УДК 621.762.5: 661.657.5

Т. О. Гарбуз[1], аспірант; **Н. П. Беженар**[1], докт. техн. наук;
С. А. Божко[1], канд. техн. наук; **Н. Н. Белявина**[2], канд. фіз.-мат. наук

[1]*Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, м. Київ, Україна*
[2]*Київський національний університет ім. Тараса Шевченка, м. Київ, Україна*

СПІКАННЯ ПРИ ВИСОКОМУ ТИСКУ ПОРОШКІВ *cBN* З ДОБАВКАМИ TiB_2 І *Al* ТА ВЛАСТИВОСТІ ОДЕРЖАНИХ ПОЛІКРИСТАЛІВ

The experimental samples of superhard polycrystals was received in cBN– TiB_2–Al system by sintering powders at high pressure and temperature (7,7 GPa, 2300 K). Influence of TiB_2 quantity on structure, hardness, density, abrasive wear of the received polycrystals is studied.

Надтверді полікристалічні матеріали на основі кубічного нітриду бору (PCBN) широко використовуються як інструментальні матеріали при лезовій обробці загартованих і легованих сталей, чавунів, деяких важкооброблюваних сплавів, неметалевих матеріалів. В порівнянні зі звичайними інструментальними матеріалами PCBN мають вищий рівень продуктивності за рахунок високих швидкостей та великих глибин різання [1 – 3].

Основний напрямок досліджень в області створення нових PCBN це визначення впливу умов спікання на структуру, а через неї на фізико-механічні і функціональні властивості полікристалів [4, 5].

Полікристали на основі cBN одержують спіканням порошків в твердофазових апаратах високого тиску (АВТ) при високих температурах (1600 – 2300 К) і тисках (4 – 8 ГПа). Такі *p, T* – умови відповідають області термодинамічної стабільності cBN і забезпечують реалізацію механізму пластичної деформації як основного при ущільненні і формуванні структури полікристалу [4].

Дослідження процесів контактної взаємодії в системі cBN – Al привели до розробки способу двохстадійного спікання композитів КНБ при високому тиску [4, 6], який полягає в попередньому просоченні під тиском шихти в умовах її незмочування рідкою фазою при знижених *p*, *T*-параметрах з наступним реакційним спіканням при підвищених *p*, *T*-параметрах. Завдяки цьому забезпечуються формування міцного каркасу cBN в полікристалі та гальмування процесів відпалу дефектів дислокаційної структури кристалічної гратки cBN.

При реакційному спіканні порошків кубічного нітриду бору з алюмінієм існує проблема утворення боридів алюмінію. З розплаву кристалізуються як бориди з групи AlB_2, AlB_{10}, αAlB_{12}, βAlB_{12}, так і алюміній з розчиненим у ньому бором [7, 8]. Це викликано тим що згідно з діаграмою стану системи Al – B [9] фаза AlB_2 стабільна тільки при низьких температурах (до 1200 – 1300 К). Ширша область стабільності для αAlB_{12}. Фази AlB_{10}, βAlB_{12} за даними різних авторів [9] можуть існувати або при високих температурах (вище 1800 К), або як потрійні фази, третім компонентом яких є вуглець. Недолік полікристалів, одержаних реакційним спіканням кубічного нітриду бору з алюмінієм, – імовірність знаходження залишкового алюмінію в складі полікристалу, що пов'язано зі складністю утворення боридів алюмінію при умовах спікання.

Якщо в шихту для реакційного спікання cBN – Al добавити борид структурного типу AlB_2 з параметрами кристалічної гратки, близькими до таких для AlB_2, і з широкою областю стабільності за температурою, то на його основі можуть утворюватися тверді розчини двох боридів. Найбільш придатним для цієї мети є TiB_2, в якого структурний тип – AlB_2, об'єми елементарних комірок співпадають з точністю до третього знаку, є невелика відмінність у відношенні *c/a* – 1,066 для TiB_2 і 1,084 для AlB_2 [9]. Така ситуація є сприятливою для утворення твердих розчинів TiB_2 – AlB_2. Важливим для інструментального матеріалу є і те, що

TiB_2 серед інших боридів перехідних металів IV – VI груп періодичної системи елементів характеризується максимальною жорсткістю гратки, про що свідчить високий ступінь заповнення *sp*–станів бору, низькі значення КТР ($4{,}5 \cdot 10^{-6}$ K^{-1}) і стисливості ($0{,}24 \cdot 10^{-2}$ $ГПа^{-1}$), високі значення модуля Юнга (540 ГПа) і модуля зсуву (214 ГПа). За абразивною здатністю і зносостійкістю TiB_2 поступається лише алмазу та β-бору. Диборид титану хімічно стійкий до високих температур (2700 ˚С) [9, 10].

