

3. Безымянный Ю. Г. Возможности акустических методов при контроле структуры и физико-механических свойств пористых материалов // Порошковая металлургия. – 2001. № 5–6. – С. 23–33.
4. Францевич И. Н., Воронов Ф. Ф., Бакута С. А. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Справочник – К.: Наукова думка, 1982. – 285 с.
5. Скороход В. В. Теория физических свойств пористых и композиционных материалов и принципы управления их микроструктурой в технологических процессах // Порошковая металлургия. – 1995. – № 1/2. – С.53–71.
6. Безымянный Ю. Г., Козирацкий Е. А., Колесников А. Н., Тесленко Л. О. Сравнение динамических методов при определении упругих характеристик разных материалов // Вісник національного технічного університету «ХПІ». Серія: Електроенергетика та перетворювальна техніка. Зб. наук. праць. – 2014. – № 19 (1062). – С.15–22.
7. Безымянный Ю. Г. Акустичний контроль матеріалів з розвинутою мезоструктурою // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – № 4. – С.53–65.
8. Труэлл Р., Эльбаум Ч., Чик Б. Ультразвуковые методы в физике твердого тела. – М.: Мир, 1972. – 302 с.
9. Шутилов В. А. Основы физики ультразвука. – Л.: Изд-во Ленинградского ун-та, 1980. – 280 с.
10. Неразрушающий контроль: Справочник: В 7 т. / под общ. ред. В. В.Клюева. Т. 3: И. Н. Ермолов, Ю. В.Ланге. Ультразвуковой контроль. – М.: Машиностроение, 2004. – 864 с.
11. Волкогон В. М. Фізико-технічні основи отримання та управління фомуванням властивостей інструментальних полікристалічних надтвердих матеріалів з вюрцитного нітриду бору: Автореф. дис... докт. техн. наук: 05.02.01 / Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М.Францевича НАН України.– Київ, 2004. – 40 с.
12. Физические величины: Справочник / Под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

Поступила 16.07.15

УДК 536.421.1:620.187:661.057.5

І. А. Петруша¹, В. М. Бушля², доктори технічних наук;
О. С. Осіпов¹, Т. І. Смірнова¹, кандидати технічних наук; **Н.М. Білявина³**, канд. фіз.-мат. наук

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

²Лундський університет, м. Лунд, Швеція

³Київський національний університет імені Тараса Шевченка Україна

ТЕРМОБАРИЧНЕ СПІКАННЯ І ПРАЦЕЗДАТНІСТЬ РІЗАЛЬНОГО КОМПЗИТУ cBN-TiC ГРУПИ VL ПРИ ТОЧІННІ ЗАГАРТОВАНОЇ СТАЛІ CALDIE

Шляхом спікання мікропорошків при тиску ~8 ГПа і оптимальній температурі 2050 °С одержано різальний композит K-VL у системі cBN-TiC (група VL, вміст cBN ~60 об.%). За основними показниками працездатності при чистовому безударному точінні загартованої сталі CALDIE зі швидкістю 180 м/хв інструмент з K-VL демонструє значну перевагу перед матеріалом групи VH на основі cBN (96,8 об.%) Борсинітом™.

Ключові слова: кубічний нітрид бору, карбід титану, термобаричне спікання, різальний інструмент, загартована сталь, зносостійкість

Вступ

Відомо, що експлуатаційна надійність інструментальних різальних матеріалів на основі кубічного нітриду бору (сBN) залежить від їх складу і конкретних умов обробки різних сталей (45–65 HRC) і сплавів, таких як ніхард, мартенситний чавун, білий високохромистий чавун, перлітний сірий чавун, нержавіюча мартенситна сталь, швидкорізьальна сталь, сплави на основі Ni, Co, Fe, наплавлені та напилені покриття, хромонікелеві жароміцні суперсплави й навіть тверді сплави групи WC–Co [1]. Багато в чому одержання нових композиційних матеріалів на основі сBN базується на досвіді з розробок високотемпературних конструкційних композитів з керамічною матрицею [2]. Характерною рисою сучасних тенденцій у створенні інструментального матеріалу є відмова від його багатофункціональності. Універсалізм дедалі більшою мірою втрачає актуальність і переходить у площину матеріалознавчого мистецтва з вибору складів, оптимізації і компромісу при створенні широкої гами матеріалів спеціального призначення, часто для конкретного споживача.

