

УДК 621.762; 546.261

DOI: 10.33839/2223-3938-2018-21-1-392-400

**О. Н. Кайдаш**, канд. техн. наук, **В. З. Туркевич**, акад. НАН Украины, **В. В. Ивженко**,  
**П. П. Иценко**, кандидаты технических наук<sup>1</sup>, **А. О. Криль**, инж.<sup>2</sup>, **А. А. Лещук**, **С. Н. Дуб**,  
доктора техн. наук<sup>1</sup>, **В. Н. Ткач**, д-р физ.-мат. наук<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, ул. Автозаводская, 2,  
04074, г. Киев, E-mail: ivv@ism.kiev.ua*

<sup>2</sup> *Ивано-Франковский национальный технический университет нефти и газа, ул.  
Карпатская, 15, 76019, г. Ивано-Франковск, Украина*

### **ВЛИЯНИЕ БОРИДОВ TiB<sub>2</sub>-TiH<sub>2</sub>-(ВТОРИЧНЫЙ) НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ СМС-КОМПОЗИТОВ В<sub>4</sub>C-(TiB<sub>2</sub>-TiH<sub>2</sub>)**

*Изучены особенности структуры и уровень физико-механических свойств горячепрессованных СМС<sup>1</sup>-композитов системы В<sub>4</sub>C-5÷15 мас. % (TiB<sub>2</sub>-TiH<sub>2</sub>). Получены плотные, прочные материалы с высоким пределом прочности при изгибе  $R_{bm}$  520–580 МПа и повышенной трещиностойкостью  $K_{Ic}$  4,6–5,4 МПа·м<sup>1/2</sup>, при сохранении твердости НКН 23,8–25,9 ГПа. Увеличение содержания диборида титана в композитах до 10 % обеспечивает возрастание износостойкости материалов в 2,1–2,3 раза. Полученные СМС-композиты из карбида бора перспективны для использования в условиях жесткого абразивного износа.*

**Ключевые слова:** СМС-композит, В<sub>4</sub>C, TiB<sub>2</sub>, TiH<sub>2</sub>, предел прочности при изгибе, твердость по Кнуну, трещиностойкость, абразивный износ.

#### **Введение**

Высокая твердость и стойкость к износу В<sub>4</sub>C-керамики позволяет использовать ее в качестве уплотнений в узлах насосов для перекачивания абразивных сред, соплах для пескоструйной аэро- и гидроабразивной обработки, резания под высоким давлением воды [1; 2]. Практическое применение таких материалов ограничивает их хрупкость и высокая температура спекания. Развитие техники требует создания материалов, способных работать в условиях повышенного абразивного износа, а для этого необходимо повысить их физико-механические и эксплуатационные свойства.

Известно, что введение активирующих спекание карбида бора диборидов переходных металлов замедляет рост зерен, увеличивает прочность и трещиностойкость спеченных композиций [2]. Особенности взаимодействия В<sub>4</sub>C с боридами переходных металлов IV–VI групп Периодической системы изучены в работах С. С. Орданьяна [3]. Достаточно хорошо изученной является система В<sub>4</sub>C-TiB<sub>2</sub> [4–6], по остальным материалам встречаются единичные публикации. В настоящее время поиск перспективных добавок для разработки композиционных материалов и оптимизации технологии их производства продолжается. Бориды переходных металлов, образующиеся *in situ*, т. е. непосредственно в процессе спекания, имеют значительный потенциал для улучшения прочностных характеристик материалов на основе карбида бора.

Целью работы является изучение влияния добавок титана (в виде TiH<sub>2</sub>) и/или диборида титана TiB<sub>2</sub> в В<sub>4</sub>C-керамику на состав, формирование структуры, уровень физико-механических свойств и износостойкость СМС-композитов на основе карбида бора.