Метою роботи було дослідження впливу кількості дибориду титану в складі шихти на структуру, фазовий склад, густину, твердість та абразивний знос одержаних полікристалів КНБ.

Об'єктами дослідження були зразки, отримані спіканням в АВТ типу тороїд, шихти, до складу якої входили мікропорошок кубічного нітриду бору марки КМ 14/10, попередньо розмолотий порошок дибориду титану з розміром зерен менше 3 мкм та порошок алюмінію – менше 40 мкм. Для дослідження готували шість складів шихти, які відрізнялися вмістом TiB_2 (табл. 1).

Після змішування в вібраційному млині зі стальними шарами порошкові суміші спікали в АВТ типу тороїд з робочим об'ємом 1 $см^3$ при тиску 7,7 ГПа та температурі 2300 К. Умови спікання по тиску, температурі і тривалості процесу були однакові для всіх експериментів і складали 2 ГПа, 1300 К, 30 с на першому етапі двохстадійного спікання і 7,7 ГПа, 2300 К і 60 с на другому етапі.

Таблиця 1. **Вміст компонентів шихти**

№ шихти	Склад шихти, % (за масою)			Склад шихти, % (за об'ємом)		
	cBN	Al	TiB_2	cBN	Al	TiB_2
1	90	10	–	87,44	12,56	0
2	85	10	5	83,52	12,70	3,78
3	80	10	10	79,50	12,84	7,66
4	75	10	15	75,39	12,99	11,62
5	70	10	20	71,19	13,14	15,67
6	65	10	25	66,88	13,30	19,82

Експериментально, за методикою, описаною в [11], визначена ступінь неізостатичності тиску в робочому об'ємі АВТ. Для всіх варіантів шихти ступінь неізостатичності вона була в межах 0,6–0,8. Одержані зразки полікристалів мали форму циліндра діаметром 8,0 ± 0,2 і висотою 5,0 ± 0,3 мм.

Шляхом шліфування і полірування вільним і зв'язаним абразивом на полікристалах були виготовлені шліфи, необхідні для структурних і фізико-механічних досліджень. Густину полікристалів визначали методом гідростатичного зважування в дистильованій воді і в ацетоні, твердість – з застосуванням інденторів Кнупа, Віккерса і Берковича при навантаженні на індентор 9,8 Н. Абразивний знос визначали як зміну висоти зразка при шліфуванні вільним абразивом (алмазним порошком) на чавунній планшайбі на протязі 20 хв [12]. Для визначення фазового складу композитів та структурного стану окремих фаз використовували методи рентгеноструктурного (XRD) аналізу, а для обробки експериментальних результатів – методи математичної статистики.

При спіканні порошків системи $BN_{сф}$ – Al поряд з процесами усадки проходить хімічна взаємодія між компонентами шихти [7, 8]. Нижче приведені можливі хімічні реакції в даній системі:

$$Al + \frac{2}{3}BN = \frac{2}{3}AlN + \frac{1}{3}AlB_2 \qquad (1)$$

$$Al + \frac{10}{11}BN = \frac{10}{11}AlN + \frac{1}{11}AlB_{10} \quad (2)$$

$$Al + \frac{12}{13}BN = \frac{12}{13}AlN + \frac{1}{13}AlB_{12}. \quad (3)$$

При температурах другого етапу спікання 2300 К більш імовірні реакції (2) і (3) [7, 9]. При наявності в шихті третього компоненту – бориду титану характер взаємодії між BN і Al може змінитися за рахунок участі у хімічній взаємодії TiB_2. Для того, щоб це підтвердити або заперечити, розглянемо результати фазового аналізу одержаних полікристалів (табл. 2).