Останнім часом встановлено, що продуктивність металообробки можна значно підвищити в разі використання композитів групи *BL* (*K-BL*) за ISO 513:2004 (E) з 45–65 об. % сBN в керамічній матриці. Відповідний інструмент найбільш ефективний переважно при високошвидкісному чистовому точінні загартованих сталей і жароміцних сплавів [3–7]. Суттєво, що твердість і тріщиностійкість інструментального матеріалу в разі *K-BL* не мають першорядного значення. За високою температурою різання, що виникає в контактній зоні, трибохімічні процеси визначають насамперед характер і механізм зношування інструменту. Склад композиту, як правило, адаптують до умов обробки і хімічного складу оброблюваних матеріалів. Використання сполук TiN, Ti(C,N), TiC, TiV₂ як матричного компонента найтипівіше, що пов'язано з їх хімічною стабільністю, високим опором корозії, доволі високою твердістю та високою зносостійкістю.

У композитах групи *BH* (*K-BH*) з вмістом сBN 70–95 об.% використовують переважно металеві зв'язки з Co і Ni або матричний матеріал на основі сполук Al, що утворюється в результаті реакційного спікання сBN у присутності алюмінію. Цю групу інструментальних матеріалів доповнює і композит системи сBN–Si₃N₄ (Борсиніт™) з вмістом сBN 96,8 об.%, який отримують високотемпературним спіканням суміші компонентів [1, 8, 9].

У *K-BL* спостерігається значне зношування інструменту по задній поверхні при важкому переривчастому точінні, у той час як матеріали *K-BH* не такі чутливі до переривань, але швидко зношуються за високої швидкості різання [4–7]. Матриці TiC і TiCN в умовах непереривчастого точіння зношуються повільніше, що в результаті визначає зменшений загальний знос інструменту. При жорсткому переривчастому точінні термічно індукований знос зерен сBN зменшується, проте зв'язуючі фази видаляються з інструментального матеріалу з підвищеною швидкістю. У цьому разі підвищення вмісту сBN у *K-BH* значно продовжує термін працездатності інструменту.

У цій роботі оптимізовано умови термобаричного спікання в системі сBN–TiC з метою одержання інструментального матеріалу типу *K-BL*. Працездатність одержаного композиту визначали порівняно з *K-BH* (Борсиніт™, система сBN–Si₃N₄) в умовах безударного чистового точіння загартованої сталі *Caldie*. Передбачалось, що присутність TiC у структурі *K-BL* сприятиме зниженню швидкості зношування інструменту відповідно до відомої концепції щодо механізмів підвищення зносостійкості інструментальних матеріалів групи *BL*.

Термобаричне спікання *K-BL* у системі сBN–TiC

Шихту для спікання *K-BL* готували з комерційно доступного порошку TiC марки HV 250 з частинками розміром 4,5–7 мкм фірми H.C. Starck GmbH KG і порошку сBN марки KM 3/2 IHM HAN України за ТУ 88.090.018-98. Розрахований за густиною сполук вміст компонента сBN у вихідній суміші становив 60 об.% (51,5 мас.%). Суміш гомогенізували п'ятиразовим протиранням шихти крізь латунне сито з вічками розміром 63×63 мкм² за допомогою гнучкого шпателью з титанового сплаву.