---

<sup>1</sup> СМС-ceramic matrix composite

Для исследования использовали порошок карбида бора производства Донецкого завода химреактивов (ДЗХР, ТУ6-09-668-76). Содержание углерода в порошке В<sub>4</sub>С повышено, размер частиц находится в диапазоне 0,3–0,5 мкм. В качестве модифицирующих добавок использовали порошки гидрида титана (ТУ 10–5–76) и/или диборида титана (ТУ6–09–03–5–75). Диапазон размеров частиц порошков составил 5–15 мкм. Смешивание и размол смесей В<sub>4</sub>С с 5–15 %<sup>2</sup> добавок проводили в шаровой мельнице. Для сравнения изготовили также образцы поликристаллического В<sub>4</sub>С с добавлением 2 % углерода. Горячее прессование брикетов размером 60×60×17,4 мм проводили при 2200 °С, 30 МПа, 25 мин. Технологические особенности процесса горячего прессования и измерения свойств материалов подробно описаны в [7]. Исследовали абразивный износ В<sub>4</sub>С–композитов, при угле атаки абразивных частиц 15° и скорости частиц 76 м/с. Абразивным материалом служил карбид кремния марки 54С, производства Запорожского абразивного комбината с размером частиц порядка 100 мкм. Их микротвердость составила 33 ГПа. Масса абразива – 5 кг. Эталонном служил образец из стали 45. Относительную износостойкость оценивали путем сравнения величины износа исследуемого и эталонного образцов по формуле:  $\varepsilon = (\Delta m_e \cdot \rho_d) / (\Delta m_d \cdot \rho_e)$ , где  $\Delta m_e$  и  $\Delta m_d$  – потеря массы эталонного и исследуемого образцов, а  $\rho_e$  и  $\rho_d$  – удельная масса эталонного и исследуемого образцов, соответственно.

Изменение состава композитов после горячего прессования показано в табл. 1.

Таблица 1. Состав исходных смесей и фазовый состав композитов В<sub>4</sub>С–МеВ<sub>2</sub>, полученных горячим прессованием (2200 °С, 30 МПа, 25 мин)

Состав исходной смеси, % (по массе)	Содержание фаз в композите, % (по массе). Оценка по данным рентгеновского фазового анализа
В <sub>4</sub> С	99,0В <sub>4</sub> С–1,0С <sub>своб</sub>
В <sub>4</sub> С–15TiH <sub>2</sub>	80,0В <sub>4</sub> С–16,0TiВ <sub>2</sub> (вторичный)–4,0С <sub>своб</sub>
В <sub>4</sub> С–15TiВ <sub>2</sub>	84,5В <sub>4</sub> С–15,0TiВ <sub>2</sub> –0,5С <sub>своб</sub>
В <sub>4</sub> С–7,5TiВ <sub>2</sub> –7,5TiH <sub>2</sub>	82,6В <sub>4</sub> С–15,4(TiВ <sub>2</sub> + TiВ <sub>2</sub> –вторичный)–2,0С <sub>своб</sub>

Поликристаллический В<sub>4</sub>С по данным МРСА<sup>3</sup> содержит повышенное количество углерода и до 0,7 % кислорода. При этом, в центре зерен В<sub>4</sub>С кислорода наблюдается меньше (0,2 %), а на поверхности – больше – до 1–2 %. Вероятно, частицы порошка были покрыты слоем В<sub>2</sub>О<sub>3</sub>. Расчетная формула соединения может быть записана как В<sub>3,87</sub>СО<sub>0,03</sub>. Повышенное содержание углерода подтверждено рентгеновским структурным анализом, поскольку горячепрессованный ромбоэдрический В<sub>4</sub>С имеет сниженные параметры решетки  $a = b = 0,5604$  нм,  $c = 1,2070$  нм (табл. 2) по сравнению с В<sub>13</sub>С<sub>2</sub>  $a = b = 0,5617$  нм и  $c = 1,209$  нм [8]. На рентгенограмме появляется слабая линия свободного углерода (рис. 1), однако его содержание в полученном поликристаллическом материале не превышает 1 %.

<sup>2</sup> Здесь и далее по тексту % по массе.

<sup>3</sup> МРСА микрорентгеноспектральный анализ

Таблица 2. Параметры решетки фаз в горячепрессованных СМС-композитах  $V_4C-TiB_2$  в сравнении с литературными данными

Состав композита, % по массе	Параметры решетки $V_4C$ , нм		Параметры решетки $TiB_2$ , нм		$c/a$	Фаза
	$a = b$	$c$	$a = b$	$c$		
$V_4C$ (исх. порошок)	0,5604	1,209	–	–	2,16	$V_4C$
$V_4C$ поликристаллич.	0,5604	1,207	–	–	2,15	$V_4C$
$V_4C-15TiB_2$ -(вторичный)	0,5610	1,212	–	–	2,16	$V_4C$
	–	–	0,3040	0,3250	1,07	$TiB_2$
$V_4C-15TiB_2$	0,5602	1,208	–	–	2,16	$V_4C$
			0,3035	0,3230	1,06	$TiB_2$
$V_4C-15(TiB_2-TiB_2$ – вторичный)	0,5598	1,209	–	–	2,16	$V_4C$
	–	–	0,3028	0,3246	1,07	( $Ti$ ) $B_2$
$V_{13}C_2$ [8]	0,5617	1,209	–	–	2,15	$V_{13}C_2$
$V_4C$ [9]	0,5600	1,208	–	–	2,16	$V_4C$
$TiB_2$ [10]	–	–	0,3038	0,3220	1,06	$TiB_2$
$TiB_2$ [11]	–	–	0,3024	0,3220	1,07	$TiB_2$

