигляд змінних ріжучих пластини RNGN 09T300F з композиту для оснащення інструменту після алмазно-абразивної обробки заготовок

методів механічної обробки. Зокрема, змінні пластини для ріжучого інструменту виготовляли з розмірами $d = 9,52$ та $h = 3,97$ мм (RNGN 09T300F), або $h = 3,18$ мм (RNGN 090300F) відповідно до номенклатури за стандартом ISO 832:2017 [15] (рис. 1).

поверхні алмазним шліф-порошком марки АСМ 125/100 на протязі 16 хв під тиском $p \approx 6,5$ Н/см² з наступним визначенням втрати маси композитом.

Спечені при оптимальних термобаричних умовах композити (заготовки) мали вихідні діаметр і товщину відповідно $d \approx 11,5$ та $h \approx 5$ мм. Зразки для структурних, фізичних та фізико-механічних досліджень отримували з використанням стандартних

Методики досліджень. При визначенні густини (d) зразків шляхом вимірювань їх маси та об'єму за геометричними розмірами використовували ваги AD 200 (AXIS) з дискретним відліком в 1 мг і важільний мікрометр МРП 25 з границею допустимої похибки мікрометричної головки ± 2 мкм. Розрахункова абсолютна похибка визначення d не перевищувала $0,015$ г/см³. Поверхню зразків попередньо перед мікроструктурними дослідженнями та інденуванням полірували, використовуючи 9-ти- та одномікронну алмазні суспензії, а також колоїдний розчин кремнезему ($0,04$ мкм).

Фазовий складу і особливості мікроструктури композитів вивчали за допомогою двопробного мікроскопу *FEI NanoLab 600*. Для енергодисперсійного рентгенівського (EDX) аналізу використовували мікроскоп *JSM_6700F* (система *SDD X_Maxn EDX, Oxford Instruments*). Рентгенівські дифракційні спектри (XRD) отримували на дифрактометрі ДРОН-3М з джерелом *CuK α* випромінювання.

При визначенні твердості та тріщиностійкості отриманих композиційних матеріалів використовували методи інденування. На різних групах зразків випробування здійснювали за Вікерсом з визначенням тріщиностійкості при значних навантаженнях (F) на інденатор (твердомір ТП-2; $F = 147$ Н), або за Берковичем на мікротвердомірі *Ernst Leitz Wetzlar* при $F = 4,9$ Н.

Показники пружності отриманих композитів досліджували методами ультразвукової (УЗ) діагностики з використанням унікального імпульсного устаткування [16]. Вимірювання поздовжньої (v_l) і поперечної (v_t) швидкостей ультразвуку виконувалося в частотному діапазоні 10–30 МГц з інструментальною похибкою 0,01 % на часовій базі 10 мкс. При розрахунках пружних модулів – Юнга (E), зсуву (G), всебічного стискання (B), та коефіцієнту Пуассона (η) використовували відомі формули з оцінкою точності їх вимірювань [17].

Порівняльні дослідження працездатності ріжучих інструментів з отриманих композитів виконували при точінні нікелевого жароміцного суперсплаву Інконель 718 – *INCONEL® alloy 718 (UNS N07718/W.Nr. 2.4668)*. В стані старіння твердість сплаву становила 46 HRC. Дослідження проводилися при поздовжньому точінні на верстаті з ЧПУ *SMT 500* потужністю 70 кВт. При обробці застосовували круглі ріжучі пластини без фаски *RNGN09T300F*. Охолодження при точінні здійснювали 8 %-ною емульсією *Sitala D 201-03 Shell*. Сили різання реєструвалися в процесі обробки за допомогою трьохкомпонентного п'єзоелектричного динамометра *Kistler 9129AA*. Вимірювання фаски зносу проводилося на оптичному стереомікроскопі *Leica MZ16*. Скануючий електронний мікроскоп *HRSEM LEO / Zeiss 1560* та мікроскоп *InfiniteFocus Real3D, Alicona* застосовувалися для аналізу зношених інструментів.

Результати досліджень та їх обговорення

Растрові електронномікроскопічні зображення типових структур композитів *cBN-LC(1)* і *cBN-LC(2)* демонструють схожість за масштабом внутрішньої організації при помітній різниці мікрморфологічних характеристик (рис. 2).

Темні ділянки на *SEM* зображеннях рис. 2 а, б являють собою високощільні області консолідації суміші мікропорошкового *cBN* (1–2 мкм) з дрібною фракцією доданих компонентів в умовах термобаричного спікання. Такі області, переважно на основі *cBN*, фактично створюють матрицю, яка містить в собі рівномірно розподілені частинки грубої фракції цих компонентів.

Візуально, ймовірно через слабкий фазовий контраст, в структурі *cBN-LC(1)* будь-які нові фази, крім *cBN* і *TiC*, не розпізнаються на зображеннях *SEM*. Більш того, зовні рентгенівські дифракційні картини від спеченого зразка та вихідної суміші компонентів практично співпадають (рис. 3). В той же час, більш детальний інтегральний аналіз профілів відбиттів свідчить про часткову хімічну взаємодію між компонентами вихідної суміші з утворенням нових сполук, таких як *TiCN* і *TiB₂*. Таким чином, можна вважати, що в композиті

cBN-LC(1) формується мультикомпонентна структура з фазовим складом cBN-TiC-TiCN-TiB₂. Співвідношення інтенсивностей відбиттів для ліній максимальної відбивної здатності компонентів наведено на вставці рис. 3.

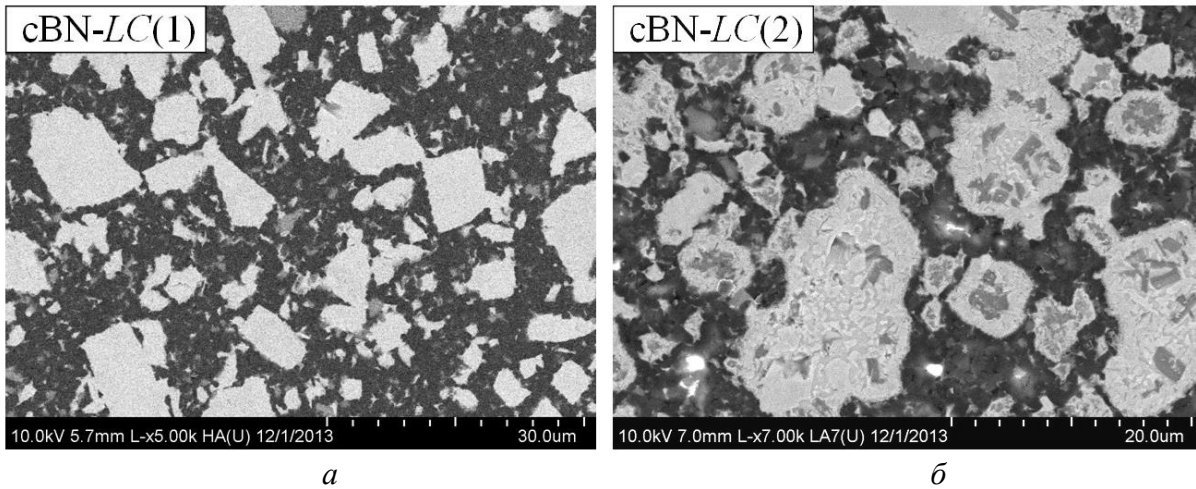


Рис. 2. Структура композитів групи BL, отриманих при оптимальних р,Т-умовах термобаричного спікання: а – cBN-LC(1); б – cBN-LC(2). Світла фаза на електронномікроскопічних зображеннях відповідає вихідному компоненту TiC в cBN-LC(1) і Ti₃SiC₂ (в складі Maxthal 312) в cBN-LC(2), або продуктам їх взаємодії з cBN