Брикет з одержаної суміші (пористість ≈50 %) розташовували в порожнині комірки високого тиску (КВТ) для розміщення зразка, що мала діаметр $d = 13$ мм і висоту $h = 7$ мм. Центральну частину контейнера в КВТ виготовляли з травертину (limestone classic, Турція), нагрівачі – з блочного графіту марки МГ. Спікання *K-BL* здійснювали за температури 1250–2250 °С в ізохронних умовах з використанням апарату високого тиску торіодального типу АВТТ-30 [10]. Вихідний тиск у комірці

апарату при кімнатній температурі встановлювали на рівні $p \approx 8$ ГПа. Повна температурна серія експерименту складалась з температури 25°C – «холодне» ущільнення шихти і температури спікання ($T_{\text{сп}}$) 1250, 1500, 1750, 2000, 2030 і 2250°C . Режим зміни потужності струму в нагрівачі (W) відповідав такій схемі: підвищення W , згідно з градуванням АВТТ-30 за температурою $T_{\text{сп}}(W)$ до необхідного рівня протягом 5 с; витримка W на встановленому рівні протягом 45 с з подальшим рівномірним зниженням потужності впродовж 10 с.

Внаслідок усадки розміри спечених заготовок зменшувались до $d \approx 11,5$ мм і $h \approx 5$ мм. У результаті денсиметричних досліджень встановили, що крива ущільнення відповідає залежності з асимптотичним наближенням до деякого граничного значення. При $T_{\text{сп}} \geq 1750^\circ\text{C}$ густина одержаних $K-BL$ припиняє зростати, хоча структурні зміни в матеріалі, безумовно, тривають у результаті активізації процесу рекристалізаційного відпалу. Пластична деформація частинок порошків, що відбувається на етапі підняття температури, зумовлює ефект деформаційного зміцнення спеченої структури $K-BL$, що змінюється її поступовим рекристалізаційним послабленням внаслідок зменшення щільності структурних дефектів при відпалі. Поведінка структурно чутливих властивостей $K-BL$, таких як твердість і, відповідно, стійкість до абразивного зношування, так само має екстремальний характер, що дозволяє оптимізувати температуру спікання композиту.

Абразивну стійкість зразків $K-BL$, які одержували за різної температури, встановлювали при груповому шліфуванні торцевої поверхні вільним абразивом на чавунній плиті, тобто в ідентичних умовах обробки з використанням спеціальної багатопозиційної касети. Умови шліфування: абразив – алмазний шліфпорошок АСМ 125/100; тиск на зразок $p \approx 6,5$ Н/см²; тривалість обробки $t = 16$ хв. Попередньо зразки припасували до однієї товщини в межах ± 5 мкм на плоскошліфувальному верстаті. У результаті статистичного оброблення одержаних експериментальних даних щодо зносу зразків (зміна товщини або маси) виявили, що для системи $cBN-TiC$ оптимальний температурний інтервал термобаричного спікання $K-BL$ за критерієм найвищої абразивної стійкості композиту $T_{\text{сп}} = 2050 \pm 25^\circ\text{C}$.

Особливості структур композитів $K-BH$ і $K-BL$

Фазовий склад і структуру композитів, одержаних при оптимальних параметрах p, T -дії, досліджували методами рентгенівської дифракції, скануючої та просвічуючої електронної мікроскопії. Для $K-BH$ (БорсинітTM, система $cBN-Si_3N_4$) характерні добре сформовані границі між зернами матриці cBN і Si_3N_4 , про що свідчить смугастий контраст на їх електронно-мікроскопічних зображеннях [9, 11]. Зерна cBN значно деформовані з огляду на високу щільність тонких множинних двійників у поєднанні з високощільними скупченнями повних дислокацій (рис. 1, а).

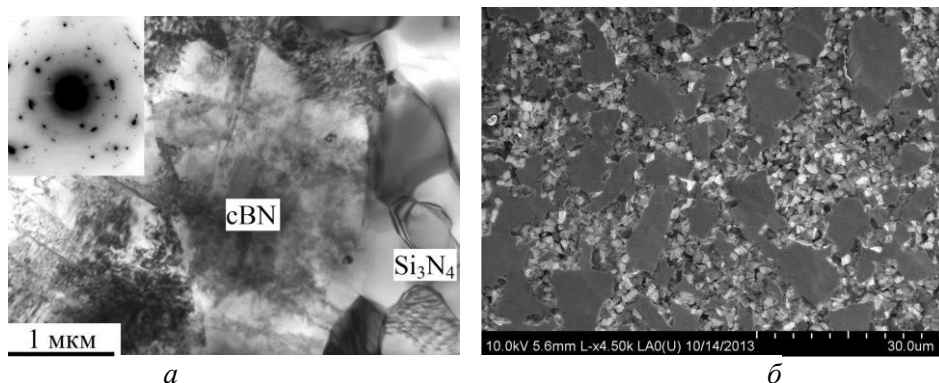


Рис. 1. Електронно-мікроскопічні зображення структур різальних композитів: а – світлопольне зображення на провіт структури $K-BH$ (БорсинітTM) [9, 11]; б – растрове зображення поверхні $K-BL$ у вторинних електронах (TiC – великі сірі області; cBN – дисперсні зони)