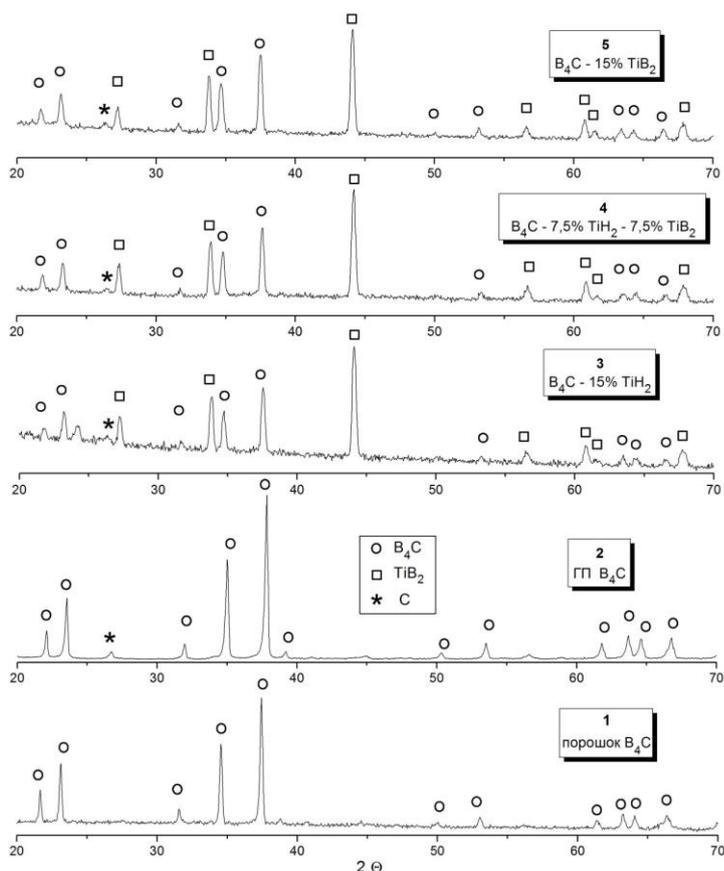


Рис. 1. Дифрактограммы исходного порошка (1) и композитов, полученных горячим прессованием при  $T = 2200\text{ }^\circ\text{C}$  и давлении 30 МПа (2–5): 1 – исх. порошок  $V_4C$  (ДЗХР); 2 – поликристаллический  $V_4C$ ; 3 –  $V_4C-15TiH_2$ ; 4 –  $V_4C-7,5TiB_2-7,5TiH_2$ ; 5 –  $V_4C-15TiB_2$

Все остальные материалы относятся к классу СМС-композитов, их микроструктура показана на рис. 2.

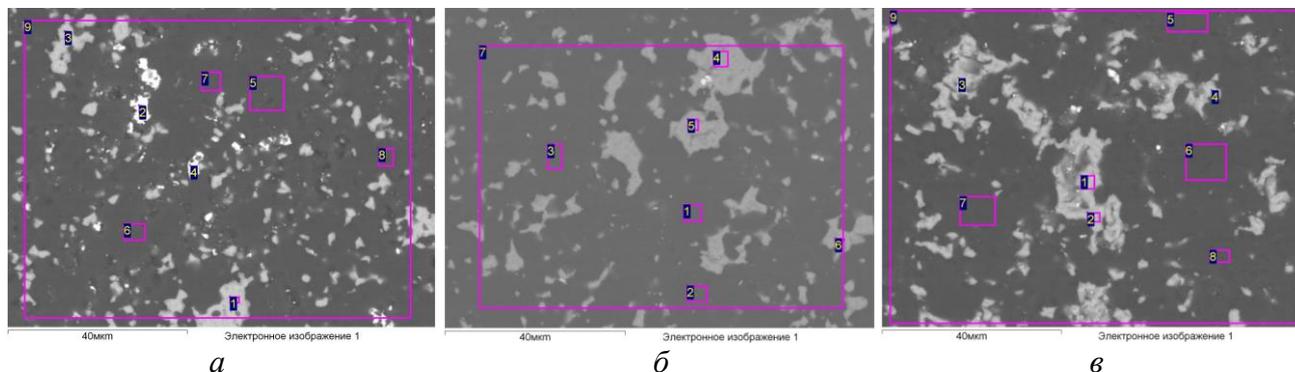


Рис. 2. Микроструктура поверхности шлифов горячепрессованных композитов, полученных из смесей: а –  $B_4C-15TiB_2$ ; б –  $B_4C-15(TiB_2-TiH_2)$ ; в –  $B_4C-15TiH_2$