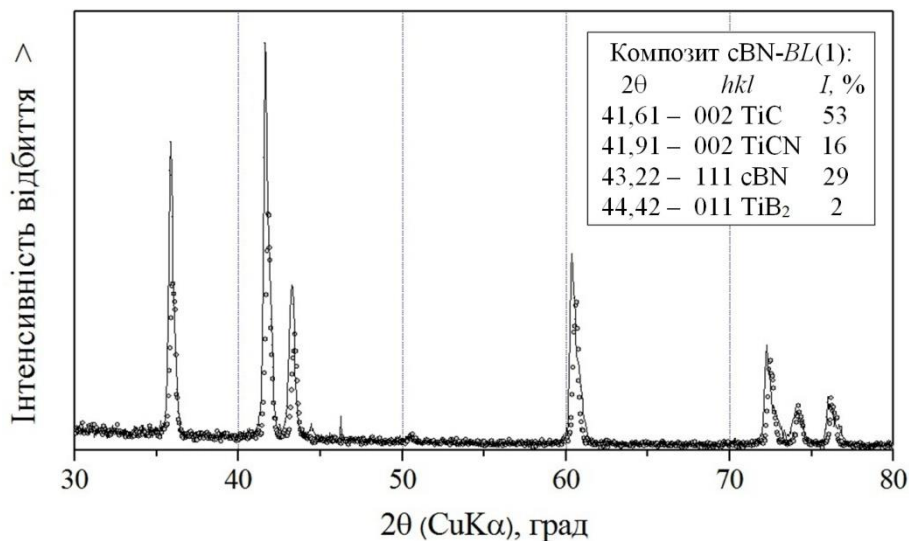


Рис. 3. Рентгенівська дифракційна картина вихідної суміші компонентів cBN(2/1)-TiC-Si₃N₄ за вмістом відповідно 55-40-5 об. % (точки) та композиту cBN-LC(1) (суцільна лінія) з відношенням інтенсивностей відбиттів фазових складових композиту (вставка)

Зауважимо, що слабкі лінії Si₃N₄ не виявляються на XRD картинах через малу кількість доданого компонента.

В композиті cBN-LC(2), вихідна суміш якого містила MAX-фазу Ti₃SiC₂, наявні ознаки розкладу сполук в процесі термобаричного спікання при 2000–2050 °С (див. рис. 2, б та рис. 4, а). На збільшених SEM зображеннях можна виразно бачити зону взаємодії шириною 1–2 мкм (2) вздовж міжфазної границі між доданим компонентом (1) і зернами cBN (3) (рис. 4, б). Фазова сегрегація також відбувається і в зоні взаємодії, де фіксуються пластинчасті виділення товщиною 50–100 нм з базисним розміром до 1 мкм. За даними енергодисперсійного аналізу,

центральні зони крупних фрагментів доданого компоненту збагачені кремнієм, в той час як в периферійних зонах взаємодії домінують титан, вуглець, бор та азот (рис. 4, а, б).

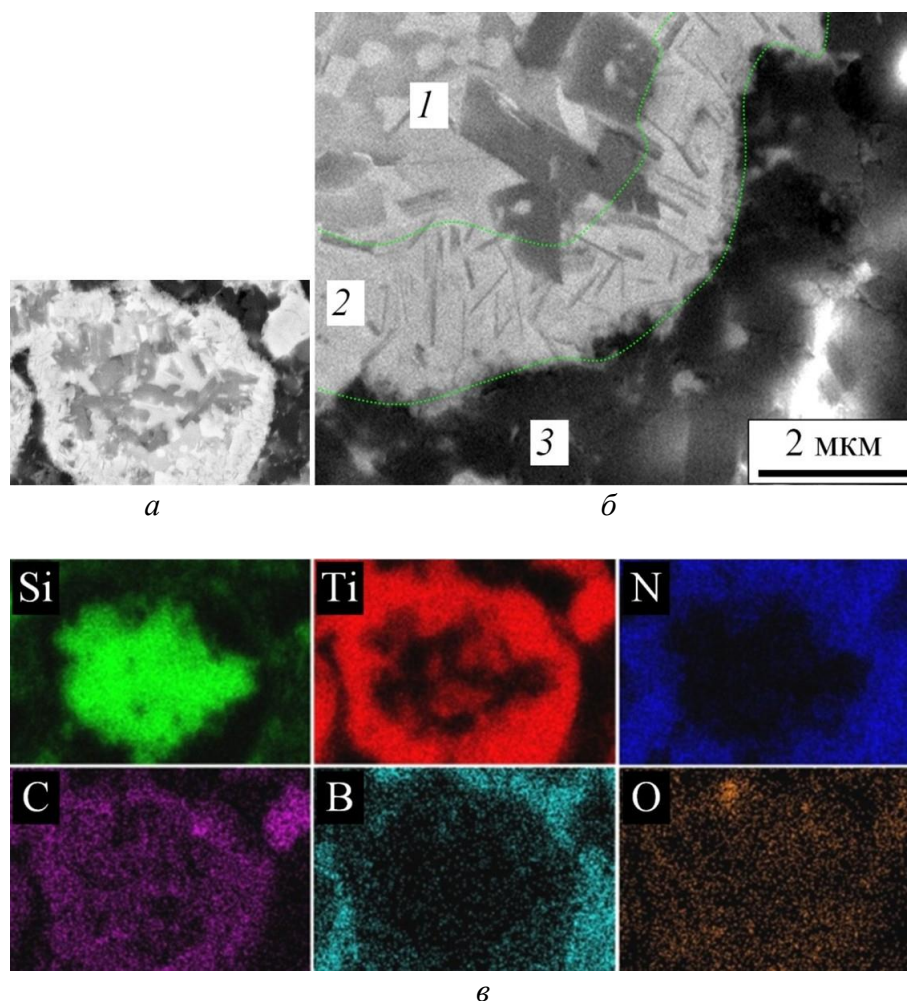


Рис. 4. Мікроструктура композита cBN-LC(2): а, б – ознаки фазової сегрегації в зернах Ti_3SiC_2 (1); б – утворення реакційної зони взаємодії (2) між (1) і зернами cBN (3); в – EDX аналіз, що виявляє збагачену бором і азотом перехідну зону взаємодії

