

ВНИИалмаза. «Повышение эффективности применения алмазных инструментов». – М., 1986. – С. 100–111.

5. Злочевский Г.Д., Сергеев В.А., Шитиков В.К. Влияние технологии переработки на свойства полимерного связующего и алмазосодержащей системы с высоким коэффициентом наполнения // Тр. ВНИИалмаза. «Перспективные направления применения алмазного инструмента в машиностроении». – М., 1991.

Поступила 09.06.09

УДК621.762.5:661.657.5

**Т. О. Гарбуз<sup>1</sup>, М. П. Беженар<sup>1</sup>**, д-р техн. наук; **С. А. Божко<sup>1</sup>**, канд. техн. наук,  
**Н. М. Білявина<sup>2</sup>, В. Я. Марків<sup>2</sup>**, кандидати фізико-математичних наук

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

<sup>2</sup>Київський національний університет ім. Тараса Шевченка, м. Київ, Україна

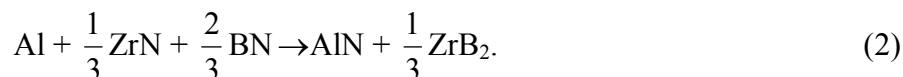
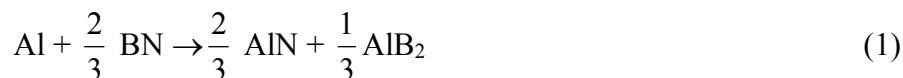
### **КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА $ZrB_2$ У ПОЛІКРИСТАЛАХ І КОМПЗИТАХ СИСТЕМИ $cBN-ZrN-Al$ , ОТРИМАНИХ ПРИ ВИСОКОМУ ТИСКУ**

*Features of crystal structure  $ZrB_2$  in the polycrystals obtained at sintering of powders  $ZrB_2$  at a high pressure and in composites system  $cBN-ZrN-Al$  obtained by reactionary sintering at a high pressure it has been investigated.*

#### **Вступ**

Тенденції розвитку виробництва надтвердих полікристалічних матеріалів на основі кубічного нітриду бору (PCBN) для ріжучого інструменту пов'язані з їх призначенням для конкретних режимів металообробки і конкретних оброблюваних матеріалів. З цього випливають основні вимоги до в'язкості руйнування і зносостійкості PCBN, а останні залежать від структури, вмісту і дисперсності основної фази – cBN, вмісту, хімічного і фазового складу та структури інших фаз, що утворюють кераміку навколо каркасу cBN. Серед інших фаз є такі, що входять до складу вихідної шихти, наприклад, карбід або нітрид титану, і такі, що утворюються внаслідок реакційної взаємодії при спіканні, наприклад, нітрид алюмінію і бориди алюмінію. Зазначені вище фази є найбільш поширеними складовими композитів, представлених продукцією світових фірм (PCBN), а також розроблених в ІНМ НАН України композитів типу киборит [1].

У науковій літературі і рекламних проспектах до останнього часу не згадувалися PCBN, в складі яких присутні тугоплавкі бориди. Наші останні розробки засвідчили перспективу модифікування структури композитів системи cBN–Al додаванням до шихти дибориду титану з підвищенням зносостійкості композиту за рахунок кристалізації з розплаву твердого розчину  $Ti_xAl_{1-x}B_2$  замість  $AlB_2$  [2]. Запропонована нами ідея створення PCBN у системі cBN–Al–ZrN [3] полягає у зміні напрямку реакцій при спіканні в умовах високого тиску шихти cBN–Al, яка досягається добавками ZrN, внаслідок чого основними складовими кераміки, розташованої навколо каркасу cBN, стають продукти реакції –  $ZrB_2$  і AlN. Експерименти [4] зі спікання в умовах високого тиску (7,7 ГПа) шихти cBN–ZrN–10 %Al (із вмістом ZrN 7 – 32 %) показали, що основними складовими композитів були cBN, AlN, ZrN і  $ZrB_2$ . Фазу  $AlB_2$  ідентифікували тільки в окремих випадках при невеликому вмісті ZrN. Тобто, з двох зазначених нижче реакцій перевагу мала (2):



У літературних джерелах немає даних про кристалічну структуру дибориду цирконію, кристалізованого з розплаву алюмінію при високому тиску, а також про вплив високого тиску на кристалічну структуру  $\text{ZrB}_2$  при спіканні порошку, виготовленого за звичайною технологією. Важливо також визначити, чи утворюється твердий розчин у системі  $\text{Zr-Al-B}$  по аналогії з таким у системі  $\text{Ti-Al-B}$ .