После горячего прессования смеси  $B_4C-15TiH_2$  получают плотный материал ( $\Pi = 0\%$ ), состоящий из зерен карбида бора, на границах которого присутствует соединение титана с гексагональной решеткой типа  $AlB_2$  и немного свободного углерода (табл. 1). Для упрощения будем называть это соединение диборидом титана, хотя фактически это оксикарборид, в котором часть бора изоморфно замещена углеродом и кислородом (табл. 3).

Таблица 3. Результаты МРСА горячепрессованных  $B_4C$ -композитов

№ спектра	Характеристика фазы	Содержание элементов, % (ат.)			
		B	C	O	Ti
композит $B_4C-15TiB_2$ (рис. 2, а)					
1	межзеренная $TiB_2$	61,9	10,6	2,4	25,1
3	межзеренная $TiB_2$	63,4	9,6	2,0	25,0
5	основная (матричная) $B_4C$	78,7	20,0	1,2	0,1
6	основная (матричная) $B_4C$	76,6	22,8	0,5	–
композит $B_4C-15(TiB_2-TiH_2)$ (рис. 2, б)					
1	основная (матричная) $B_4C$	76,7	22,8	0,4	0,1
2	основная (матричная) $B_4C$	78,3	20,8	0,3	0,6
4	межзеренная $TiB_2$	61,7	9,4	3,0	25,9
5	межзеренная $TiB_2$	60,3	11,4	3,1	25,2
композит $B_4C-15TiH_2$ (рис. 2, в)					
1	межзеренная $TiB_2$	53,3	15,6	6,8	24,2
4	межзеренная $TiB_2$	49,0	24,9	5,7	20,2
7	основная (матричная) $B_4C$	78,4	20,6	0,9	0,1
8	основная (матричная) $B_4C$	77,7	21,3	0,8	0,2

После горячего прессования содержание бора в соединении  $B_4C$  повышается, о чем свидетельствует возрастание периодов решетки до  $a = 0,5610$  нм ( $\Delta a = 0,006$  нм),  $c = 1,212$  нм ( $\Delta c = 0,003$  нм) (табл. 2). Это можно объяснить частичным удалением углерода

из структуры карбида бора. Мы предполагаем, что формирование структуры при реакционном горячем прессовании происходит следующим образом: при достижении 650 °С гидрид титана диссоциирует с выделением химически активного титана и создает восстановительную атмосферу, очищающую поверхность порошков от кислорода и свободного углерода и способствующую лучшему уплотнению. Свыше 1800 °С образуется наиболее стабильный термодинамически устойчивый диборид титана  $TiB_2$  и выделяется свободный углерод С [8].

В работах К. Niihara в композите  $V_4C-TiB_2$ , полученном реакционным спеканием смеси  $V_4C-TiC$ , на всех межзеренных границах зафиксировано осаждение прослоек углерода по плоскостям (002) [9]. На полученной нами рентгенограмме слабая линия свободного углерода также присутствует и его содержание выше, чем в поликристаллическом  $V_4C$  (табл. 2, рис. 1). Согласно данным МРСА, в  $V_4C$  незначительно (до 0,6 %) растворяется титан (табл. 3). Невысокая взаимная растворимость боридов титана и карбида бора известна из литературы [1, 10]. Повышение диффузионной активности компонентов при взаимной растворимости способствует уплотнению в областях границ раздела контактирующих фаз. Содержание кислорода в композиционном материале возрастает. Так, в зернах  $V_4C$  оно не превышает 1,2 %, а в фазе диборида титана 2,4–6,8 % (табл. 3). В микроструктуре материала диборид титана выглядит как светлая межзеренная фаза в прослойках между зернами и в более крупных скоплениях в стыках зерен. Параметры решетки образовавшегося *in situ*  $TiB_2$ :  $a = 0,3040$  нм,  $c = 0,3250$  нм близки к известным из литературы значениям  $a = 0,3038$  нм,  $c = 0,3220$  нм [11].