Таблиця 2. **Фазовий склад полікристалів за даними рентгеноструктурного аналізу та згідно балансу маси**

№ партії	Вміст фаз згідно XRD, % (за масою)					Вміст фаз згідно балансу маси за реакцією (1), % (за масою)				
	BN	AlN	TiB_2	AlB_x	Al	BN	AlN	AlB_2	Al	TiB_2
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	82,0	14,0	0	(4)	–	83,87 (81,51)*	10,13 (14,02)	6,00 (4,47)	–	0
2	81,6	10,1	8,4	–	–	78,87	10,13	6,0	–	5
3	72,9	13,6	13,5	–	–	73,87	10,13	6,0	–	10
4	68,0	11,6	19,9	–	0,5	69,17	9,63	5,7	0,5	15
5	66,8	6,0	24,4	–	2,8	65,59	7,29	4,32	2,8	20
6	61,5	4,7	29,6	–	4,2	61,44	5,88	3,48	4,2	25

* Для партії 1 в дужках приведено вміст фаз згідно балансу маси за реакцією (3).

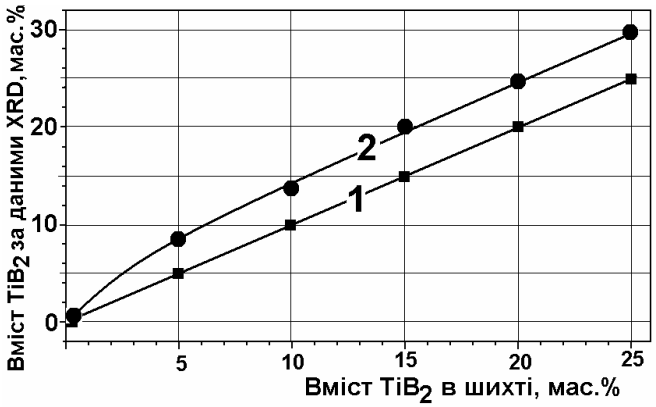

Рис. 1. Вміст TiB_2 в шихті (1) і в полікристалі (2) за даними XRD.

Фази AlB_{10}, α–, β–, γ –AlB_{12}, вміст яких в полікристалах менше 4 % і які мають кристалічні структури низької симетрії (*Bbmm, $P4_12_12$, I2/m2/m2/a, $P2_12_12_1$* відповідно), практично не ідентифікуються методами XRD. AlB_2 має кристалічну гратку більш високої симетрії (*P6/mmm*) і, як правило, ідентифікується. Відсутність ліній AlB_2 на дифрактограмах може свідчити, що перевагу мають реакції (2, 3) або одночасно йдуть всі реакції (1–3).

В полікристалах складів 4–6 виявлено алюміній, що свідчить, що хімічна взаємодія BN з Al при спіканні шихти цих складів не дійшла до кінця. Причиною цього можуть бути кінетичні фактори. В правій частині табл. 2 (колонки 7–11) приведено розрахований фазовий склад полікристалів з припущенням, що хімічна взаємодія йде за реакцією (1) (для шихти 1 приведено розрахунок також для взаємодії за реакцією (3)). Порівняння колонок (4) та (11) табл. 2 показує, що дибориду титану в полікристалі більше, ніж ми заклали в вихідній шихті. На рис. 1 проілюстровано цю ситуацію.

Причина збільшення кількості TiB_2 в полікристалі порівняно з його кількістю в шихті – борид титану, який є учасником хімічної взаємодії в системі cBN–Al–TiB_2. Є дві можливості для такої взаємодії – або утворення твердих розчинів TiB_2 – AlB_2, або наявність при кристалізації з розплаву бориду алюмінію кристалів TiB_2, що сприяє кристалізації саме AlB_2 за механізмом епітаксії. Цю взаємодію можна описати такою хімічною реакцією:

$$Al + \frac{2}{3}BN + \frac{x}{3(1-x)}TiB_2 = \frac{2}{3}AlN + \frac{1}{3(1-x)}Ti_xAl_{1-x}B_2 \qquad (4)$$

Величина x – доля TiB_2 в твердому розчині (чи суміші) і відповідно 1-x доля AlB_2.