Мета даної роботи полягає в рентгеноструктурному дослідженні еволюції кристалічної структури дибориду цирконію при застосуванні в технологічних процесах високого тиску, а саме при спіканні порошку  $\text{ZrB}_2$  без добавок у шихті і при реакційному спіканні шихти  $\text{sBN-Al-ZrN}$ , коли фаза  $\text{ZrB}_2$  кристалізується з розплаву в умовах високого тиску.

### Методика експериментів

*Отримання дослідних зразків.* Для спікання монофазних полікристалів використовували порошок  $\text{ZrB}_2$  (х.ч.) виробництва Донецького заводу хімічних реактивів (ДЗХР) з розміром зерен менше 50 мкм.

Для реакційного спікання композитів системи  $\text{sBN-Al-ZrN}$  брали порошок  $\text{sBN}$  марки КМ 14/10:  $d_{med} = 9,9$  мкм,  $\sigma_{БЕТ} = 0,60$  м<sup>2</sup>/г; порошок алюмінію (99 % Al):  $d_{med} = 26,4$  мкм,  $\sigma_{БЕТ} \approx 0,1$  м<sup>2</sup>/г. Порошок  $\text{ZrN}$  (х.ч., ДЗХР) розмелювали до отримання  $d_{med} = 0,86$  мкм,  $\sigma_{БЕТ} = 2,4$  м<sup>2</sup>/г. У шихті залишався стабільний вміст 10 % Al, змінювався вміст  $\text{ZrN}$  (7, 13, 19, 25 і 32 %).

Спікання шихти виконували в апараті високого тиску (АВТ) типу «ковадло з заглибленням (тороїд)» з графітовим нагрівником, підйом тиску і температури виконували за два етапи: попереднім просоченням шихти алюмінієм під тиском 2,5 ГПа при температурі 1300 К і завершальним спіканням при 1750, 2100 або 2300 К під тиском 7,7 ГПа. Тривалість спікання становила 60 с; її варіювали тільки при температурі 1750 К.

Спікання порошку  $\text{ZrB}_2$  виконували в тому самому АВТ за один етап, варіювали тиск і температуру. Після спікання всі зразки піддавали механічній обробці алмазним інструментом для видалення графіту з поверхні та її підготовки до подальшого дослідження.

*Рентгеноструктурні дослідження.* Дифрактограми від поверхні пластин записували на автоматизованому дифрактометрі ДРОН-3 (мідне фільтроване випромінювання) у дискретному режимі: крок сканування –  $0,05^\circ$ , експозиція в кожній точці – 4 с, кутовий інтервал  $2\theta = (24 - 140)^\circ$ . Первинну обробку дифракційних даних (положення центрів ваги  $K\alpha_1$  піків та значення їх інтегральних інтенсивностей) виконували за допомогою повнопрофільного аналізу [5]. Якісний і кількісний фазовий аналіз (з уточненням методом найменших квадратів періодів кристалічних ґраток кожної з ідентифікованих фазових складових), а також уточнення параметрів кристалічних структур диборидів (коефіцієнтів заповнення у структурі типу  $\text{AlB}_2$  правильної системи точок  $1(a)$  атомами цирконію і алюмінію та правильної системи точок  $2(d)$  атомами бору і кисню) на основі аналізу дифракційних відбиттів виконували за комплексом програм [5]. Коректність виконаних розрахунків контролювали значенням фактору розбіжності  $R_w$ .

Структурні розрахунки проводили за двома найбільш вірогідними моделями [6].