Результати численних досліджень свідчать про доволі високу стабільність МАХ-фази Ti_3SiC_2 при нормальних тисках. Зокрема, розклад сполуки при відпалі в вакуумі за температури $1600\text{ }^\circ\text{C}$ на протязі 8 год не відбувається. При цьому втрата маси зразка фіксується на рівні менш, ніж 1%. Проте температура розкладу МАХ-фази швидко зменшується зі збільшенням тиску. Так, *Qin J.* з *He D.* встановили, що при 5 ГПа низькотемпературна межа фазової сегрегації Ti_3SiC_2 становить всього $800\text{--}900\text{ }^\circ\text{C}$, а дисоціація сполуки відбувається з утворенням TiC , SiC і $TiSi_x$ [18]. За даними [19], спікання суміші МАХ-фази Ti_3SiC_2 з cBN при 5 ГПа за температур $1400\text{--}1600\text{ }^\circ\text{C}$ супроводжується хімічною взаємодією компонентів з утворенням сполук TiB_2 , $TiC_{0,7}N_{0,3}$, SiB_4 і SiC . При більш високому тиску 7 ГПа за температури $1750\text{ }^\circ\text{C}$ *Benko E., Klimczyk P., et al.* ще в 2004 р. отримали високощільні композити в системі cBN- Ti_3SiC_2 , в яких на міжфазних границях були присутні такі фази, як TiB_2 , TiC , SiB_4 , і SiC [20]. Аналогічні дослідження за тиску 8 ГПа і температур $1400\text{--}2400\text{ }^\circ\text{C}$ показали, що продукти фазової сегрегації Ti_3SiC_2 вступають в реакції з надтвердим cBN, утворюючи зв'язуючу матрицю складу TiB_2 , TiC , $Ti(C,N)$ і SiC [21].

Як відзначалось вище, вихідна суміш для спікання композита *cBN-LC(2)* містила 40 об. % порошку *Maxthal 312*, який переважно є фазою Ti_3SiC_2 (92 мас. %, решта – TiC [14]). Наведені дані добре узгоджуються з результатами нашої атестації (7,9 мас. % TiC , *XRD* метод). В отриманому композиті вміст TiC значно зростає, що вказує на фазову сегрегацію Ti_3SiC_2 з виділенням додаткового TiC і TiSi_2 в процесі термобаричного спікання при тиску 8 ГПа за температур 2000–2050 °С. Крім того, в композиті з'являються також нові фази TiCN і TiB_2 , що містять В і N. Ця обставина свідчить на користь висновків щодо хімічної взаємодії продуктів сегрегації *MAX*-фази Ti_3SiC_2 з *cBN*. Об'єднані дані з рентгенівських дифракційних картин для вихідної суміші перед спіканням та отриманого композита *cBN-LC(2)* співставлені на рис. 5. Відзначимо, що в процесі термобаричної дії, внаслідок якої *MAX*-фаза повністю розкладалася, відбувалось формування багатокомпонентної структури композиту *cBN-LC(2)* складу *cBN-TiC-TiSi₂-TiCN-TiB₂*.

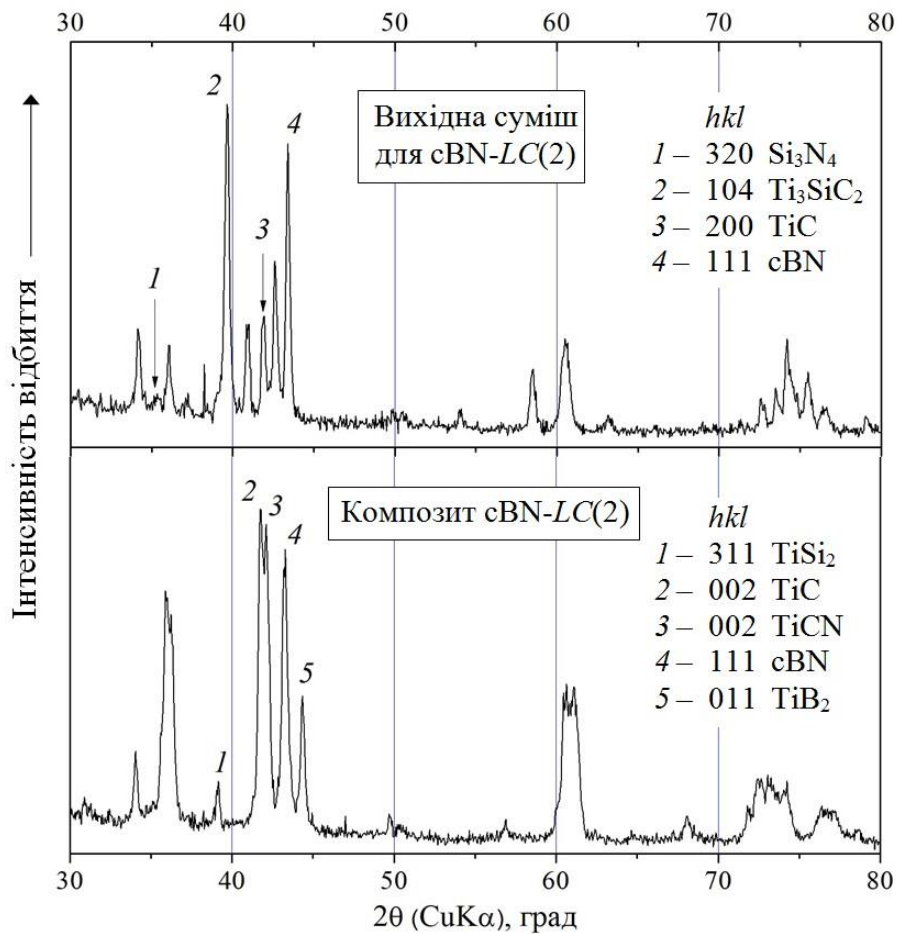


Рис. 5. Рентгенівські дифракційні картини вихідної суміші (зверху) і спеченого з неї композиту *cBN-LC(2)* при тиску 8 ГПа і температурі 2000–2050 °С. Для спрощення на рисунках позначені та індексовані лише лінії, що відповідають відбиттям максимальної відбивної здатності компонентів

Фізико-механічні властивості композитів. Твердості композитів *cBN-LC(1)* і *cBN-LC(2)* були порівняні між собою при однакових умовах тестування з використанням індентора Берковича при зусиллі навантаження $F = 4,9$ Н за стандартними процедурами (мікротвердомір *Ernst Leitz Wetzlar*). На кожному зразку здійснювали по 5 індентувань. Час навантаження і час витримки під навантаженням становили по 20 с. Максимальне заглиблення індентора (h_c) в композитну структуру визначали з діаграм навантаження. Встановлено, що $h_c = 2,66 \pm 0,08$ мкм для *cBN-LC(1)* та $h_c = 2,97 \pm 0,13$ мкм в разі *cBN-LC(2)*. Відповідно для *cBN-LC(1)*

розрахована твердість помітно вище, ніж у cBN-LC(2), і становить $49,0 \pm 3,9$ ГПа. Крім того, цілком очікуваними є більш високі значення пружних модулів композита cBN-LC(1) (табл. 2). В цілому, пружні модулі композитів cBN-LC(1) і cBN-LC(2) мають типові значення, характерні для матеріалів на основі cBN BL групи, таких, наприклад, як WBN 565 (CeramTec) або CBN 100 (Seco Tools AB).