Смесь  $V_4C-15TiB_2$  в процессе горячего прессования не изменяет состав, однако материал имеет до 6 % пор. Соединение  $TiB_2$  имеет гексагональную решетку типа  $AlB_2$  с соотношением периодов  $c/a = 1,06$  (табл. 2). Дибориду титана в сравнении с другими диборидами переходных металлов IV–VI групп присуща самая большая жесткость решетки, о чем свидетельствует его высокая твердость и температура плавления. Матричная фаза карбида бора обогащается углеродом до  $V_{3,47}C$ , титан в ней растворяется мало – до 0,1 %. Дисперсная межзеренная фаза  $TiB_2$  размером до 2–4 мкм распределена в структуре композита равномерно, изредка встречаются небольшие скопления до 7–10 мкм (рис. 1.1), в ней растворяется до 5 % углерода, т.е. образуется карбоборид титана.

Состав после горячего прессования смеси  $V_4C-7,5TiB_2-7,5TiH_2$  подобен составу композита  $V_4C-15TiB_2$  ( $\Pi = 0$  %) потому, что в процессе реакционного горячего прессования из гидрида титана образуется вторичная фаза диборида титана. Происходит образование твердого раствора замещения между вновь образованным вторичным  $TiB_2$  и присутствующим в смеси первичным  $TiB_2$ . Такой процесс обеспечивает более совершенную межфазную границу  $V_4C-TiB_2$  в том числе за счет восстановительной среды вновь образованного водорода, что приводит к уменьшению присутствия примесей кислорода и углерода. Это явление может положительно влиять на повышение механических свойств композита. Матричная фаза карбида бора обогащается углеродом до  $V_{3,52}C$ , титан растворяется мало – до 0,6 % (табл. 3).

Физико–механические свойства полученных материалов показаны на рис. 3 и 4. Присутствие фазы  $TiB_2$  в композитах в виде межзеренных включений ингибирует (затрудняет) рост зерна  $V_4C$  и препятствует распространению трещин. В дополнение к этому, вновь образовавшаяся из  $TiH_2$  фаза диборида титана имеет наиболее совершенные связи с поверхностью зерен  $V_4C$ . Вероятно, именно с этим связано повышение на 60 % предела прочности при изгибе  $R_{bm}$  до 583 МПа и трещиностойкости  $K_{Ic}$  до 5,2 МПа·м<sup>1/2</sup> в композите, полученном из  $V_4C-TiH_2$  (рис. 3).

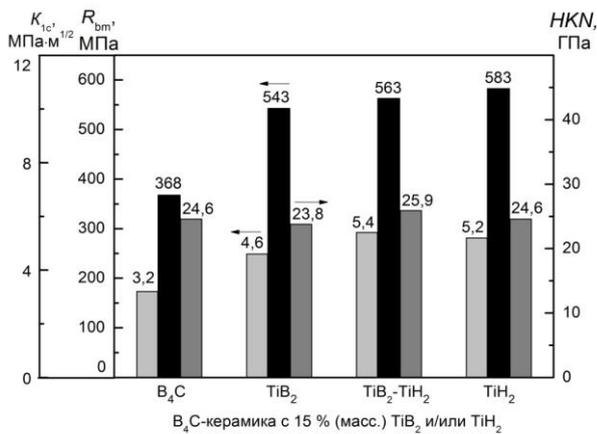


Рис. 3. Зависимость предела прочности при изгибе  $R_{bm}$  (столбец по центру), твердости по Кнупу  $HKN$  (справа) и трещиностойкости  $K_{1c}$  (слева)  $V_4C$ -керамики с 15% добавок ( $TiB_2$ ,  $TiB_2-TiH_2$ ,  $TiH_2$ )

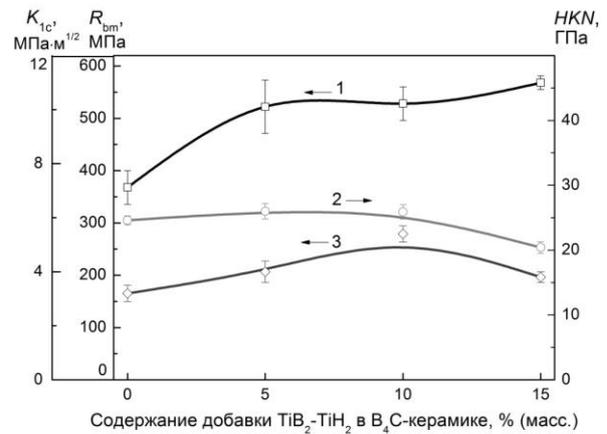


Рис. 4. Зависимость предела прочности при изгибе  $R_{bm}$  ( $\square$ , 1), твердости по Кнупу  $HKN$  ( $\circ$ , 2) и трещиностойкости  $K_{1c}$  ( $\diamond$ , 3)  $V_4C$ -керамики от содержания модифицирующей добавки  $TiB_2:TiH_2$ . Соотношение в добавке = 1:1