Модель для монофазних полікристалів (за дифракційними спектрами у складі полікристалів ідентифікована одна фаза  $\text{ZrB}_2$ , в окремих зразках – до 2%  $\text{ZrO}_2$ ): атоми цирконію у структурі типу  $\text{AlB}_2$  статистично розміщені за правильною системою точок  $1(a)$ , а атоми бору та іншого легкого компонента (кисню) статистично розміщені за правильною системою точок  $2(d)$ .

Модель для фази  $\text{ZrB}_2$  у складі композитів (за дифракційними спектрами у складі композитів ідентифіковані фази  $\text{sBN}$ ,  $\text{ZrB}_2$ ,  $\text{AlN}$ ,  $\text{ZrN}$ , в окремих випадках –  $\text{AlB}_2$ ): у структу-

рі типу  $AlB_2$  правильна система точок  $2(d)$  повністю зайнята атомами бору, а атоми цирконію та алюмінію статистично розміщені за правильною системою точок  $1(a)$ .

### Результати експериментів

Спінання порошку  $ZrB_2$  при високому тиску. Характеристики кристалічної структури експериментальних зразків представлені в табл. 1. Середнє значення кожного параметра і довірчі інтервали при довірчій ймовірності 0,68 розраховані для семи зразків. Результати співставлені з даними літератури.

Таблиця 1. Періоди і об'єм кристалічної ґратки  $ZrB_2$  у монофазних полікристалах, отриманих спіканням порошку дибориду цирконію при високому тиску

№ партії	Шифр*	$P$ , ГПа	$T$ , К	$a$ , нм	$c$ , нм	$c/a$	$V$ , нм
1	Вихідний порошок			0,31648(1)	0,35238(1)	1,11343(7)	0,030564(5)
2	11	2,5	1300	0,31641(5)	0,35255(6)	1,1142(4)	0,03057(1)
3	21	4,2	1300	0,31646(4)	0,35279(5)	1,1148(3)	0,03060(1)
4	22	4,2	1750	0,31637(5)	0,35264(5)	1,1146(3)	0,03057(1)
5	31	7,7	1300	0,31640(3)	0,35236(3)	1,1137(2)	0,030547(8)
6	32	7,7	1750	0,31643(4)	0,35248(5)	1,1139(3)	0,03056(1)
7	33	7,7	2100	0,31640(2)	0,35227(2)	1,1134(1)	0,030539(5)
8	34	7,7	2300	0,31639(11)	0,35235(11)	1,1137(4)	0,03057(9)
Середнє ( $N = 7$ )				$0,31641 \pm 0,00001$	$0,35249 \pm 0,00008$	$1,1140 \pm 0,0002$	$0,030565 \pm 0,000008$
[7]	–	–	–	0,3168	0,3528	1,114	0,03066
[8]	–	–	–	0,31687	0,35291	1,114	0,03068

Примітка. Тут і далі в шифрі перша цифра – тиск, друга – температура. В дужках наведена інструментальна похибка в останній значущій цифрі.

Між даними, наведеними в [7; 8], і результатами дослідження вихідного порошку відмінності значні. Об'єм ґратки  $ZrB_2$  у вихідному порошку менший на 0,4 %, ніж у [7]. Це пояснюється тим, що диборид цирконію має невелику область гомогенності (66,5–67,9 % в [7]), відповідно і зразки в різних дослідженнях можуть дещо відрізнятися складом і періодами ґратки. З огляду на це далі при аналізі впливу високого тиску на кристалічну структуру  $ZrB_2$  використовуватимемо, як стартову, структуру вихідного порошку, тим більше, що в літературі наводяться тільки періоди кристалічної ґратки і немає даних про коефіцієнти заповнення у структурі типу  $AlB_2$  правильної системи точок.

Середні значення об'єму кристалічної ґратки і параметра  $c/a$  у зразках після спікання і у вихідному порошку майже співпадають. Проте спостерігається тенденція до збільшення об'єму ґратки при невисоких  $p, T$ -параметрах і зменшення при високих. Останнє ілюструє рис. 1.