Також у зернах спостерігається багато розорієнтованих областей (фрагментів), границі поділу між якими не сформовані. У зернах Si_3N_4 тільки в поодиноких випадках виявляються окремі дислокації, їх групи, а також сітки. Нові фази не виявляються у зразках і, найімовірніше, формування міжфазної границі cBN з Si_3N_4 пов'язано з утворенням твердих розчинів.

У структурі $K-BL$ розміри областей фази TiC дещо перевищують розміри частинок вихідного порошку (4,5–7 мкм), що може свідчити про схильність до збиральної рекристалізації карбіду титану

при термобаричному спіканні композиту (рис. 1, б). Візуально нові фази не виявлялись у зразку за відносно невеликого збільшення електронно-мікроскопічного зображення. Рентгенівські дифракційні спектри вихідної шихти і К-ВЛ цілком збігаються (рис. 2).

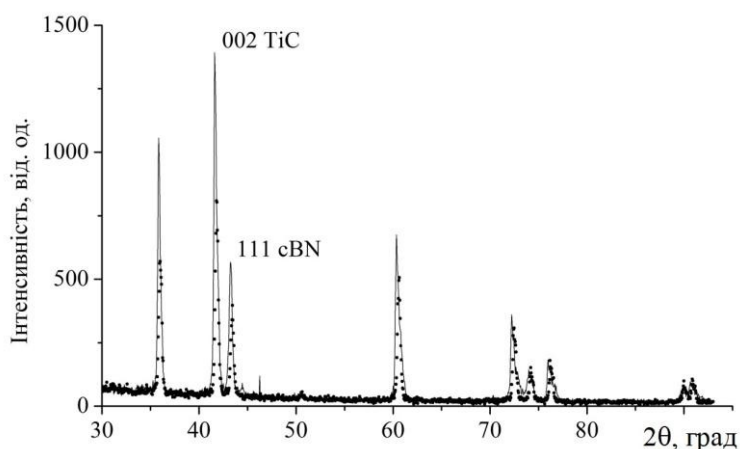


Рис. 2. Рентгенівські дифрактограми шихти cBN з TiC для спікання (зображення точками) і спеченого композиту К-ВЛ (суцільна лінія): 002 TiC і 111 cBN – найінтенсивніші відбиття вихідних компонентів

Водночас результати докладнішого рентгенофазового аналізу свідчать про вміст у композиті сполук TiCN і TiB₂, що, безумовно, є наслідком слабкої твердофазної взаємодії основних компонентів суміші при термобаричному спіканні (табл. 1, 2).

Таблиця 1. Результати фазового аналізу вихідної суміші порошків для спікання композиту

2θ, град	Інтенсивність I, % (експ.)	Фазовий склад			
		cBN		TiC	
		I, %	hkl	I, %	hkl
35,984	72,3	–	–	78,2	111
41,805	100	–	–	100	002
43,402	45,1	45,1	111	–	–
50,555	2,5	2,2	002	–	–
60,568	63,9	–	–	58,4	022
72,466	41,6	–	–	34,7	113
74,205	17	17	022	–	–
76,242	20,8	–	–	18,8	222
89,99	10,9	0,3	113	–	–
90,863	13,3	–	–	9,9	004

За розрахунками міжплощинних відстаней компонентів вихідної шихти періоди ґратки для cBN (*F43m*) $a = b = c = 0,36171(6)$ нм; для TiC (*Fm3m*) $a = b = c = 0,43292(6)$ нм.