За результатами XRD аналізу фаза, яку ми записали як $Ti_xAl_{1-x}B_2$, ідентифікується як TiB_2. Для того, щоб зробити висновок, чи можлива там присутність AlB_2, детальніше розглянемо кристалічну структуру дибориду титану до і після спікання (табл. 3).

Таблиця 3. **Кристалічні характеристики дибориду титану (TiB_2) до і після спікання**

№ партії	$a=b$, нм	c, нм	c/a	$\Delta V/V$*
	Шихта			
2	0,30301(2)	0,32280(2)	1,0653(1)	1,0014(2)
3	0,30306(2)	0,32294(3)	1,0656(2)	1,0022(2)
4	0,30301(1)	0,32289(1)	1,0656(1)	1,0017(1)
5	0,30303(1)	0,32285(1)	1,0654(1)	1,0017(1)
6	0,30295(2)	0,32289(3)	1,0658(2)	1,0013(2)
$x_{сер}$	0,30301(2)	0,32287(3)	1,0655	1,0017
	Полікристал			
2	0,30327(6)	0,32313(7)	1,0655(4)	1,0041(6)
3	0,30318(4)	0,32319(10)	1,0660(5)	1,0037(6)
4	0,30330(5)	0,32313(11)	1,0654(5)	1,0043(7)
5	0,30333(9)	0,32280(11)	1,0642(7)	1,0035(10)
6	0,30320(9)	0,32285(10)	1,0648(6)	1,0028(9)
$x_{сер}$	0,30326(3)	0,32302(9)	1,0652	1,0037
TiB_2 [9]	0,3028	0,3228	1,066	1,0000
AlB_2 [9]	0,3009	0,3262	1,084	1,0000

* – об'єм елементарної комірки TiB_2 за даними [9] складає 0,0258 $нм^3$.

Дані табл. 2 і 3 не прояснюють ситуацію з фазою $Ti_xAl_{1-x}B_2$. Всі кристалохімічні характеристики (*a, c, c/a*, див. табл. 3) свідчать, що це TiB_2, але це суперечить даним табл. 2 і рис. 1, згідно з якими кількість бориду в полікристалі більша, ніж була в шихті, а таке збільшення можливе тільки за рахунок AlB_2. Протиріччя між даними табл 2 і 3 можна було б усунути, якби припустити, що при епітаксіальному рості фаза AlB_2 пристосовується під розміри ячейки TiB_2, і таке «пристосування» можливе завдяки існуванню в середовищі кристалізації легких елементів (кисню, азоту, вуглецю). В результаті на кристалах TiB_2 синтезується не AlB_2, а фаза $Al(B,N,O,C)_2$, параметри кристалічної гратки якої практично не відрізняються від таких у TiB_2.

Розглянемо властивості одержаних полікристалів. В табл. 4 приведена густина полікристалів, визначена при зважуванні в дистильованій воді та ацетоні.

Відносна густина зразків, визначених шляхом зважування в дистильованій воді, становила 96,6 – 97,8 %, середня статистична похибка вимірювань – 1,8 %. Відносна густина зразків, визначених шляхом зважування в ацетоні, становила 98,6 – 99,8 %, середня статистична похибка вимірювань – 0,3 %. Причина більш стабільних результатів (менша статисти-

чна похибка) і вищих значень, одержаних при визначенні густини в ацетоні, – розчинення повітря в дистильованій воді з наступною адсорбцією складових повітря на експериментальному зразку і з утворенням «пузирів», які зменшували вагу зразка.

