

УДК 621.762; 546.261

О. Н. Кайдаш, канд. техн. наук, **В. З. Туркевич**, акад. НАН Украины, **В. В. Ивженко**,
П. П. Иценко, кандидаты технических наук¹, **А. О. Криль**, инж.², **А. А. Лещук**, **С. Н. Дуб**,
доктора техн. наук¹, **В. Н. Ткач**, д-р физ.-мат. наук¹

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

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

ВЛИЯНИЕ БОРИДОВ TiB₂-TiH₂-(ВТОРИЧНЫЙ) НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС ГОРЯЧЕПРЕССОВАННЫХ СМС-КОМПОЗИТОВ В₄C-(TiB₂-TiH₂)

Изучены особенности структуры и уровень физико-механических свойств горячепрессованных СМС¹-композитов системы В₄C-5÷15 мас. % (TiB₂-TiH₂). 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^{1/2}, 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, В₄C, TiB₂, TiH₂, предел прочности при изгибе, твердость по Кнуну, трещиностойкость, абразивный износ.

Введение

Высокая твердость и стойкость к износу В₄C-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 В₄C с боридами переходных металлов IV–VI групп Периодической системы изучены в работах С. С. Орданьяна [3]. Достаточно хорошо изученной является система В₄C-TiB₂ [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 TiH₂) и/или диборида титана TiB₂ в В₄C-керамику на состав, формирование структуры, уровень физико-механических свойств и износостойкость СМС-композитов на основе карбида бора.

¹ СМС-ceramic matrix composite

Для исследования использовали порошок карбида бора производства Донецкого завода химреактивов (ДЗХР, ТУ6-09-668-76). Содержание углерода в порошке В₄С 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 В₄С с 5–15 %² добавок проводили в шаровой мельнице. Для сравнения изготовили также образцы поликристаллического В₄С 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 аэроабразивный износ В₄С–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 Δm_e и Δm_d – потеря массы эталонного и исследуемого образцов, а ρ_e и ρ_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 В₄С–МеВ₂, 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 ₄ С	99,0В ₄ С–1,0С _{своб}
В ₄ С–15ТiН ₂	80,0В ₄ С–16,0ТiВ ₂ (вторичный)–4,0С _{своб}
В ₄ С–15ТiВ ₂	84,5В ₄ С–15,0ТiВ ₂ –0,5С _{своб}
В ₄ С–7,5ТiВ ₂ –7,5ТiН ₂	82,6В ₄ С–15,4(ТiВ ₂ + ТiВ ₂ –вторичный)–2,0С _{своб}

Поликристаллический В₄С по данным МРСА³ содержит повышенное количество углерода и до 0,7 % кислорода. При этом, в центре зерен В₄С кислорода наблюдается меньше (0,2 %), а на поверхности – больше – до 1–2 %. Вероятно, частицы порошка были покрыты слоем В₂О₃. Расчетная формула соединения может быть записана как В_{3,87}СО_{0,03}. Повышенное содержание углерода подтверждено рентгеновским структурным анализом, поскольку горячепрессованный ромбоэдрический В₄С имеет сниженные параметры решетки $a = b = 0,5604$ нм, $c = 1,2070$ нм (табл. 2) по сравнению с В₁₃С₂ $a = b = 0,5617$ 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 %.

² Здесь и далее по тексту % по массе.