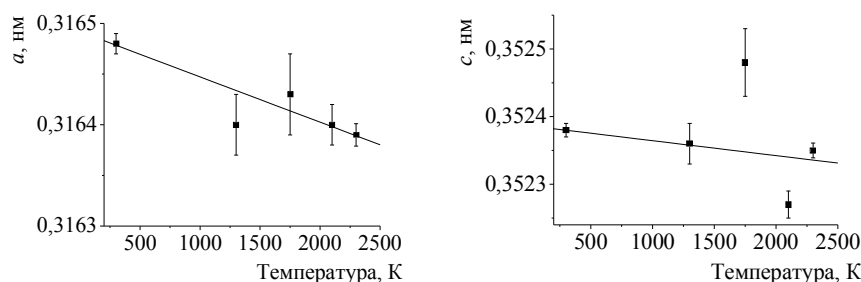


Рис. 1. Еволюція періодів ґратки  $ZrB_2$  в залежності від температури спікання під тиском 7,7 ГПа

Еволюція періодів ґратки при спіканні в умовах високого тиску порошків деяких тугоплавких сполук описана в [9]. У сполуках з кубічною кристалічною ґраткою структурного типу NaCl (TiC, TiN, ZrN) це пояснювали з залученням літературних даних – утворенням оксикарбиду і оксинітридів на базі такої самої ґратки. Результати, близькі до даних рис. 1, отримані в [9] при спіканні порошку TiB<sub>2</sub>. По аналогії з карбідом і нітридами було запропоновано таке пояснення: дифузія кисню у кристалічну ґратку TiB<sub>2</sub> зі збереженням структурного типу ґратки.

Дифузія кисню у кристалічну ґратку тугоплавких сполук у [9] і в цій роботі у кристалічну ґратку ZrB<sub>2</sub> є ймовірною при спіканні в АВТ, бо джерелом може бути адсорбований у поверхневому шарі порошків кисень. А реакції в газовій фазі з утворенням конденсованих фаз при високому тиску енергетично вигідні. Тому в даному експерименті моделювали структуру часткового заміщення у кристалічній ґратці ZrB<sub>2</sub> позицій бору киснем. Результати такого моделювання – атомні долі бору і кисню в позиції 2(*d*) – наведені в табл. 2. Атомна доля цирконію в позиції 1(*a*) залишається стабільною і відповідає формулі Zr<sub>0,97</sub>B<sub>2</sub> з коефіцієнтом розбіжності 0,044. Вакансії в підґратці цирконію і є причиною того, що в усіх досліджених зразках періоди ґратки менші, ніж у [7; 8].

Таблиця 2. Вміст кисню у кристалічній ґратці ZrB<sub>2</sub> полікристалів після спікання

№ партії	Шифр	Zr (at.d)	B (at.d)	O (at.d)	R <sub>w</sub>	Формула
1	Вихідний порошок	0,322	0,678	–	0,044	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>2</sub>
2	11	0,322	0,513	0,165	0,038	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>1,51</sub> O <sub>0,49</sub>
3	21	0,322	0,608	0,070	0,055	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>1,79</sub> O <sub>0,21</sub>
4	22	0,322	0,586	0,092	0,038	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>1,73</sub> O <sub>0,27</sub>
5	31	0,322	0,544	0,134	0,027	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>1,60</sub> O <sub>0,40</sub>
6	32	0,322	0,676	0,002	0,042	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>1,99</sub> O <sub>0,01</sub>
7	33	0,322	0,563	0,115	0,050	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>1,66</sub> O <sub>0,34</sub>
8	34	0,322	0,606	0,072	0,042	Zr <sub>0,97</sub> B <sub>1,79</sub> O <sub>0,21</sub>

Заміщення киснем бору в позиції 2(*d*) має приводити до зменшення періоду *a* кристалічної ґратки ZrB<sub>2</sub> (ковалентний радіус бору становить 0,089, кисню – 0,066 нм). Вміст кисню в кристалічній ґратці, як і розбіг результатів виявилися досить великі, тоді як періоди змінювалися незначимо (див. табл. 1). Прямої кореляції між результатами табл. 1 і 2 не було виявлено. Це потребує подальших досліджень, ускладнення моделей, урахування взаємодії з іншими легкими елементами тощо. Висновки з цієї частини роботи такі: спікання при високому тиску порошку дибориду цирконію значимо не змінює періоди (об'єм) кристалічної ґратки; результати аналізу дифракційного спектру від порошку дибориду цирконію, отриманого з використанням звичайної технології без застосування високого тиску, засвідчили, що коефіцієнт заповнення правильних позицій 1(*a*) становить 0,97, тобто фаза відповідає формулі Zr<sub>0,97</sub>B<sub>2</sub>.