Таблиця 4. **Густина полікристалів на основі cBN**

№ шихти	$\rho_{в\ води} \pm \Delta\rho_{стат}$		$\rho_{в\ ацетоні} \pm \Delta\rho_{стат}$		$\rho_{т\text{-}пікн}$, г/см^3	$\rho_{т\text{-}рентг}$, г/см^3
	г/см^3	%	г/см^3	%		
1	2	3	4	5	6	7
1	3,32 ± 0,10	97,6±2,9	3,363 ± 0,025	98,8±0,7	3,403	3,447
2	3,36 ± 0,05	97,8±1,5	3,392 ± 0,009	98,7±0,3	3,436	3,486
3	3,38 ± 0,04	97,4±1,2	3,463 ± 0,009	99,8±0,3	3,471	3,526
4	3,40 ± 0,07	96,9±2,0	3,462 ± 0,006	98,7±0,2	3,507	3,568
5	3,43 ± 0,05	96,8±1,4	3,496 ± 0,008	98,7±0,3	3,543	3,610
6	3,46 ± 0,06	96,6±1,7	3,529 ± 0,010	98,6±0,3	3,580	3,654

Загальний висновок: густина експериментальних зразків близька до розрахованої для безпористого полікристалу; відносна густина полікристалів не залежить від вмісту TiB_2 в складі шихти для спікання; як робочу рідину при визначенні густини полікристалів cBN краще використовувати ацетон, при цьому менша статистична похибка вимірювань і відсутні похибки, викликані розчиненням повітря в рідині.

Твердість полікристалів закономірно зменшувалась при збільшенні кількості добавок TiB_2 в шихті (рис. 2), причому величина твердості залежала від методу вимірювання. При вимірюванні зі застосуванням індентора Кнупа значення твердості полікристалів змінювались від 30 (без добавок TiB_2) до 23 ГПа (25 %(за масою) TiB_2 в шихті), при застосуванні індентора Віккерса від 37 до 29 ГПа, а при застосуванні індентора Берковича – від 35 до 24 ГПа. Слід відмітити, що середня статистична похибка вимірювань (довірчий інтервал при імовірності 68 %) була найнижчою для визначення твердості методом Кнупа (±1 ГПа, або 3,5 %) і найвища (±3,5 ГПа, або 10 %) для вимірювань методом Віккерса. Для вимірювань методом Берковича вона становила ± 2 ГПа (6 %).

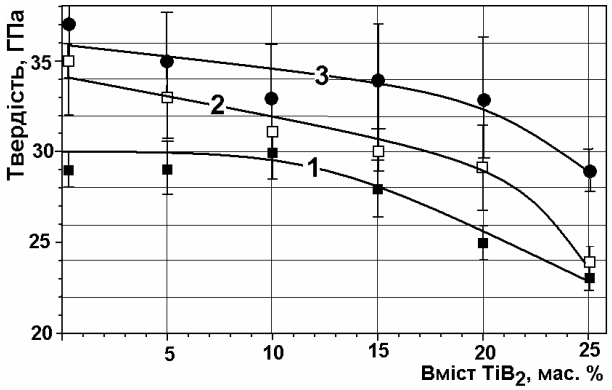

Рис. 2. Залежність твердості полікристалів від вмісту TiB_2 в шихті для спікання: 1 – твердість за Кнупом; 2 – твердість за Берковичем; 3 – твердість за Віккерсом.

Чим пояснити, що твердість, визначена різними методами, так сильно відрізняється (твердість за Віккерсом на 20 – 25 % вища, ніж твердість за Кнупом для одного і того ж зразка, див. рис. 2)? Контрольні досліди по визначенню твердості загартованої сталі і твердого сплаву ВК15 зі застосуванням інденторів Кнупа і Віккерса при навантаженні на індентор 10 Н привели до протилежного результату – твердість за Кнупом була на 6–8 % вища, ніж за Віккерсом, при цьому статистична похибка вимірювань була в межах 1 – 2 %. Цю різницю (6–8 %) можна пояснити тим фактом, що при визначенні твердості за Кнупом використовують розрахунок за Мейєром, за Віккерсом – за Брінелєм [1]. Якщо твердість за Вікерсом розраховувати способом Мейєра, то результати по визначенню твердості загартованої сталі і твердого сплаву ВК15 будуть однакові

для обох інденторів. Звідси висновок – причина різного значення твердості не в методі вимірювання, а у властивостях досліджуваного матеріалу.

На відміну від сталі і твердого сплаву полікристали cBN – крихкі матеріали. Піраміда Кнупа є найбільш прийнятною при індентуванні крихких і твердих матеріалів, тому що дозволяє одержувати відбитки з мінімальними руйнуваннями при великому навантаженні. Відбиток, зроблений такою пірамідою, є ромбічним, причому довга діагональ приблизно в сім разів більша короткої. При такій формі індентора у твердих матеріалах утворюються відбитки з мінімальним розтріскуванням.