Таблиця 2. Фізико-механічні властивості отриманих композитів

Умовне позначення композита	Густина, г/см ³	Твердість за Берковичем ($F = 4,9$ Н), ГПа	Модуль Юнга E , ГПа	Модуль зсуву G , ГПа	Модуль стискування, B , ГПа
cBN-LC(1)	$3,95 \pm 0,03$	$49,0 \pm 3,9$	$629 \pm 1,8$	$268 \pm 1,2$	$320 \pm 1,5$
cBN-LC(2)	$4,02 \pm 0,03$	$37,4 \pm 3,4$	$602 \pm 1,7$	$255 \pm 1,2$	$311 \pm 1,5$

Високі значення твердості, найбільш вірогідно, обумовлені “прямим розмірним ефектом”, через незначне зусилля навантаження на індентор при тестуванні (indentation size effect [22]). Як відомо, для монофазних полікристалічних матеріалів cBN при індентуванні пірамідою Віккерса розрахована твердість зменшується при зростанні F до ≈ 39 Н, після чого стає незмінною з подальшим зростанням навантаження [23].

Значне навантаження $F = 147$ Н використане нами в разі тестування композиту групи BH (BSNTM) пірамідою Віккерса з метою створення навколо відбитку тріщин, довжина яких достатня для розрахунків тріщиностійкості (збільшення при оптичних вимірюваннях становило 750 крат). Для порівняння аналогічні випробування виконані для одного з композитів BL групи, що комерційно доступний під маркою WBN 565TM (CeramTec). За даними фазового XRD аналізу WBN 565TM складається з cBN ($\cong 50$ об. %) cBN і карбонітриду титану TiCN решта. SED і EDX дослідження свідчать про однорідний розподіл частинок cBN ($l = 2-3$ мкм) в TiCN-зв'язці, яка також містить мікродомішки Al, O та W.

Було знайдено, що у BSNTM напівдовжини діагоналей відбитку $a = 43,0 \pm 1,6$ мкм та радіальних тріщин $C = 101,40 \pm 6,1$ мкм. Відповідно, для WBN 565TM $a = 50,0 \pm 0,6$ мкм і $C = 175,8 \pm 12,8$ мкм. Відомі співвідношення для твердості $HV = 0,4636 \cdot F/a^2$ та тріщиностійкості $K_{1C} = 7,42 \cdot 10^{-2} \cdot F/C^{3/2}$ використані для їх розрахунків (табл. 3).

Таблиця 3. Порівняння властивостей комерційно доступних композитів BSNTM [10] і WBN 565TM [24] відповідно BH і BL груп за ISO:513.2012 [7]

Торговельна марка композиту	Густина, г/см ³	Твердість за Віккерсом, ($F = 147$ Н), ГПа	Тріщиностійкість, MN/м ^{3/2}	Модуль Юнга E , ГПа	Модуль зсуву G , ГПа
BSN TM (cBN-HC)	$3,47 \pm 0,02$	$37,0 \pm 2,9$	$10,7 \pm 0,9$	$860 \pm 2,4$	$366 \pm 1,1$
WBN 565 TM (cBN-LC)	$3,88 \pm 0,02$	$27,3 \pm 0,6$	$4,7 \pm 0,5$	633 ± 2	271 ± 1

Варто відзначити, що *WBN 565TM* як інструментальний матеріал демонструє свою ефективність в металообробці, зокрема багатofункціональність у жорсткому точінні: від середнього до важкого переривчастого різання [24]. Його продуктивність забезпечує надзвичайно економічні процеси точіння. Як показали наші попередні дослідження, при обробці на високих швидкостях різання загартованих сталей ШХ15 (62 HRC), ХВГ (60-62 HRC) композит *BH* групи *BSNTM*, незважаючи на гранично високий вміст компоненту *cBN*, може помітно поступатись за працездатністю композиту *WBN 565TM*. В той же час, більш високі фізико-механічні властивості *BSNTM* (див. табл. 3), включаючи стійкість до абразивного зношування, обумовлюють його значні переваги перед *WBN 565TM* в разі обробки твердих сплавів. Так, при точінні карбід-вольфрамового твердого сплаву BK15 ріжуче лезо інструменту з *BSNTM* зношується в 4 рази повільніше, ніж у різцях на основі *WBN 565TM*.

Наведені порівняння показують, що твердість сама по собі не є вирішальним фактором, який гарантує високий рівень працездатності інструменту. Сучасні тенденції в розвитку нових інструментальних матеріалів, зокрема для обробки нікелевих суперсплавів, мають враховувати велику кількість чинників, таких як трибологічні властивості, адгезію і хімічну взаємодію, “гарячу” твердість, міцність, можливі механізми зношування і та ін. [25, 26]. Безумовно, корисні експрес-випробування через швидку можливість прогнозування та скорочення часу матеріалознавчих пошуків.

Характер зношування інструменту з отриманих композитів. Порівняльні дослідження працездатності інструментів, які були оснащені композитами *cBN-LC(1)*, *cBN-LC(2)* та *cBN-НС* (див. табл. 1–3), здійснювали при точінні заготовки з нікелевого жароміцного суперсплаву Інконель 718 (табл. 4).

Таблиця 4. Хімічний склад суперсплаву **INCONEL® 718 (UNS N07718/W.Nr. 2.4668)**

Вміст хімічних елементів, мас. %							
Ni	Cr	Fe	Mo	Nb & Ta	Co	Mn	Cu
50,0–55,0	17,0–21,0	Решта	2,8–3,3	4,75–5,5	≤ 1,0	≤ 0,35	≤ 0,3
Al	Ti	Si	C	S	P	B	
0,2–0,8	0,65–1,15	≤ 0,35	≤ 0,08	≤ 0,015	≤ 0,015	≤ 0,006	

Сплаву притаманні висока міцність на розрив при температурах до 700 °С, корозійна стійкість та хороша зварювальність, що обумовило його розгалужене використання в різноманітних областях: космічна і авіаційна техніка (газові турбіни, ракетні двигуни), в атомних реакторах, нафтохімічній промисловості та приладобудуванні. В стані старіння сплав Інконель 718 має твердість до 46 HRC, високу межу плинності $\sigma_y = 1100$ МПа та міцності $\sigma_b = 1400$ МПа та характеризується низькою теплопровідністю $\lambda = 9,84$ Вт/(м·К) при 298 К та 24,47 W/(m K) при 1300 К [4]. Ці фактори безумовно позначаються на силах і температурі різання, значно їх збільшуючи. Наявність карбідів титану і ніобію в структурі сплаву також негативно впливає на його оброблюваність.