Таблиця 2. Результати фазового аналізу композиту К-ВЛ

2θ, град	I, % (експ.)	Фазовий склад							
		cBN		TiC		TiCN		TiB ₂	
		I, %	hkl	I, %	hkl	I, %	hkl	I, %	hkl
35,823	70,8	–	–	78,2	111	–	–	–	–
36,075	19,2	–	–	–	–	23,8	111	–	–

Окончание таблицы 2.

41,616	100,0	–	–	100	002	–	–	–	–
41,914	30,4	–	–	–	–	30,4	002	–	–
43,222	55,9	55,9	111	–	–	–	–	–	–
44,417	3,2	–	–	–	–	–	–	3,2	011
50,347	2,6	2,8	002	–	–	–	–	–	–
52,296	1,2	–	–	–	–	–	–	–	–
60,360	62,6	–	–	58,4	022	–	–	–	–
60,812	21,3	–	–	–	–	17,8	022	–	–
70,234	1,4	–	–	–	–	–	–	–	–
72,247	32,1	–	–	34,7	113	–	–	–	–
72,784	9,7	–	–	–	–	10,5	113	–	–
74,031	16,9	21	022	–	–	–	–	–	–
76,057	18,2	–	–	18,8	222	–	–	–	–
76,634	5,6	–	–	–	–	5,7	222	–	–
89,794	9,3	12,7	113	–	–	–	–	–	–
90,688	11,5	–	–	9,9	004	–	–	–	–
91,475	3,7	–	–	–	–	3	004	0,1	003

У випадку спеченого матеріалу *K-BL* розраховані періоди ґратки для *cBN* ($F\bar{4}3m$) $a = b = c = 0,36171(6)$ нм; для *TiC* ($Fm\bar{3}m$) $a = b = c = 0,43293(5)$ нм; для *TiCN* ($Fm\bar{3}m$) $a = b = c = 0,43015(4)$ нм; для *TiB₂* ($R\bar{6}/mmm$) $a = b = c = 0,30300(0)$ нм. Непроідентифіковані відбиття спектру 2θ : 52,30(1) і 70,23(1) град.

Таким чином, за даними рентгенівських та електронно-мікроскопічних досліджень структура *K-BL* залишається переважно двофазною. Небагато зв'язуючих фаз *TiCN* і *TiB₂* утворюється в області міжфазних границь у результаті твердофазних реакцій між компонентами шихти при термобаричному спіканні за температури 2050 ± 25 °C і тиску ~ 8 ГПа.

Дослідження працездатності різальних інструментів, оснащених композитами *K-BH* і *K-BL*

Працездатність одержаного інструментального композиту *K-BL* досліджували порівняно з результатами випробувань пластин групи *BH* типу БорсинітTM з 96,7 об.% *cBN* (ІНМ НАН України). З цієї метою зі спечених при оптимальних *p*, *T*-параметрах заготовок *K-BL* шляхом алмазно-абразивного оброблення виготовляли стандартні різальні пластини типу RNMN 09T300F ($d = 9,52$ мм і $h = 3,97$ мм) згідно з вимогами міжнародних стандартів до їх розмірів.

Вивчали характер та інтенсивність зношування інструменту з *K-BH* і *K-BL* при токарній обробці заготовок інструментальної сталі холодного штампування марки *Caldie*. Підвищена чистота сталі є наслідком її електрошлакового переплавлення. За хімічний складом сталь *Caldie* відповідає таким концентраціям легуючих елементів, мас. %: C – 0,7; Si – 0,2; Mn – 0,5; Cr – 5,0; Mo – 2,3; V – 0,5 Fe – залишок. Після загартування і високотемпературного відгартування твердість сталі становила 58 HRC. Для мікроструктури сталі характерна наявність голчастого мартенситу і карбідів, переважно типу Me_6C (рис. 3, *a*).

Параметри інструменту, умови та режими обробки. Експериментальні дослідження виконували при поздовжньому точінні на верстаті з числовим програмним управлінням SMT 500 потужністю 70 кВт. Мазильно-охлоджувальні технологічні рідини не застосовували.