При індентуванні пірамідою Кнупа для визначення твердості вимірюють довгу діагональ відбитка, яка в ~2,5 рази більша, ніж діагональ відбитка піраміди Віккерса при тій же твердості, тому точність вимірювань при використанні піраміди Кнупа вища. Глибина занурення піраміди Кнупа в досліджуваний матеріал на ~65 % менша, ніж піраміди Вікерса при тій же твердості. Відбиток, який ми вимірюємо після індентування і на основі розмірів якого підраховуємо твердість – результат пластичного деформування матеріалу зразка. Робота пружної деформації при індентуванні і робота, яка йде на руйнування відбитка і утворення тріщин, не враховується при визначенні твердості і напевно при використання індентора Вікерса вона значно вища, ніж при використання індентора Кнупа. Навантаження на індентор 10 Н є прийнятним для вимірювання твердості полікристалів cBN зі застосуванням індентора Кнупа і неприйнятним для використання інденторів Віккерса і Берковича. При індентуванні сталі і твердого сплаву відбитки пластичні; на пружню деформацію, утворення тріщин, руйнування робота не використовується, тому значення твердості при використанні обох інденторів однакові.

Абразивний знос полікристалів (рис. 3) збільшувався зі зменшенням вмісту найбільш твердої фази cBN, причому якщо при малому вмісті фази TiB_2 (до 10 %) збільшення абразивного зносу було незначним (від 1 до до 1,2 відн. од.), то при вмісті в шихті TiB_2 більше 15 % приводило до катастрофічного збільшення абразивного зносу (в 2,2 рази для 20 % TiB_2 в шихті і в 3,8 рази для 25 % TiB_2 в шихті). Причини цього – зменшення площі міжзеренних границь для фази КНБ і низька міцність міжзеренних границь для компонентів різних фаз.

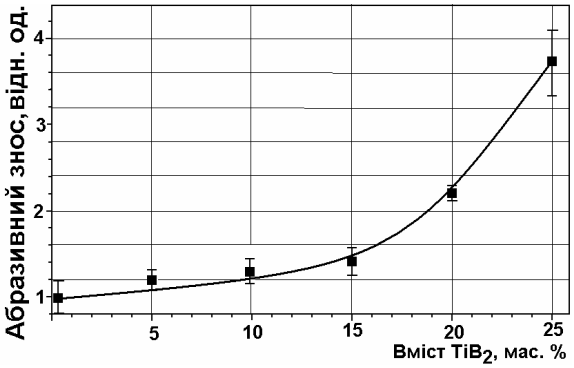

Рис. 3. Залежність абразивного зносу полікристалів cBN від кількості TiB_2 в шихті.

Висновки

1. Встановлено, що при реакційному спіканні в системі cBN–Al–TiB_2 додатково утворюється диборид, ідентифікований методом XRD як TiB_2. Розрахунки балансу маси в реакціях при спіканні шихти cBN–Al–TiB_2 передбачають утворення або AlB_2, або твердого розчину AlB_2 в TiB_2. Відсутність в полікристалі AlB_2 (неідентифікованому методом XRD) можна пояснити тим, що при епітаксіальному рості фази AlB_2 (або твердих розчинів на основі AlB_2) на кристалах TiB_2 розміри елементарної комірки AlB_2 пристосовуються під розміри комірки TiB_2. Допомагають такому «пристосуванню» легкі елементи, що розчиняються в AlB_2.

2. Відносна густина полікристалів cBN становила 0,98 – 0,99 і не залежала від вмісту TiB_2 в складі шихти для спікання. При визначенні густини полікристалів cBN в якості робо-

чої рідини краще використовувати ацетон: в порівнянні з дистильованою водою при зважуванні в ацетоні менша статистична похибка вимірювань і відсутні похибки, викликані розчиненням повітря в рідині.

