Д. т. н. С. Н. Перевислов (⊠)

ФГБУН «Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН», Санкт-Петербург, Россия

УДК 666.3:546.271'261].017:539.421.2

# ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ РЕАКЦИОННО-СПЕЧЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА БОРА

Приведены результаты изучения трещиностойкости реакционно-спеченных пропитанных жидким кремнием композиционных материалов B<sub>4</sub>C-SiC методами индентирования и излома. При увеличении количества B<sub>4</sub>C в реакционно-спеченном материале повышается его хрупкость. При добавлении в композиционный материал до 30 мас. % SiC можно повысить его трещиностойкость от 3,40 до 4,02 МПа·м¹/² (при испытаниях разными методами). Материал разрушается преимущественно по интеркристаллитному (межзеренному) механизму. Керамика, содержащая более 90 мас. % B<sub>4</sub>C, разрушается частично по транскристаллитному механизму.

**Ключевые слова:** карбид бора, карбид кремния, реакционное спекание, силицирование, трещиностойкость, физико-механические свойства, разрушение материалов.

#### **ВВЕДЕНИЕ**

Карбид бора — уникальный материал, сочетающий высокие механические показатели  $(E_{\text{vnp}} = 450 \; \Gamma \Pi \text{a}, \, H_{\text{u}} = 49 \; \Gamma \Pi \text{a}), \, \text{низкие плотность}$  $(\rho = 2,51 \text{ г/см}^3)$  и ТКЛР  $(4,5\cdot10^{-6} \text{ K}^{-1})$ , а также обладающий хорошей износостойкостью. Свойства материалов на основе В<sub>4</sub>С позволяют использовать их в качестве футеровочных элементов защиты мельниц, абразивных материалов, броневых пластин и др. [1]. Чаще всего материалы на основе В<sub>4</sub>С получают методом горячего прессования [1, 2], используя в качестве добавок 1-3 мас. % B + C, Al + C,  $B_4C$  или др. Такие материалы обладают максимальным уровнем механических характеристик:  $\sigma_{\text{изг}} = 450 \div 470 \text{ M}\Pi \text{a}$ ,  $K_{\rm Ic} = 6.0-6.5 \ {\rm M\Pi a\cdot m^{1/2}}, \ HV = 38 {\div} 40 \ {\Gamma \Pi a} \ [1]. \ {\rm Од-}$ нако несмотря на большие преимущества горячепрессованных материалов сам метод горячего прессования имеет ряд недостатков, в частности, низкую производительность, высокую энергоемкость, использование дорогостоящей оснастки — высокоплотного графита, невозможность получения материалов сложной формы без дополнительной алмазной обработки. Это ограничивает широкое использование метода горячего прессования и делает необходимым поиск альтернативных путей получения материалов на основе В<sub>4</sub>С.

В последние годы широко развивается метод реакционного спекания путем пропитки

 $\bowtie$ 

C. H. Перевислов E-mail: perevislov@mail.ru пористой заготовки, состоящей из частиц В<sub>4</sub>С и сажи или B<sub>4</sub>C, SiC и сажи, расплавом кремния до получения монолитного материала [3-8] по аналогии с реакционно-спеченным (силицированным) карбидом кремния [9, 10]. К недостаткам таких материалов можно отнести низкий уровень механических характеристик (по сравнению с горячепрессованным В<sub>4</sub>С), более низкую износостойкость, большое количество (10-15 об. %) остаточного кремния в составе конечного материала, повышающего его хрупкость. Независимо от этого высокая производительность метода реакционного спекания и возможность получения материалов сложной геометрической формы обращают пристальное внимание исследователей на карбид бора, полученный реакционным спеканием.

Трещиностойкость  $K_{lc}$ , как и другие механические свойства керамических материалов, в значительной степени определяется микроструктурой, основными показателями которой являются количество и размер пор, размеры зерен основной фазы (карбида бора), наличие примесей и других фаз. Содержание, размер и форма пор, размер зерен В<sub>4</sub>С зависят от условий его получения, показатели прочностных свойств (предел прочности при изгибе и сжатии) монотонно ухудшаются по мере увеличения пористости и размера зерен [11, 12]. Для определения  $K_{\mathrm{I}c}$  керамических материалов наиболее часто применяют методы индентирования пирамидой Виккерса [13] и испытание на излом образцов с надрезом [14, 15]. Однако метод индентирования не позволяет определять трещиностойкость пористых материалов. Несмотря на то что в литературе имеются данные о трещиностойкости  $B_4C$ , полученные обоими методами [16–18], сведения о влиянии структурных факторов на трещиностойкость реакционно-спеченного  $B_4C$  отсутствуют.

Цель настоящей работы — изучение трещиностойкости реакционно-спеченного материала на основе  $B_4C$  в зависимости от содержания исходного порошка  $B_4C$ .

# МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходных компонентов использовали порошок  $B_4C$  с  $d_{0,5}$  42,0 мкм и SiC марки M5 с  $d_{0,5}$ 3,7 мкм, техническую сажу марки К-354 и кремний марки Кр00, измельченный до  $d_{0.5}$  1,0 мкм. Составы заготовок материалов приведены в табл. 1. Исходные порошки смешивали в барабанном смесителе в течение 20 ч всухую, пластифицировали 2 %-ным водным раствором органического связующего и гранулировали (через сито с размером ячеек 100 мкм). Из смесей методом полусухого формования под давлением 100 МПа прессовали образцы размерами 60×60×10 мм, сушили при 110-120 °C в течение 5 ч и пропитывали жидким кремнием. Далее образцы укладывали в графитовые контейнеры на графитизированную бумагу, предварительно смазанную нитридом бора (h-BN), для предотвращения слипания образцов с контейнером через расплав кремния.