Прочность полученных нами материалов превышает прочность композитов  $V_4C-TiB_2$  на 16% [6]. Известно, что увеличение размера включений  $TiB_2$  с 0,5 до 2,5 мкм влияет на повышение трещиностойкости  $K_{1c}$  с 2,8  $MPa \cdot m^{1/2}$  до 3,5  $MPa \cdot m^{1/2}$  [5].

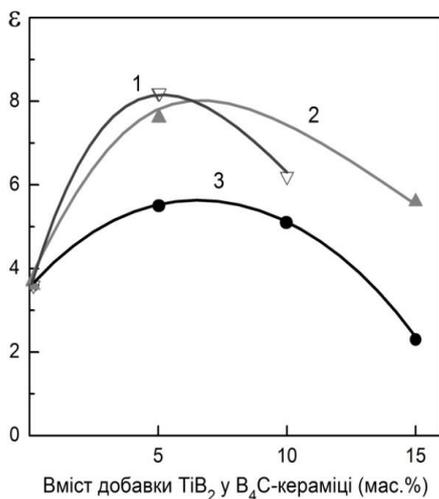


Рис. 5. Зависимость износостойкости  $\epsilon$  от состава горячепрессованных  $V_4C$ -материалов, полученных из композиций: 1 – ( $\nabla$ )  $V_4C-TiB_2$ , 2 – ( $\blacktriangle$ )  $V_4C-TiB_2-TiH_2$ ; ( $\bullet$ )  $V_4C-TiH_2$

Экспериментально полученная зависимость износостойкости  $\epsilon$  от состава материалов на основе карбида бора приведена на рис. 5.

Из рис. 5 следует, что при повышении содержания добавок  $TiH_2$ ,  $TiB_2$  до 5 %–10 %, износостойкость материала возрастает до максимальных значений и увеличивается в 2,1–2,3 раза. При повышении содержания добавок до 15 % износостойкость материалов начинает падать. Таким образом, можно сделать вывод, что дальнейшее повышение содержания  $TiH_2$  и/или  $TiB_2$  в исходных композициях нецелесообразно.

### Выводы

1. Изучены особенности образования структуры и фазовый состав материалов на основе карбида бора с добавками  $TiH_2$  и/или  $TiB_2$ . Установлено, что в результате реакционного спекания образуются композиты, которые состоят из зерен карбида бора, *in situ* образованных включений диборида титана и свободного углерода. В тройной системе  $B_4C-TiB_2-TiH_2$  происходит образование мелкодисперсного твердого раствора диборидов  $TiB_2-TiB_2$ –вторичный, что имеет значительный потенциал для улучшения прочностных характеристик.

2. Изучены физико-механические свойства материалов на основе карбида бора с добавками 5÷15 мас. % ( $TiB_2-TiH_2$ ) в зависимости от особенностей структуры и фазового состава.

3. Получены перспективные для использования в условиях жесткого абразивного износа плотные, прочные материалы с повышенным пределом прочности при изгибе  $R_{bm}$  540 МПа–580 МПа и возросшей трещиностойкостью  $K_{Ic}$  4,6 МПа·м<sup>1/2</sup>–5,4 МПа·м<sup>1/2</sup>, при сохранении твердости  $HKN$  23,8 ГПа–25,9 ГПа.

4. Установлено, что при концентрации добавок  $TiH_2$ ,  $TiB_2$  5–10 мас. %, износостойкость материала возрастает в 2,1–2,3 раза. Дальнейшее повышение содержания добавок нецелесообразно.