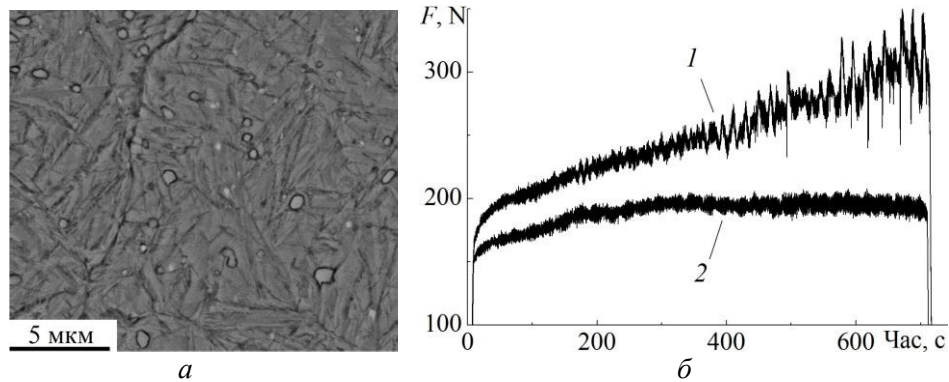


Рис. 3. Типова мікроструктура загартованої сталі Caldie (а) і сили різання (б) при її точінні ($f = 0,1$ мм/об; $v_c = 180$ м/хв; $a_p = 0,3$ мм) інструментом з композитів ВН і ВЛ груп: 1 – К-ВН (БорсинітTM); 2 – К-ВЛ (композит системи сВN-TiC)

Різальну пластину розміщували в різцетримачі так, щоб передній поздовжній і поперечний кути становили -6° . Працездатність інструментів визначали в умовах чистового точіння, за якого подача $f = 0,1$ мм/об. при глибині різання $a_p = 0,3$ мм. Швидкість різання $v_c = 180$ м/хв, що загалом відповідає рекомендаціям виробників щодо комерційних інструментальних матеріалів на основі сВN. Шлях різання, після якого визначали знос інструменту (після одного проходу), становив $L = 2100$ м.

Сили різання реєстрували у процесі обробки за допомогою трикомпонентного п'єзоелектричного динамометра Kistler 9129AA. Геометричний 3D-аналіз зношеної зони інструменту виконували з використанням мікроскопу InfiniteFocus Real3D (Alicona). Оптичним стереомікроскопом Leica MZ16 вимірювали фаску зносу, а за допомогою скануючого електронного мікроскопу HRSEM LEO / Zeiss 1560 докладно аналізували поверхні зношених ділянок.

Результати випробувань. При точінні сталі Caldie інструментом з К-ВН сила різання повільно наростала, причому з певного моменту виникали її флуктації (рис. 3, б). Збільшення сили різання зумовлене збільшенням радіуса заокруглення різальної кромки і формуванням від'ємного негативного переднього кута. Загалом такий інструмент неприйнятний, оскільки процес точіння за певної сили різання починає супроводжуватись інтенсивними вібраціями і зниженням якості оброблюваної поверхні. У разі використання інструменту з К-ВЛ сила різання була значно меншою порівняно з силою різання інструменту з К-ВН, її рівень залишався незмінним протягом обробки (рис. 3, б). Відсутність флуктацій сил різання так само позитивно характеризує інструмент з К-ВЛ.

Відповідно до поведінки сил різання спостерігалось суттєве (у кілька разів) зменшення рівномірного (VB_b), так і максимального (VB_{max}) зносу різальної кромки при використанні інструменту з К-ВЛ, що свідчить про значне підвищення його працездатності порівняно з К-ВН (рис. 4, а).

Особливість зносу інструменту при точінні сталі Caldie полягає в появі кратера – лунки на передній поверхні інструменту. Морфологія, розміри та особливості розвитку кратера різняться для різних композитів. У К-ВН одночасно зі значним зносом по задній поверхні суттєво поглибився кратер, але при цьому відколу на передній поверхні кромки не спостерігалось, що зумовлено високою тріщиностійкістю Борсиніту ($K_{1C} = 12,6 \pm 2,1$ МПа·м^{1/2}) [8]. Результати вимірювання засвідчили, що порівняно з К-ВН для К-ВЛ характерно не лише значно менший знос різальної кромки інструменту на задній поверхні, а й значно менша (в 6–7 разів) глибина кратера зносу на її передній поверхні (рис. 4, б).