Параметри інструменту, умови і режими обробки. Тестування проводилося при поздовжньому точінні на верстаті з ЧПУ *SMT 500* потужністю 70 кВт. При обробці застосовували круглі ріжучі пластини без фаски *RNGN090300F* діаметром 9,52 мм і товщиною 3,18 мм, згідно *ISO 1832* [15]. Різальну пластину розміщували в різцетримачу таким чином, щоб передній поздовжній і поперечний кути становили -6° . В процесі точіння здійснювали охолодження інструменту, застосовуючи 8 %-ну емульсію *Sitala D 201-03 Shell*.

Працездатність інструментів визначали в умовах чистового точіння в наступному режимі: подача $f=0,1$ мм/об; глибина різання $a_p=0,2$ мм; швидкість різання $v_c=300$ м/хв. Шлях різання за один прохід заготовки, після якого визначали величину зносу інструменту, становив $L=325$ м. Швидкість різання в цілому відповідає рекомендаціям виробників комерційних матеріалів на основі cBN.

Морфологія зносу різальних пластин вивчалась методом інтерферометрії білого світла при змінній глибині фокуса. В результаті такої обробки одержували масив даних з координатами поверхні інструменту, який відображається як тривимірне зображення. Інформацію щодо зміни профілю ріжучого леза також легко отримати з цього масиву. Аналіз геометрії профілів на поперечних перерізах зношених пластин показує, що в цілому інтенсивність утворення кратера зносу на передній поверхні інструментів при точінні сплаву Інконель 718 відносно невелика, у порівнянні з тим, як це спостерігається при обробках інструментальних сталей холодного штампування, таких як *Caldie* (58 HRC), або *Vanadis 4E* (60 HRC).

Інтенсивне закруглення різальної кромки мало місце в інструменті з cBN-НС (BSN™), що, ймовірно, пов'язано зі значним підвищенням температури в зоні різання і, як наслідок, його зношуванням через хімічну взаємодію зі сплавом Інконель 718. Така поведінка композиту cBN-НС добре простежується виходячи з аналізу залежностей сил різання з часом обробки (рис. 6, а).

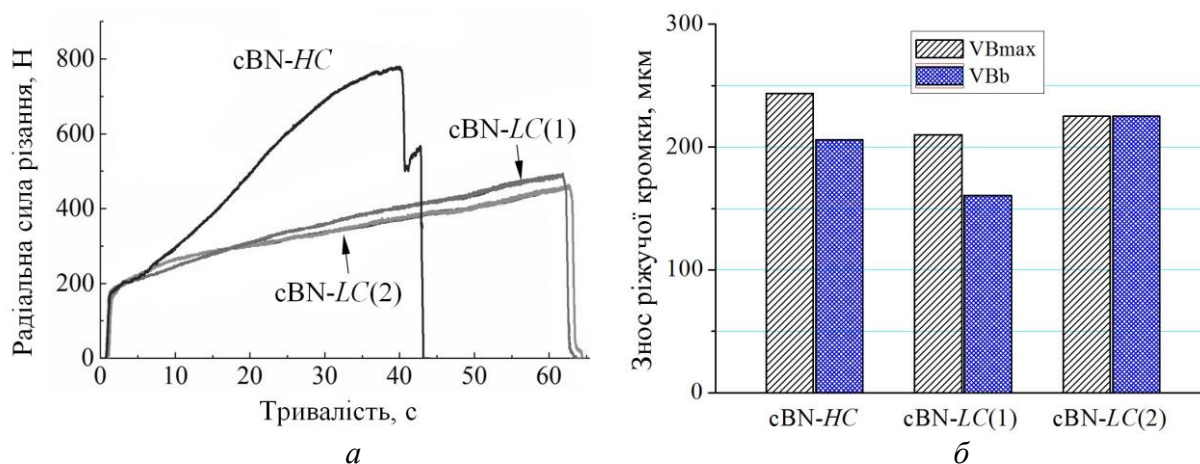


Рис. 6. Поведінка ріжучих інструментів з отриманих композитів на основі cBN при точінні нікелевого суперсплаву Інконель 718 (режим обробки: $f=0,1$ мм/об; $a_p=0,2$ мм; $v_c=300$ м/хв): а – зміна сили різання від часу обробки; б – знос кромки на шляху різання $L=325$ м (VBmax – максимальний знос, VBb – рівномірний знос)

Як видно з цих результатів, спостерігається значне зростання сили різання, яке, очевидно, обумовлене збільшенням радіусу закруглення різальної кромки і формуванням негативного переднього кута. В цілому, робота таким інструментом є неприйнятною, оскільки процес точіння при певній величині сили різання починає супроводжуватися інтенсивними вібраціями і зниженням якості поверхні, яка обробляється. Використання композитів cBN-LC(1) і cBN-LC(2) дозволяє досягти істотного поліпшення робочих властивостей інструменту при обробці суперсплаву. Позитивними факторами є не тільки зменшення радіальної сили різання, але й та обставина, що знос ріжучої кромки практично не перевищує зносу інструменту в разі використання cBN-НС, не зважаючи на суттєво менший вміст cBN в композитах (рис. 6, б; табл. 1). Також додатково цікаво відзначити той встановлений факт, що при точінні сплаву Інконель 718 інструмент з cBN-LC(2) демонстрував суттєво кращі показники, ніж при обробці загартованих холодноштампованих сталей *Caldie* і *Vanadis 4E*.

Глибина кратера найбільша в інструменті з *cBN-НС*, але сколи не спостерігалися, що, швидше за все, обумовлене високою тріщиностійкістю інструментального матеріалу. Кратер найменший для композиту *cBN-LC(1)* (рис. 7).



Рис. 7. 3-D мікроскопія типової морфології зносу інструменту з композиту *BN* групи (*cBN-НС*) в порівнянні з композитами *BL* групи *cBN-LC(1)* і *cBN-LC(2)* при точінні суперсплаву Інконель 718

Відмінною особливістю морфології зносу при точінні суперсплаву Інконель 718 є поява локалізованого зносу (заглиблень у вигляді так званих проточок) в ділянках закінчення зони контакту «стружка-

інструмент» в районі головної та допоміжної кромок. Поява проточок звичайно пов'язується з формуванням задирок на матеріалі заготовки, які локально зношують різальну пластину, працюючи як атритор. Дане явище є типовим при обробці деформаційно зміцнених сплавів (суперсплави, марганцевисті і нержавіючі сталі), особливо інструментами з твердих сплавів і різальної кераміки. У ряді робіт показано, що висока твердість і стійкість до адгезійного зносу *cBN* дозволяє знизити інтенсивність формування таких проточок. Як видно з наведених даних, у нашому випадку на інструменті з *cBN-LC(2)* проточини суттєво зменшуються, а в разі *cBN-LC(1)* повністю зникають (рис. 7).