*Вивчені особливості структури та рівень фізико-механічних властивостей гарячепресованих СМС-композитів системи  $B_4C-5\div 15$  мас. % ( $TiH_2-TiB_2$ ). Отримані щільні, міцні матеріали з високою границею міцності під час згинання  $R_{bm}$  520–580 МПа, і підвищеною тріщиностійкістю  $K_{Ic}$  4,6–5,4 МПа·м<sup>1/2</sup>, при збереженні твердості  $HKN$  23,8–25,9 ГПа. Збільшення вмісту дибориду титану в композитах до 10 % забезпечує зростання зносостійкості матеріалів в 2,1–2,3 рази. Отримані СМС-композити з карбиду бору перспективні для використання в умовах жорсткого абразивного зносу.*

**Ключові слова:** композиційний матеріал,  $B_4C$ ,  $TiB_2$ ,  $TiH_2$ , границя міцності під час згинання, твердість по Кнупу, тріщиностійкість, абразивний зношування.

**O. N. Kaidash, V. Z. Turkevych, V. V. Ivzhenko, P. P. Itsenko, A. O. Kryl,  
A. A. Leshchuk, C. N. Dub, V. N. Tkach**

### **INFLUENCE OF $TiB_2$ - $TiB_2$ -(SECONDARY) BORIDS ON STRUCTURE, PROPERTIES AND ABRASIVE WEAR OF HOT-PRESSING CMC-COMPOSITES $B_4C$ -( $TiB_2$ - $TiH_2$ )**

*The peculiarities of the structure and the level of physico-mechanical properties of hot pressing CMC-composite of  $B_4C-5\div 15$  mass. % ( $TiB_2-TiH_2$ ) system. A dense, strong materials with a high bending strength  $R_{bm}$  520–580 MPa and increased fracture toughness  $K_{Ic}$  4,6–5,4 MPa·m<sup>1/2</sup>, while maintaining the hardness  $HKN$  23,8–25,9 GPa, have been produced. An increase of the content of titanium diboride in the composites up to 10 % provides an increase of the wear resistance of materials by 2.1–2.3 times. The manufactured of CMC-composites from boron carbide are promising for use in hard abrasive wear.*

**Key words:** CMC-composite,  $B_4C$ ,  $TiB_2$ ,  $TiH_2$ , bending strength, Knoop hardness, fracture toughness, abrasive wear.

### Литература

1. Кислый П. С., Кузенкова М. А., Боднарук Н. И., Грабчук Б. Л. Карбид бора. – К.:

- Наук. думка, 1988. – 216 с.
2. Thevenot F. Boron carbide – a comprehensive review // *J. Eur. Ceram. Soc.* – 1990. – N 6. – P. 205–225.
  3. Орданьян С. С. О закономерностях взаимодействия в системе  $B_4C-Me^{IV-VI}B_2$  // *Огнеупоры*. – 1993. – № 5. – С. 15–17.
  4. Skorokhod V., Krstic V.D. High strength-high toughness  $B_4C-TiB_2$  composites // *J. Mater. Sci. Lett.* – 2000. – 19. – N 3. – P. 237–239.
  5. High strength  $B_4C-TiB_2$  composites fabricated by reaction hot-pressing / S. Yamada, K. Hirao, Y. Yamauchi, S. Kanzaki // *J. Eur. Ceramic Soc.* – 2003. – 23. – N 7. – P. 1123–1130.
  6. Synthesis and properties of hot pressed  $B_4C-TiB_2$  ceramic composite / X. Yue, S. Zhao, P. Lü, et al. // *Materials Science and Engineering*. – 2010. – A 527. – N 27-28. – P. 7215–7219.
  7. Особенности формирования структуры и свойств в системе  $B_4C-TiH_2$  при реакционном спекании под давлением / В. В. Ивженко, О. Н. Кайдаш, Г. Ф. Сарнавская и др. // *Сверхтв. материалы* – 2011. – № 1. – С. 46–58.
  8. Kwei G. H., Morosin B. Structures of the Boron-Rich Boron Carbides from Neutron Powder Diffraction: Implications for the Nature of the Inter-Icosahedral Chains // *J. Phys. Chem.* – 1996. – 100. – P. 8031–8039.
  9. PCPDF 35–0787.  $B_4C$
  10. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И., Неронов В. А. Бориды. – М.: Атомиздат. – 1975. – 376 с.
  11. Goldschmidt H. J. Interstitial Alloys. Chapter 6. Borides. Plenumю – New York; Butterworths, London. – 1967. – P. 254–295.