*Диборид цирконію, отриманий при високому тиску в системі cBN–ZrN–Al.* Результати дослідження фази ZrB<sub>2</sub> у зразках композитів, отриманих під тиском 7,7 ГПа при різних температурах і тривалостях спікання, наведені в табл. 3.

З порівняння результатів табл. 1 і 3 випливає, що періоди і об'єм кристалічної ґратки фази ZrB<sub>2</sub>, яка кристалізувалася з розплаву алюмінію при тиску 7,7 ГПа, значно менші, ніж у полікристалах, спечених з порошку ZrB<sub>2</sub> при високому тиску.

При реакційному спіканні шихти cBN–ZrN–Al вже на стадії просочення відбуваються реакції між алюмінієм і адсорбованими поверхнею порошків газами – киснем і азотом з утворенням Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, AlN [10]. Саме тому при кристалізації з розплаву дибориду цирконію най-

імовірнішою є модель, в якій правильні позиції бору 2(d) заповнені бором, а в позиціях 1(a) статистично розміщені атоми цирконію і алюмінію.

Таблиця 3. Періоди і об'єм кристалічної ґратки фази  $ZrB_2$ , отриманої реакційним спіканням шихти cBN – 14 % ZrN – 10 % Al

№ партії	Шифр*	T, К	t, с	a, нм	c, нм	c/a	V, нм
1	32-60	1750	60	0,31662 (7)	0,35216 (6)	1,1122 (4)	0,03057 (2)
2	32-90	1750	90	0,31601 (9)	0,35237 (5)	1,1151 (4)	0,03047 (2)
3	32-180	1750	180	0,31607 (7)	0,35196 (7)	1,1136 (4)	0,03045 (2)
4	33-60	2100	60	0,31621 (3)	0,35170 (5)	1,1122 (3)	0,03045 (1)
5	34-60	2300	60	0,31620 (4)	0,35189 (5)	1,1129 (3)	0,03047 (1)
Середні для зразків 2–5 (N = 4)				0,31612± ±0,00006	0,3520± ±0,0002	1,1135± ±0,0007	0,03046± ±0,00001

Примітка. Перші дві цифри – відповідно табл. 1.

Для необмежених твердих розчинів заміщення різниці атомних радіусів елементів не повинна перевищувати 15 %. Наведені в табл. 4 дані показують, що для цирконію і алюмінію в металічній підґратці це можливо. Результати розрахунку подані в табл. 5.

Таблиця 4. Радіуси елементів (нм) [11]

Тип радіуса	Al	автор	Zr	Автор
Іонний 3 <sup>+</sup>	0,057	Гольдшмідт	–	–
Іонний 4 <sup>+</sup>	–	–	0,087	Гольдшмідт
Ковалентний	0,125	Полінг	0,145	Полінг
Металічний	0,143	Гольдшмідт	0,160	Гольдшмідт

Таблиця 5. Склад фази структурного типу  $AlB_2$ , отриманої реакційним спіканням шихти cBN – 14 % ZrN – 10 % Al

№ партії	Шифр зразка	Zr (at.d)	B (at.d)	Al (at.d)	R <sub>w</sub>	Формула
1	32-90	0,33186	0,66371	0,00443	0,0879	Zr <sub>0,99</sub> Al <sub>0,01</sub> B <sub>2</sub>
2	32-180	0,29828	0,66667	0,03506	0,0826	Zr <sub>0,89</sub> Al <sub>0,11</sub> B <sub>2</sub>
3	33-60	0,24163	0,66667	0,09171	0,0621	Zr <sub>0,72</sub> Al <sub>0,28</sub> B <sub>2</sub>
4	34-60	0,22338	0,66667	0,10995	0,0630	Zr <sub>0,67</sub> Al <sub>0,33</sub> B <sub>2</sub>