Висновки

Механічна взаємодія між інструментом і деталлю з нікелевого суперсплаву Інконель 718 в умовах обробки різанням призводить до значної пластичної деформації, структурного зміцнення в локальній області заготовки, підвищення температури через інтенсивне тертя, та надмірного зношування інструменту. В умовах чистового точіння інструментальним композиційним матеріалам з малим вмістом *cBN* (50–60 об. %) в керамічній матриці притаманна більш висока працездатність, ніж матеріалам групи *BN* з домінуючим вмістом *cBN* (95–98 об. %). Так, мультикомпонентні композити *cBN-LC(1)* фазового складу *cBN-TiC-TiCN-TiB₂* та *cBN-LC(2)* фазового складу *cBN-TiC-TiSi₂-TiCN-TiB₂* при використанні в інструменті для обробки сплаву Інконель 718 показують працездатність, порівнянну з іншими перспективними матеріалами.

Подяка

Роботу виконано за підтримки Національного фонду досліджень України в рамках проєкту «Розбудова центру колективного користування ІНМ НАН України як науково-інструментальної бази для створення передових надтвердих композиційних матеріалів» за конкурсом "Дослідницькі інфраструктури для проведення передових наукових досліджень" (реєстраційний номер 2023.05/0007). Частково робота виконувалась за дослідницьким проєктом III-1-22 (0138) за рахунок загального фонду бюджетного фінансування НАН України.

I. Petrusha¹, V. Bushlya², A. Osipov¹, Yu. Melniichuk¹, O. Zaporozhets³, V. Mykhailovskiy³, N. Belyavina⁴, T. Smirnova¹

¹V.N. Bakul Institute for superhard materials of NAS of Ukraine

²Lund University, Sweden

³G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of NAS of Ukraine

⁴Taras Shevchenko National University of Kyiv, Ukraine

MULTICOMPONENT BL-GROUP cBN COMPOSITES: TOOL WEAR IN NICKEL-BASE SUPERALLOY TURNING

Superhard composite materials based on cubic boron nitride (cBN), differing in cBN content, were obtained by the method of thermobaric sintering using a toroidal type high-pressure apparatus (HPAT-30). The starting mixtures for sintering BL group composites contained 55 vol. % cBN micropowder (1–2 μm), 40 vol. %TiC (<10 μm), or the same amount of Maxthal 312 powder (<10 μm, nominal MAX phase Ti₃SiC₂). The remaining 5 vol. % consisted of Si₃N₄ additive (0.3–1.5 μm). Sintering was carried out at the pressure $p \approx 8$ GPa and the optimal temperatures $T = 2000–2050$ °C for 45 s. The results of studies using X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) with an energy dispersive analysis system (EDS) indicated certain chemical reactions, phase and structural changes that occurred during thermobaric sintering of samples. In particular, the most significant changes are observed in the cBN-Ti₃SiC₂ system, where a multicomponent cBN-TiC-TiCN-TiB₂-TiSi₂ composite is formed as a result of the complete decomposition of the MAX phase. The physical and mechanical parameters (hardness, elastic modules) of the samples differed significantly from the properties of the BH group composite (BSN™), in which the content of cBN dominates and is ~97 vol. %. Blade processing of INCONEL® 718 superalloy with a cutting tool from the obtained composites of the BL group when using the 8 % Sitala D 201-03 Shell cooling emulsion is characterized by a much slower increase in cutting forces during the turning compared to BSN™. In addition, due to the high hardness and increased resistance of composite materials to adhesive interaction with Inconel, the development of such macrodefects as grooves is significantly restrained. The effect is especially pronounced when using a tool made of a composite based on the cBN-TiC system.

Key words: cubic BN, TiC, Ti₃SiC₂, cutting composite, structure, physical and mechanical properties, INCONEL® 718 alloy, turning

Література

1. Costes J.P., Guillet Y., Poulachon G., Dessoly M. Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2007. Vol. 47. P. 1081–1087. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.09.031>.
2. Zhu D., Zhang X., Ding H. Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2013. Vol. 64. P. 60–77. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2012.08.001>.
3. Pedroso A.F.V., Sousa V.F.C., Sebbe N.P.V., Silva F.J.G., Campilho R.D.S.G., Sales-Contini R.C.M., Jesus A.M.P. A Comprehensive Review on the Conventional and Non-Conventional Machining and Tool-Wear Mechanisms of INCONEL®. *Metals.* 2023. Vol. 13. P. 585. <https://doi.org/10.3390/met13030585>.
4. Agazhanov A.Sh., Samoshkin D.A., Kozlovskii Yu.M. Thermophysical properties of Inconel 718 alloy. *J. Phys.: Conf. Ser.* 2019. Vol. 1382. P. 012175. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1382/1/012175>.
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. *J. Mach. Sci. Technol.* 2013. Vol. 17, N 4. P. 497–523. <http://dx.doi.org/10.1080/10910344.2013.806105>.
6. 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. Vol. 39, N 8. P. 2658–2665. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.002>.
7. Classification and application of hard cutting materials for metal removal with defined cutting edges – Designation of the main groups and groups of application : ISO 513:2012. – [Entered into force from 2012-11-01]. – Geneva : International Organization for Standardization , 2012. – 4 p. – (International ISO Standard). <https://cdn.standards.iteh.ai/samples/59932/d271ad516f744c8ca6782f6b4772bf87/ISO-513-2012.pdf>.
 8. Пристрій для створення високого тиску та температури: пат. № 70815 Україна: В 01 J 03/06; опубл. 15.10.2004, Бюл. № 10.
 9. Osipov A.S, Klimczyk P., Petrusha I.A., Melniichuk Y.O., Jaworska L., Momot K, Rumiantseva Y Binderless Polycrystalline Cubic Boron Nitride Sintered Compacts for Machining of Cemented Carbides. *Ceramics.* 2024. Vol. 7, N 4. P. 1477–1487. <https://doi.org/10.3390/ceramics7040095>.
 10. Свідоцтво на торговельну марку № 148095: Борсиніт (BSN); клас 01/07. *Державний реєстр свідоцтв України на знаки для товарів і послуг*. Зареєстровано 25.11.2011. Бюл. № 22/2011. К: 2011. 3 с. <https://iprop-ua.com/tm/gxrdizd4/>.
 11. Petrusha I.A., Osipov A.S., Nikishina M.V., Smirnova T.I., Mel'niichuk Yu.A., Klimczyk P. Preventive Action of Silicon Nitride at HT-HP Sintering of Cubic Boron Nitride. *J. Superhard Mater.* 2015. Vol. 37, N 4. P. 222–233. <https://doi.org/10.3103/S1063457615040024>.
 12. Голубев А.С., Курдюмов А.В., Пилянкевич А.Н. Нитрид бора. Структура, свойства, получение. Київ: Наукова думка, 1987. 200 с.
 13. Onodera A., Hirano H., Yuasa T., Gao N.F., Miyamoto Y. Static compression of Ti_3SiC_2 to 61 GPa. *Appl. Phys. Lett.* 1999, Vol. 74, N 25. P. 3782–3784. <https://doi.org/10.1063/1.124178>.
 14. Magnus C., Galvin T., Ma L., Mostaed A., Rainforth W.M. Synthesis and microstructural evolution in ternary metalloceramic Ti_3SiC_2 consolidated via the Maxthal 312 powder route. *Ceram. Int.* 2020. Vol. 46, N 10, Part A. P. 15342–15356. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.078>.
 15. Indexable inserts for cutting tools – Designation: ISO 1832:2017. – [Entered into force from 2017 February]. – Geneva: International Organization for Standardization, 2017. – 34 p. – (International ISO Standard). <https://cdn.standards.iteh.ai/samples/69202/2c2fc914eec64de0a093ca7175749223/ISO-1832-2017.pdf>.
 16. Zaporozhets O.I., Mordyuk B., Dordienko N., Mykhailovsky V., Mazanko V., Karasevskaya O. Ultrasonic studies of texture inhomogeneities in pressure vessel steel subjected to ultrasonic impact treatment and shock compression. *Surf. Coat. Technol.* 2016. Vol. 307, Part A. P. 693–701. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.09.053>.
 17. Запорожец О.И., Петруша И.А., Дуб С.Н., Михайловский В.А., Дордиенко Н.А., Галкина А.А., Бушля В.Н., Осипов А.С., Мельничук Ю.А., Смирнова Т.И. Упругие свойства и пластичность поликристаллов и режущих композиционных материалов на основе кубического нитрида бора. *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника, технология его изготовления и применения. Вып. 22. Киев: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины*, 2019. С. 175–187. ISSN 2223-3938.
 18. Qin J., He D. Phase stability of Ti_3SiC_2 at high pressure and high temperature, *Ceram. Int.* 2013, Vol. 39, N 8. P. 9361–9367. <https://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.04.111>.
 19. Xue Y., Qin J., Zhang X., Ma M., He D., Liu R. *In situ* high pressure synthesis of cBN-based composites. *Funct. Mater. Lett.* 2014. Vol. 7, N 4. P. 1450040. <https://doi.org/10.1142/S1793604714500404>.