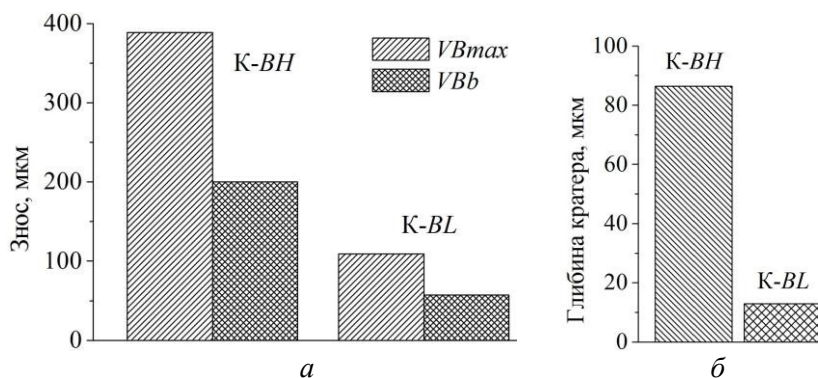


Рис. 4. Прочность инструментальных материалов K-BH (БорсинитTM) и K-BL (композит системы cBN–TiC) при безударном чистовом позадвжньому точінні сталі Caldіe ($f = 0,1$ мм/об.; $v_c = 180$ м/хв; $a_p = 0,3$ мм; $L = 2100$ м). : а – максимальний (VBmax) і рівномірний (VBb) знос різальної кромки інструменту; б – глибина кратера зносу на передній поверхні різця після випробувань

Встановлене свідчить про високу зносостійкість інструменту з K-BL загалом при чистовій обробці загартованої сталі Caldіe. Внаслідок великого вмісту TiC в K-BL стримується процес окисдування cBN за високої температури різання, про що, зокрема, свідчить за даними електронної мікроскопії вибірковий характер зношування структури K-BL на мікрорівні. Безумовно, подальші докладніші мікроструктурні дослідження K-BL важливі для розуміння мікромеханіки і трибохімії взаємодії інструменту з оброблюваним матеріалом оскільки їх специфіка значною мірою визначає оптимальні режими різання.

Висновки

1. Оптимальна температура термобаричного спікання при $p \approx 8$ ГПа композиту cBN–TiC групи BL (вміст cBN 60 об.%), з огляду на одержання матеріалу, максимально стійкого до абразивного зношування, складає 2050 ± 25 °C. Структура спеченого матеріалу залишається переважно двофазною. Утворення невеликої кількості зв'язуючих фаз TiCN і TiB₂ в області міжфазних границь є результатом твердофазних реакцій між компонентами шихти при спіканні.

2. З огляду на отримані результати можна стверджувати, що композити групи BL на основі cBN мають значний потенціал щодо експлуатаційної надійності виготовленого з них різального інструменту. Одержаний інструментальний матеріал K-BL у системі cBN–TiC можна рекомендувати для використання в інструментах для швидкісної фінішної обробки сталі холодного штампування марки Caldіe та подібних сталей, що містять хром.

Путем спекания микропорошков при давлении ~ 8 ГПа и оптимальной температуре 2050 °C получен режущий композит K-BL в системе cBN–TiC (группа BL, содержание cBN ~ 60 об. %). По основным показателям работоспособности при чистовом безударном точении закаленной стали CALDIE со скоростью 180 м/мин инструмент из K-BL демонстрирует значительное преимущество перед материалом группы BH на основе cBN (96,8 об. %) БорсинитомTM.

Ключевые слова: кубический нитрид бора, карбид титана, термобарическое спекание, режущий инструмент, закаленная сталь, износостойкость

The cBN–TiC composite (K-BL) relating to BL group (~ 60 vol. % of a cBN component) has been sintered at pressure of ~ 8 GPa and optimal temperature of 2050 °C using micron-sized powders. For the main performances in continuous hard turning of CALDIE steel with a speed of 180 m/min the tool with a K-BL insert demonstrated a significant advantage over the BH group material BorsiniteTM based on cBN (96,8 vol. %).