Поступила 29.05.18

### References

1. Kislyi, P. S., Kuzenkova, M. A., Bodnaruk, N. I., & Grabchuk, B. L. (1988). *Karbid bora [Boron carbide]*. Kiev: Nauk. dumka [in Russian].
2. Thevenot, F. (1990). Boron carbide – a comprehensive review. *J. Eur. Ceram. Soc*, 6, 205–225.
3. Ordanian, S. S. (1993). O zakonomernostiakh vzaimodeistviia v sisteme  $B_4C-Me^{IV-VI}B_2$  [On the regularities of interaction in the system  $B_4C-Me^{IV-VI}B_2$ ]. *Ogneupory [Refractories]*, 5, 15–17 [in Russian].
4. Skorokhod, V. & Krstic, V.D. (2000) High strength–high toughness  $B_4C-TiB_2$  composites. *J. Mater. Sci. Lett.*, Vol. 19, 3, 237–239.
5. Yamada, S., Hirao, K., Yamauchi, Y., & Kanzaki, S. (2003). High strength  $B_4C-TiB_2$  composites fabricated by reaction hot-pressing. *J. Eur. Ceramic Soc.*, Vol. 23, 7, 1123–1130.
6. Yue, X., Zhao, S., Lü, P. et al. (2010). Synthesis and properties of hot pressed  $B_4C-TiB_2$  ceramic composite. *Materials Science and Engineering*, Vol. A 527, 27–28, 7215–7219.
7. Ivzhenko, V. V., Kaidash, O. N., Sarnavskaya, G. F. et al. (2011). Osobennosti formirovaniia struktury i svoistv v sisteme  $B_4C-TiH_2$  pri reaktsionnom spekanii pod davleniem [Features of the formation of structure and properties in the  $B_4C-TiH_2$  system under reaction pressure sintering]. *Sverkhthv. Materialy – Superhard Materials*, 1, 46–58 [in Russian]
8. Kwei, G. H. & Morosin, B. (1996). Structures of the Boron-Rich Boron Carbides from

- Neutron Powder Diffraction: Implications for the Nature of the Inter-Icosahedral Chains. *J. Phys. Chem*, 100, 8031–8039.
9. PCPDF 35–0787. В<sub>4</sub>С
10. Samsonov, G. V., Serebryakova, T. I., & Neronov, V. A. (1975). *Boridy [Borides]*. Moscow: Atomizdat [in Russian]
11. Goldschmidt, H. J. (1967) *Interstitial Alloys. Chapter 6. Borides*. (pp. 254–295). Plenum, New York; Butterworths, London..

УДК 669.018.25

DOI: 10.33839/2223-3938-2018-21-1-400-404

**В. П. Ботвинко**, канд. техн. наук

*Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України,  
вул. Автозаводська, 2, м. Київ, Україна*

## **ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ МІКРОДОБАВОК VC, TaC НА СТРУКТУРУ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДОГО СПЛАВУ BK10**

*Досліджено вплив технологічних чинників на структуру, фізико-механічні та експлуатаційні властивості сплаву BK10, легованого карбідами VC та TaC. Визначено оптимальні технологічні режими спікання для виготовлення легованих сплавів BK10 з поліпшеними фізико-механічними властивостями та структурою.*

**Ключові слова:** мікродобавка, структура, фізико-механічні властивості, твердий сплав BK10, легування, карбідний скелет

### **Вступ**

Твердосплавний інструмент в експлуатації витримує високі, нерівномірно розподілені за об'ємом, періодичні термомеханічні навантаження. Тому доцільним є підвищення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей твердого сплаву легуванням карбідами VC та TaC [1–4]. Під час легування збільшується границя плинності твердого сплаву, міцність міжфазних границь, площа і якість міжкарбідних границь, удосконалюються форма і розмір зерен WC, кобальтових прошарків [1–4]. Тому розробка нових легованих твердих сплавів BK10 для бурового та різального інструменту є актуальною науковою і технологічною проблемою.

### **Методика дослідження**

Основний метод приготування сумішей – додавання до готової твердосплавної суміші або суміші карбіду WC з порошком в'язального металу Co мікродобавок тугоплавких сполук з подальшим розмелюванням.

Середньозернисті твердосплавні суміші замішували на 5%-ому розчині синтетичного каучуку у бензині згідно з технологічною інструкцією [1–4]. Вміст 5%-го розчину каучуку в бензині становив  $350 \pm 20$  см<sup>3</sup> на 1 кг суміші. Розчин каучуку готували за технологічною інструкцією [1–4]. Замішані на розчині синтетичного каучуку твердосплавні суміші висушували у витяжній шафі, безперервно перемішуючи їх аптечним шпателем вручну. Просушені суміші подрібнили з одночасним усередненням у вібротліні з порцеляновими кулями № 10 (діаметром 15 мм) протягом 2 год та просіяли крізь сито з розміром комірок 340 мкм.