20. Benko E., Klimczyk P., Mackiewicz S., Barr T.L., Piskorska E. cBN–Ti₃SiC₂ composites. *Diamond Relat. Mater.* 2004. Vol. 13. P. 521–525. doi:10.1016/j.diamond.2003.12.029.
21. Kolabylina T., Bushlya V., Petrusha I., Johansson D., Ståhl J., Turkevich V. Superhard pcBN Tool Materials with Ti₃SiC₂ MAX-Phase Binder: Structure, Properties, Application. *J. Superhard Mater.* 2017. Vol. 39, N 3. P. 155–165. <https://doi.org/10.3103/S1063457617030029>.
22. Machaka R., Derry T.E., Sigalas I., Herrmann M. Analysis of the Indentation Size Effect in the Microhardness Measurements in B₆O. *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2011. Vol. 2011, N 2011. Article ID 539252, P. 1–6. <https://search.emarefa.net/detail/BIM-479781>.
23. Taniguchi T., Akaishi M., Yamaoka S. Sintering of cubic boron nitride without additives at 7.7 GPa and above 2000 °C. *J. Mater. Res.* 1999. Vol. 14, N 1. P. 162–169. <https://doi.org/10.1557/JMR.1999.0024>.
24. WBN 565 – Cutting Materials. CeramTec, Headquarters. – Plochingen: CeramTec GmbH, 2024. URL: <https://www.ceramtec-industrial.com/en/products-applications/machining-applications/cutting-materials/hd-line/wbn-565>.
25. Wang R., Yang D., Wang W., Wei F., Lu Y., Li Yuqi. Tool Wear in Nickel-Based Superalloy Machining: An Overview. *Processes.* 2022. Vol. 10. P. 2380. <https://doi.org/10.3390/pr10112380>.
26. Wang C., Ming W., Chen M. Milling tool's flank wear prediction by temperature dependent wear mechanism determination when machining Inconel 182 overlays. *Tribol. Int.* 2016. Vol. 104. P. 140–156. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.08.036>.

Надійшла 06.11.24

References

1. Costes, J.P., Guillet, Y., Poulachon, G., & Dessoly, M. (2007). Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 47, 1081–1087. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.09.031>.
2. Zhu, D., Zhang, X., & Ding, H. (2013). Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 64, 60–77. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2012.08.001>.
3. Pedroso, A.F.V., Sousa, V.F.C., Sebbe, N.P.V., et al. (2023). A Comprehensive Review on the Conventional and Non-Conventional Machining and Tool-Wear Mechanisms of INCONEL®. *Metals*, 13, 585. <https://doi.org/10.3390/met13030585>.
4. Agazhanov, A.Sh., Samoshkin, D.A., & Kozlovskii, Yu.M. (2019). Thermophysical properties of Inconel 718 alloy. *J. Phys.: Conf. Ser.* 1382, 012175. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1382/1/012175>.
5. Bushlya, V., Gutnichenko, O., Zhou, J., et al. (2013). Effects of cutting speed when turning age hardened inconel 718 with PCBN tools of binderless and low-CBN grades. *Mach. Sci. Technol.* 17(4), 497–523. <http://dx.doi.org/10.1080/10910344.2013.806105>.
6. Bushlya, V., Bjerke, A., Turkevich, V. Z., et al. (2019). On chemical and diffusional interactions between PCBN and superalloy Inconel 718: imitational experiments. *J. Eur. Ceram. Soc.* 39(8), 2658–2665. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.002>.
7. Classification and application of hard cutting materials for metal removal with defined cutting edges – Designation of the main groups and groups of application. (2012). *ISO 513:2012 from 01 November 2012*. Geneva: International Organization for Standardization. <https://cdn.standards.iteh.ai/samples/59932/d271ad516f744c8ca6782f6b4772bf87/ISO-513-2012.pdf>.