Key words: cubic boron nitride, titanium carbide, thermobaric sintering, cutting tool, hardened steel, wear resistance

Література

1. Туркевич В. З., Беженар Н. П., Петруша И. А. Сверхтвердые композиционные материалы на основе кубического нитрида бора // Физико-технические проблемы современного материаловедения: в 2 т. – Т. 2. – К.: Академперіодика, 2013. – С. 254–282.

2. Григорьев О. Н. Высокотемпературная конструкционная керамика // Актуальные проблемы современного материаловедения: в 2 т. – Т. 1. – К.: Академперіодика, 2008. – С. 569–596.
3. 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 & Manufacture. – 2007. – V. 47. – P. 1081–1087.
4. Chou Y. K. Hard turning of M50 steel with different microstructures in continuous and intermittent cutting // Wear. – 2003. – V. 255. – P. 1388–1394.
5. Chou Y. K., Evans C. J. Cubic boron nitride tool wear in interrupted hard cutting // Wear. – 1999. – V. 225. – P. 234–245.
6. Diniz A. E., Gomes D. M., Braghini A. Jr. Turning of hardened steel with interrupted and semi-interrupted cutting // Mater. Proc. Techn. – 2004. – V. 129, N2. – P. 240–248.
7. Halpin T., Byrne G., Barry J., Ahearne E. The performance of polycrystalline cubic boron nitride tools in continuous, semi-interrupted, and interrupted hard machining // Proc. IMechE. – 2009. – V. 223. – Part B: J. Eng. Manufacture. – P. 947–953.
8. Petruska I.A., Osipov A.S., Smirnova T. I., Barsukova T. P., Nikishina M. V., Tkach V. N. High-E / Low-E CBN/Si₃N₄ Composite for Heavy Interrupted Cutting // Proc. of the 4th Intern. Swedish Product. Sympos. “SPS11”, 3–5th of May 2011, Lund, Sweden. – Swedish Production Academy, 2011. – P. 161–168.
9. Петруша И. А., Никишина М. В., Олейник Г. С., Осипов А. С., Смирнова Т. И., Сороченко Т. А. Инфильтрационное разрыхление структуры при спекании кубического нитрида бора в условиях высоких давлений и температур // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – К.: ИСМ им. В. Н. Бакуля, НАН Украины, 2012. – 630 с. – Вып. 15 – С. 300–308.
10. Хвостанцев Л. Г., Слесарев В. Н. Аппараты высокого давления большого объема для физических исследований // Успехи физ. наук. – 2008. – 178, № 10. – С. 1099–1104.
11. Петруша И. А., Осипов А. С., Никишина М. В., Смирнова Т. И., Мельничук Ю. А., Климчик П. Превентивное действие нитрида кремния при высокотемпературном спекании кубического нитрида бора в условиях высоких давлений // Сверхтв. матер. 2015. – № 4. – (в печати).

Надійшла 24.06.15

УДК 621.922.079

А. С. Бслясь, В. С. Чернобай; Я. О. Подоба, Ю. В. Сирота, кандидати технічних наук

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

ВПЛИВ ЗЕРНИСТОСТІ АЛМАЗНОГО ПОРОШКУ НА ТЕПЛОПРОВІДНІСТЬ АЛМАЗОВІСНИХ КОМПЗИТИВ

Досліджено вплив контактної теплопровідності та зернистості алмазного порошку на ефективну теплопровідність алмазовісних композитів з двокомпонентною металевою зв'язкою на основі нікелю. Отримані дослідні дані задовільно узгоджуються з даними літературних джерел та теоретичним оцінюванням Хассельмана – Джонсона для ефективної теплопровідності композиту з недосконалим контактом фаз. Результати дослідження свідчать про значний вплив розміру кристалів алмазу на ефективну теплопровідність алмазовісних композитів у діапазоні 1 – 400 мкм і їх можливо використовувати при прогнозуванні теплопровідності цих композитів.