Заміщення алюмінієм цирконію за правилом Вегарда зумовлює зменшення періодів і відповідно об'єму кристалічної ґратки. Дані розрахунків у табл. 3 і 5 показують, що внаслідок реакційної взаємодії в системі cBN–ZrN–Al при спіканні під тиском 7,7 ГПа при температурах 2100 – 2300 К утворюється твердий розчин  $ZrB_2$ – $AlB_2$ , вміст алюмінію в якому збільшується з підвищенням температури спікання. При температурі 1750 К спостерігається тенденція до формування твердого розчину такого складу тільки при тривалому спіканні.

Якщо при аналізі дифракційного спектру вихідного порошку  $ZrB_2$  модель з вакансіями в металевій підґратці давала найменший коефіцієнт розбіжності, то для спектрів фази, отриманої при високому тиску, найменші коефіцієнти розбіжності давав розрахунок за моделлю із заповненою металевою підґраткою. Слід зазначити, що коефіцієнт розбіжності  $R_w$  для результатів, наведених в табл. 5, вищий порівняно з даними табл. 3. Це пояснюється тим, що фаза  $Zr(Al)B_2$  у зразках композиту не перевищувала 14 %, тоді як у полікристалах – 98–100 %. Відповідно інтенсивність дифракційних відбиттів від полікристалів визначалася більш точно.

Кількість дибориду цирконію, що утворюється в композиті визначається балансом маси в реакції (2) і при збільшенні вмісту ZrN обмежується вмістом алюмінію. При вмісті 25–32 % ZrN у шихті значно зростає вміст залишкового ZrN у композиті. При цьому зменшується доля алюмінію у твердому розчині  $Zr(Al)B_2$ , відповідно зростає об'єм кристалічної ґратки дибориду (табл. 6).

Представлені в табл. 5 і 6 результати показують, що при зміні  $p, T$ -параметрів спікання і складу шихти  $cBN-ZrN-Al$  можна направлено формувати склад боридних фаз у композитах.

Таблиця 6. Параметри кристалічної структури дибориду цирконію, отриманого з шихти  $cBN-ZrN-10\% Al$  при 7,7 ГПа, 2300 К

№ партії	ZrN, % у шихті	$I_{ZrB_2} / I_{cBN}$	$V, \text{нм}^3$	Zr (at.d)	B (at.d)	Al (at.d)	$R_w$	Формула
1	14	0,35	0,03047(1)	0,22338	0,66667	0,10995	0,0630	$Zr_{0,67}Al_{0,33}B_2$
2	19	0,55	0,03046(1)	0,29901	0,66667	0,03433	0,0844	$Zr_{0,90}Al_{0,10}B_2$
3	25	0,70	0,03052(2)	0,31612	0,66667	0,01722	0,0489	$Zr_{0,95}Al_{0,05}B_2$
4	32	0,83	0,03055(2)	0,32094	0,66667	0,01240	0,0731	$Zr_{0,96}Al_{0,04}B_2$

$I$  – максимальна інтенсивність відбиття фази в дифракційному спектрі композиту.

### Висновки

1. Результати рентгеноструктурного аналізу порошку дибориду цирконію, отриманого за звичайною технологією без застосування високого тиску, засвідчують, що у кристалічній структурі  $ZrB_2$  коефіцієнт заповнення правильних позицій атомів цирконію  $1(a)$  становить 0,97, тобто фаза відповідає формулі  $Zr_{0,97}B_2$ , а спікання при високому тиску такого порошку приводить до часткового заміщення правильних позицій атомів бору  $2(d)$  атомами кисню і неістотно змінює періоди (об'єм) кристалічної ґратки.

2. Результати рентгеноструктурного аналізу фази  $ZrB_2$ , отриманої при високому тиску у складі продуктів реакційного спікання шихти  $cBN-ZrN-Al$ , засвідчують, що її структура відповідає моделі, де правильні позиції  $2(d)$  повністю заповнені атомами бору, а правильні позиції цирконію частково заміщені алюмінієм і не мають вакансій. Кристалічна структура твердого розчину  $Zr_xAl_{1-x}B_2$ , що утворився при високому тиску, має значно менший об'єм кристалічної ґратки, ніж структура дибориду цирконію в порошку, отриманому за звичайною технологією без застосування високого тиску.