3. Твердість полікристалів cBN закономірно зменшувалась при збільшенні кількості добавок TiB_2 в шихті. Величина твердості полікристалів cBN залежала від методу вимірювання. Найбільші значення (37–29 ГПа) одержані з застосуванням індентора Віккерса, найменші (30–23 ГПа) – зі застосуванням індентора Кнупа. При використанні індентора Берковича твердість становила 35–24 ГПа. Завищені значення твердості, визначені з використанням інденторів Віккерса і Берковича, можна пояснити неврахуванням роботи пружної деформації і руйнування при індентуванні.

4. Абразивний знос полікристалів збільшувався зі зменшенням вмісту найбільш твердої фази cBN. Встановлено, що збільшення вмісту в шихті TiB_2 (починаючи з 15 %) приводило до катастрофічного збільшення абразивного зносу (в 2,2 і 3,8 рази при вмісті в шихті 20 і 25 % TiB_2 відповідно). Причини цього – зменшення площі міжзеренних границь для фази cBN і низька міцність міжзеренних границь для компонентів різних фаз.

5. Доцільність добавок TiB_2 в шихту в кількості до 10 % полягає в їх впливі на кінетику реакційної взаємодії. Кристалізація з розплаву нижчого бориду алюмінію (AlB_2) запобігає накопиченню бору в розплаві алюмінію і прискорює хімічну взаємодію.

Література

1. Инструмент из сверхтвердых материалов/ Под ред. Н. В.Новикова. – М.: Машиностроение, 2005.– 555 с.
2. Гриценко Э. И., Дальник П. Е., Чапалюк В. И. Точение жаропрочных сплавов инструментом из кубического нитрида бора. – Киев: Наук. думка, 1992. – 107 с.
3. Клименко С. А., Муковоз Ю. А., Полонский Л. Г., Мельничук П. П. Точение износостойких защитных покрытий.– Київ: Техніка, 1997. – 144 с.
4. Беженар Н. П. Получение, структура и свойства поликристаллических и композиционных материалов на основе кубического нитрида бора // Сверхтвердые материалы. Монография в 6 томах / Под общей ред. Н. В. Новикова. Т.1: Синтез алмаза и подобных материалов. / Отв. ред. А. А. Шульженко. – Киев: ИСМ им. В. М. Бакуля, ИПЦ «Алкон» НАНУ, 2003.– С. 234–258.
5. Новиков Н. В., Шульженко А. А., Беженар Н. П. и др. Поликристаллические материалы на основе кубического нитрида бора // Синтез, спекание и свойства сверхтвердых материалов: Сб. науч. тр. – Киев: ИСМ НАН Украины, 2005. – С. 122–128.
6. Пат. 25281А, Україна, МКИ С04В35/5831. Спосіб спікання композиційного матеріалу на основі кубічного нітриду бору / М. В. Новіков, О. О. Шульженко, М. П. Беженар, С. А. Божко. – Заявл. 21.07.97, Опубл. 25.12.98, Бюл. № 6.
7. Беженар Н. П., Божко С. А., Белявина Н. Н. и др. Фазовый состав поликристаллов, полученных при реакционном спекании кубического нитрида бора с алюминием// Сверхтв. материалы. – 2002. – № 1. – С. 37–48.
8. Беженар М. П., Божко С. А., Нагорний П. А. та ін. Взаємодія кубічного нітриду бору з алюмінієм в присутності вуглецю // Сверхтв. материалы.– 2000. – № 4.– С. 36–40.
9. Серебрякова Т. И., Неронов В. А., Пешев П. Д. Высокотемпературные бориды. – М.: Металлургия, 1991. – 368 с.
10. Сверхтвердые материалы / Под ред. И. Н. Францевича. – Киев: Наук. думка,1980.–296 с.
11. Беженар Н. П., Божко С. А. Квазиизостатические условия холодного прессования и спекания порошков кубического нитрида бора в аппаратах высокого давления типа тороид // Синтез, спекание и свойства сверхтвердых материалов: Сб. науч. тр. – Киев, ИСМ НАН Украины, 2000.– С. 112–119.
12. Беженар Н. П., Нагорный П. А., Боженок В. Н. Твердость и абразивная стойкость керамики на основе кубического нитрида бора и возможности их повышения // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. – Вып. 7. – Киев: ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, 2004. – С. 164–168.

Надійшла 27.06.2006 р.