³ 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

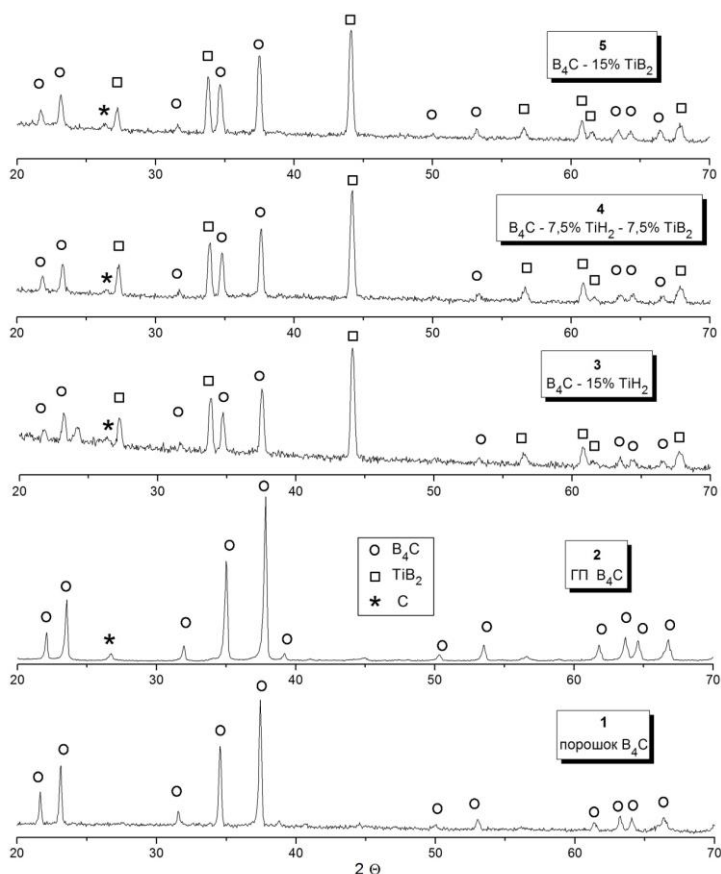


Рис. 1. Диффрактограммы исходного порошка (1) и композитов, полученных горячим прессованием при $T = 2200\text{ }^\circ\text{C}$ и давлении 30 МПа (2–5): 1 – исх. порошок V_4C (ДЗХР); 2 – поликристаллический V_4C ; 3 – $V_4C-15TiH_2$; 4 – $V_4C-7,5TiB_2-7,5TiH_2$; 5 – $V_4C-15TiB_2$

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

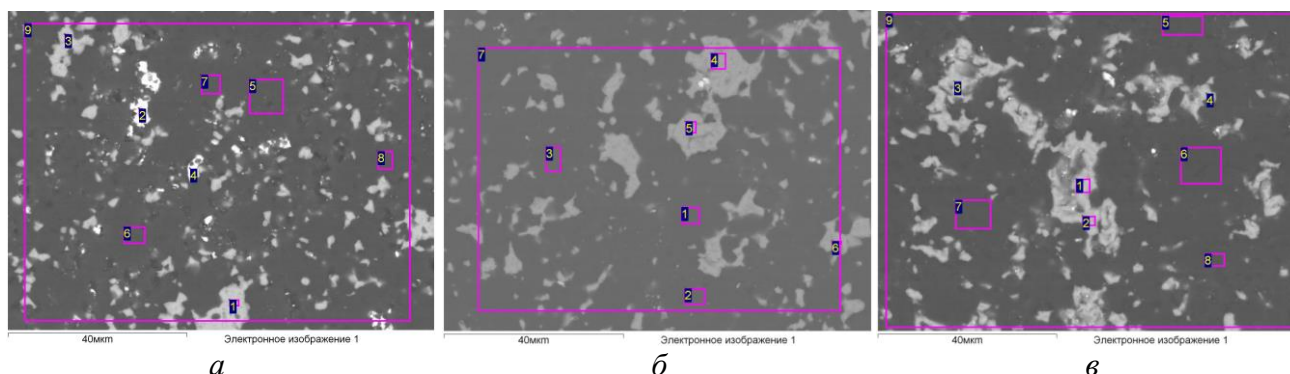


Рис. 2. Микроструктура поверхности шлифов горячепрессованных композитов, полученных из смесей: а – $B_4C-15TiB_2$; б – $B_4C-15(TiB_2-TiH_2)$; в – $B_4C-15TiH_2$

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 B_4C-TiB_2 , полученном реакционным спеканием смеси B_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 B_4C (табл. 2, рис. 1). Согласно данным МРСА, в B_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 B_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 зёрнами и в более крупных скоплениях в стыках зёрен. 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 $B_4C-15TiB_2$ 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 $B_{3,47}C$, 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 $B_4C-7,5TiB_2-7,5TiH_2$ подобен составу композита $B_4C-15TiB_2$ ($\Pi = 0$ %) 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 B_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 $B_{3,52}C$, 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 B_4C и препятствует распространению трещин. В дополнение к этому, вновь образовавшаяся из TiH_2 фаза диборида титана имеет наиболее совершенные связи с поверхностью зёрен B_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^{1/2} в композите, полученном из B_4C-TiH_2 (рис. 3).