3. Утворення твердого розчину  $Zr_xAl_{1-x}B_2$  спостерігали при спіканні під тиском 7,7 ГПа при температурах 2100 – 2300 К, а при температурі 1750 К – тільки в разі тривалого спікання.

4. Атомна доля алюмінію у кристалічній ґратці дибориду цирконію зростала при підвищенні температури спікання і зменшувалася при збільшенні вмісту ZrN у шихті.

### Література

1. Поликристаллические материалы на основе кубического нитрида бора / Н.В. Новиков, А.А. Шульженко, Н.П. Беженар и др. // Синтез, спекание и свойства сверхтвердых материалов: сб. науч. тр. – К.: ИСМ НАН Украины, 2005. – С. 122–128.
2. Гарбуз Т.О., Беженар М. П., Божко С. А. Композит кубичного нітриду бору, модифікований диборидом титану// Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сб. науч. тр. – К.: ИСМ НАН Украины, 2007. – Вып. 11. – С. 202–205.
3. Структура та властивості полікристалів, одержаних при спіканні порошків  $cBN$  з добавками ZrN і Al в умовах високого тиску / Кріштова О. В., Беженар Н. П., Божко С.

- А., Білявина Н. М. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сб. науч. тр.– К.: ИСМ НАН Украины, 2006. – Вып. 9. – С. 263–270.
4. Спекание при высоких давлениях порошков сВN с добавками тугоплавких соединений / Беженар Н.П., Божко С.А., Гарбуз Т.А. и др. // Физика и техника высоких давлений. – 2007. – т. 17. – № 2. – С. 86–95.
  5. Марків В.Я., Білявина Н.М. Апаратно-програмний комплекс для дослідження полікристалічних речовин за їх дифракційними спектрами // Тез. доп. другої Міжнар. конф. «Конструкційні та функціональні матеріали». – Львів, 1997. – С. 260–261.
  6. Дибориды титану/алюмінію в композитах, отриманих реакційним спіканням при високому тиску в системі сВN–TiC–Al / Беженар М.П., Божко С.А., Гарбуз Т.А. та ін. // Сверхтвердые материалы. – 2008. – № 5. – С. 40–50.
  7. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды. - М.: Металлургия, 1991. – 368 с.
  8. Кузьма Ю.Б., Чабан Н.Ф. Двойные и тройные системы, содержащие бор: справоч. изд. – М.: Металлургия, 1990. – 320 с.
  9. Спікання при високому тиску порошків тугоплавких сполук титану і цирконію / Коновал С.М., Гарбуз Т.О., Кріштова О.В. та ін. // Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: сб. науч. тр. – К.: ИСМ НАН Украины, 2007. – Вып. 10. – С. 202-208.
  10. Беженар Н.П. Получение, структура и свойства поликристаллических и композиционных материалов на основе кубического нитрида бора // Сверхтвердые материалы: Моногр.: В 6 т. Т. 1: Синтез алмаза и подобных материалов. – К.: «АЛКОН», 2003.- С. 234–258.
  11. Свойства элементов: В 2 ч. Ч. 1: Физические свойства: Справочник / Под ред. Г.В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.

Надійшла 01.06.09

УДК 669.018.95:621.762.5

**А. Н. Соколов**, канд. техн. наук

*Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев*

### **СПЕКАНИЕ ВЫСОКОБОРИСТЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ**

*It is shown, that by a sintering at high pressure and temperature is possible to matrix reinforced by rod inclusions of additives. The high pressure and temperature allow to intensify sintering process.*

#### **Введение**

Спекание при высоких давлениях позволяет получать плотные керамические материалы на основе тугоплавких карбидов, нитридов и боридов с высоким уровнем их физико-механических свойств [1].

Особый интерес представляют соединения бора (субоксиды, сложные бориды, сложные твердые растворы магния, алюминия, кремния и кислорода в икосаэдрических кристал-