8. Garan, A.G., Petrusha, I.A., & Osipov, O.S. (2004). *Patent of Ukraine № 70815. MPK B 01 J 03/06. Prystrii dlia stvorennia vysokoho tysku ta temperatury [Device for creating high pressure and temperature].* (Patent Ukrainy № 70815) [in Ukrainian].
9. Osipov, A.S., Klimczyk, P., Petrusha, I.A., et al. (2024). Binderless Polycrystalline Cubic Boron Nitride Sintered Compacts for Machining of Cemented Carbides. *Ceramics*, 7(4), 1477–1487. <https://doi.org/10.3390/ceramics7040095>.
10. Trademark certificate N 148095: Borsinit (BSN); Class 01/07. (2011). *State register of certificates of Ukraine for signs for goods and services.* Registered on November 25, 2011. Bul. N 22/2011, 3. <https://iprop-ua.com/tm/gxrdizd4/>.
11. Petrusha, I.A., Osipov, A.S., Nikishina, M.V., et al. (2015). Preventive Action of Silicon Nitride at HT-HP Sintering of Cubic Boron Nitride. *J. Superhard Mater.*, 37(4), 222–233. <https://doi.org/10.3103/S1063457615040024>.
12. Golubev, A.S., Kurdumov, O.V., & Piliankevych, O.M. (1987). *Nitrid bora. Structura, svoistva, poluchenie [Boron nitride. Structure, properties, fabrication].* Naukova dumka [in Russian].
13. Onodera, A., Hirano, H., Yuasa, T., et al. (1999). Static compression of Ti_3SiC_2 to 61 GPa. *Appl. Phys. Lett.*, 74(25), 3782–3784. <https://doi.org/10.1063/1.124178>.
14. Magnus, C., Galvin, T., Ma, L., et al. (2020). Synthesis and microstructural evolution in ternary metalloceramic Ti_3SiC_2 consolidated via the Maxthal 312 powder route. *Ceram. Int.* 46(10), 15342–15356. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.078>.
15. Indexable inserts for cutting tools – Designation. (2017). *ISO 1832:2017 from February 2017.* Geneva: International Organization for Standardization. <https://cdn.standards.iteh.ai/samples/69202/2c2fc914eec64de0a093ca7175749223/ISO-1832-2017.pdf>.
16. Zaporozhets, O.I., Mordyuk, B., Dordienko, N., et al. (2016). Ultrasonic studies of texture inhomogeneities in pressure vessel steel subjected to ultrasonic impact treatment and shock compression. *Surf. Coat. Technol.* 307(A), 693–701. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.09.053>.
17. Zaporozhets, O.I., Petrusha, I.A., Dub, S.N., et al. (2019). Uprugiie svoistva i plastichnost polikrisallov i rezhushchih kompozitsionnyh materialov na osnove kubicheskogo notrida bora [Elastic properties and plasticity of polycrystals and cutting composite materials based on cubic boron nitride]. *Porodorazrushaiushchii i metalloobrabatyvaiushchii instrument – tekhnika i tekhnologii ego izgotovleniia i primeneniia – Rock Destruction and Metal-Working Tools – Techniques and Technology of the Tool Production and Applications.* (22nd Issue, p. 175–187) [in Russian].
18. Qin, J., & He, D. (2013). Phase stability of Ti_3SiC_2 at high pressure and high temperature. *Ceram. Int.* 39(8), 9361–9367. <https://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.04.111>.
19. Xue, Y., Qin, J., Zhang, X., et al. (2014). *In situ* high pressure synthesis of cBN-based composites. *Funct. Mater. Lett.* 7(4), 1450040. <https://doi.org/10.1142/S1793604714500404>.
20. Benko, E., Klimczyk, P., Mackiewicz, S., et al. (2004). cBN– Ti_3SiC_2 composites. *Diamond Relat. Mater.* 13, 521–525. doi:10.1016/j.diamond.2003.12.029.
21. Kolabylina, T., Bushlya, V., Petrusha, I., et al. (2017). Superhard pcBN Tool Materials with Ti_3SiC_2 MAX-Phase Binder: Structure, Properties, Application. *J. Superhard Mater.* 39(3), 155–165. <https://doi:10.3103/S1063457617030029>.
22. Machaka, R., Derry, T.E., Sigalas, I., & Herrmann M. (2011). Analysis of the Indentation Size Effect in the Microhardness Measurements in B_6O . *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2011(2011). Article ID 539252, 1–6. <https://search.emarefa.net/detail/BIM-479781>.

23. Taniguchi, T., Akaishi, M., & Yamaoka, S. (1999). Sintering of cubic boron nitride without additives at 7.7 GPa and above 2000 °C. *J. Mater. Res.*, 14(1), 162–169. <https://doi.org/10.1557/JMR.1999.0024>.
24. CeramTec, Headquarters. (2024). WBN 565 – Cutting Materials. / – Plochingen: *CeramTec GmbH*. Retrieved from <https://www.ceramtec-industrial.com/en/products-applications/machining-applications/cutting-materials/hd-line/wbn-565>.
25. Wang, R., Yang, D., Wang, W., Wei, F., Lu, Y., & Li, Yuqi. (2022). Tool Wear in Nickel-Based Superalloy Machining: An Overview. *Processes*, 10, 2380. <https://doi.org/10.3390/pr10112380>.
26. Wang, C., Ming, W., & Chen, M. (2016). Milling tool's flank wear prediction by temperature dependent wear mechanism determination when machining Inconel 182 overlays. *Tribol. Int.*, 104, 140–156. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2016.08.036>.

УДК 621.762.5

DOI: 10.33839/2708-731X-25-1-129-140

Микола БЕЖЕНАР, д-р. техн. наук, **Олександр СОКОЛОВ**, канд. техн. наук, **Андрій ПАЦИК**, аспірант, **Ярослав РОМАНЕНКО**, канд. техн. наук.

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, вул. Автозаводська 2, 04074, м. Київ, e-mail: bezhenar@ukr.net, oleks1953@ukr.net, pacik.andr@gmail.com, ya.romanenko.ism@gmail.com

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ PCBN КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ cBN-TiN, ОДЕРЖАНИХ В КУБІЧНОМУ АПАРАТІ ВИСОКОГО ТИСКУ

Наведено результати дослідження структури та властивостей надтвердих PCBN композитів, одержаних спіканням в кубічному апараті високого тиску шихти складу cBN-TiN та cBN-TiN-Al. Температура спікання 1750 К, тиск 5 ГПа. Досліджувались мікроструктура, фазовий та елементний склад, твердість за Кнупом і за Віккерсом, тріщиностійкість, визначена індентуванням пірамідою Віккерса.

Ключові слова: кубічний нітрид бору, нітрид титану, високий тиск, реакційне спікання, PCBN композит, фазовий склад, твердість, тріщиностійкість.

Вступ

Полікристалічні надтверді матеріали на основі кубічного нітриду бору (PCBN) широко відомі у світі як інструментальні матеріали для оснащення лезового інструменту, ефективного при обробленні загартованих сталей, чавунів, спеціальних сплавів, інших важкооброблюваних матеріалів [1]. Для чистових і напівчистових операцій металообробки, як правило, у складі шихти cBN використовують одну із тугоплавких сполук – карбід, нітрид або карбонітрид титану [2, 3]. Недоліком композитів, отриманих із двокомпонентної шихти cBN-TiN, є утворення твердого розчину кисню на базі кристалічної ґратки кубічного нітриду бору [4–6], що призводить до зниження термостійкості інструменту внаслідок формування під дією високих температур різання сполук низької міцності – оксиду бору та графітоподібного нітриду бору. Для уникнення утворення цих сполук у шихту додавали алюміній, який ефективно зв'язує кисень [7–10].