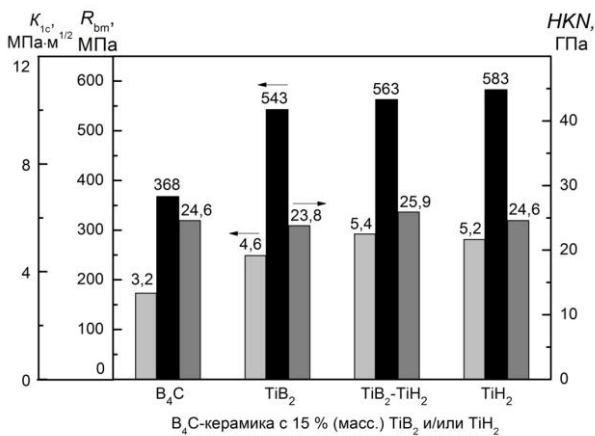


Рис. 3. Зависимость предела прочности при изгибе R_{bm} (столбец по центру), твердости по Кнупу HKN (справа) и трещиностойкости K_{1c} (слева) B_4C -керамики с 15 % добавок (TiB_2 , TiB_2-TiH_2 , TiH_2)

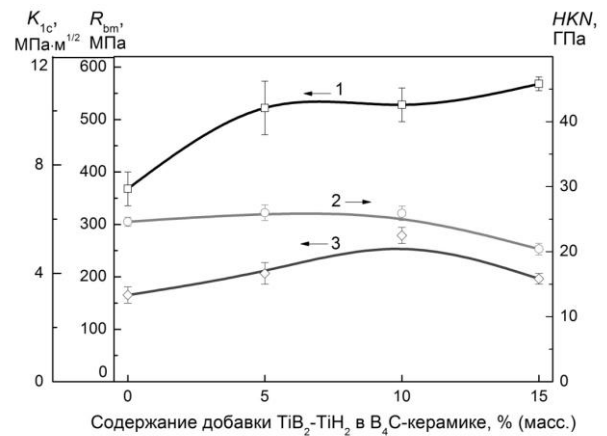


Рис. 4. Зависимость предела прочности при изгибе R_{bm} (\square , 1), твердости по Кнупу HKN (\circ , 2) и трещиностойкости K_{1c} (\diamond , 3) B_4C -керамики от содержания модифицирующей добавки $TiB_2:TiH_2$. Соотношение в добавке = 1:1

Прочность полученных нами материалов превышает прочность композитов B_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 МПа·м^{1/2} до 3,5 МПа·м^{1/2} [5].

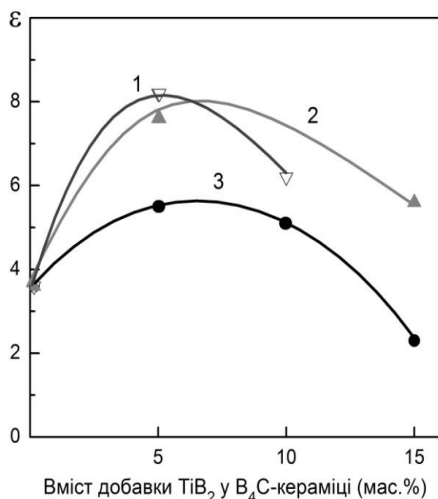


Рис. 5. Зависимость износостойкости ϵ от состава горячепрессованных B_4C -материалов, полученных из композиций: 1 – (∇) B_4C-TiB_2 , 2 – (\blacktriangle) $B_4C-TiB_2-TiH_2$; (\bullet) B_4C-TiH_2

Экспериментально полученная зависимость износостойкости ϵ 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^{1/2}–5,4 МПа·м^{1/2}, 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^{1/2}, 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^{1/2}, 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. В₄С
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

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 полішеними 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 ± 20 см³ 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.