Показано [19], что, исходя из показателей формованных заготовок  $SiC^1 + C$  ( $\rho$  2,20–2,22 г/см³, что соответствует пористости  $\Pi$  31,0–31,5 %) для реакционно-спеченного карбида кремния, можно вычислить оптимальную для прохождения процесса силицирования плотность формованных заготовок материалов на основе карбида бора ( $B_4C + C$  и  $B_4C + SiC^1 + C$ ), а следовательно, и теоретическую плотность реакционноспеченных материалов на основе  $B_4C$  (см. табл. 1) при условии прохождения следующих реакций:

$$C (TB) + Si (\mathfrak{X}) \rightarrow SiC^{II} (TB),$$
 (1)

$$3B_4C (TB) + Si (x) \rightarrow SiC^{II} (TB) + B_{12}(C, Si, B)_3.$$
 (2)

Так, для материала составов 2 и 7 расчетная плотность заготовок  $\rho_{\text{загот}}$  должна составлять

Таблица 1. Исходный состав заготовок материалов на основе В₄С

Номер	Содержание в заготовке, мас. %			Теоретическая плотность спеченных	
	B <sub>4</sub> C	SiC	углерод	материалов р <sub>теор</sub> , %	
1	100	_	_	2,53	
2	95	-	5	2,58	
3	90	-	10	2,64	
4	85	-	15	2,73	
5	75	10	15	2,78	
6	65	20	15	2,83	
7	55	30	15	2,88	

1,68-1,70 и 1,78-1,80 г/см3. Из-за большой вероятности растрескивания заготовок при пропитке избыточным количеством кремния, а также для уменьшения растворения зерен В<sub>4</sub>С в жидком кремниевом расплаве и снижения образования негативной фазы  $B_{12}(C, Si, B)_3$  материалы формуют при плотности 0,80-0,85 от максимальной разот. Полученные в работе заготовки материалов составов 2 и 8 имели р<sub>загот</sub> 1,44 г/см<sup>3</sup>  $(\Pi 44,5 \%)$  и 1,53 г/см $^3$   $(\Pi 46,9 \%)$ . Образцы засыпали кусковым кремнием размерами 4-5 мм в количестве 0.70-0.72 от массы заготовки и спекали в вакуумной печи с графитовыми нагревателями и футеровкой при 1600 °C в течение 10 мин в атмосфере вакуума. Излишек кремния на поверхности образцов после процесса силицирования удаляли пескоструйной обработкой.

Плотность и пористость спеченных образцов определяли методом гидростатического взвешивания. Относительную плотность вычисляли, исходя из теоретической плотности. Микроструктуру образцов исследовали на оптическом микроскопе Techno Meiji IM 7200. Модуль упругости определяли динамическим методом на установке 3ВУК-230, измеряя резонансную частоту продольных колебаний, твердость по Виккерсу — измерением длины диагонали отпечатка пирамиды Виккерса. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке Rigaku Smartlab 3. О трещиностойкости материалов на основе  $B_4$ С судили по величине  $K_{\rm Ic}$ , которую определяли двумя способами:

1 — методом индентирования (рис. 1, *a*), измеряя длину трещин, исходящих из основания пирамиды Виккерса, на твердомере ТП-7р-1 при нагрузке 19,6 Н. Трещиностойкость рассчитывали по формулам:

$$K_{\rm Ic} = 0.018 \cdot (P/c^{1.5}) \cdot (E_{\rm ymp}/HV)^{0.5},$$
 (3)

$$K_{\rm Ic} = 0.073 \cdot P/c^{1.5},$$
 (4)

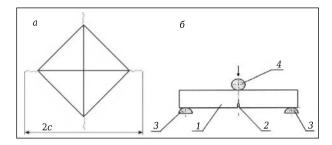
где P — приложенная нагрузка; c — средняя длина половины трещины;  $E_{\rm ynp}$  — модуль упругости; HV — твердость по Виккерсу;

2 — методом излома (рис. 1, 6) при испытании по схеме трехточечного нагружения образцов, надрезанных электроискровым методом на глубину 1/3 высоты (ширина надреза 0,3 мм). Скорость движения нагружающей траверсы 0,2 мм/мин. Трещиностойкость рассчитывали по формуле:

$$K_{Ic} = ((3P \cdot L \cdot c^{1/2})/(2b \cdot h^2)) \cdot 1,93 - 3,07 \cdot (c/h) + + 14,53 \cdot (c/h)^2 - 25,1 \cdot (c/h)^3 + 25,8 \cdot (c/h)^4,$$
 (5)

где L — расстояние между опорами; b и h — ширина и высота образца; c — длина исходной трещины (надреза).

Для каждого состава материала на основе  $B_4C$  испытывали 5-6 образцов; относительная погрешность определения  $K_{\rm Lc}$  до 10 %. Исследо-



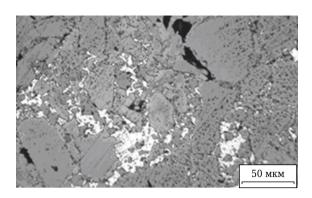
**Рис. 1.** Схематическое изображение отпечатка пирамиды Виккерса при определении  $K_{lc}$  методами индентирования (а) и излома (б): c — средняя длина половины трещины; 1 — керамический образец; 2 — V-образный надрез; 3 — нижние опоры; 4 — нагружающая траверса

вательское оборудование предоставлено Инжиниринговым центром СПбГТИ (ТУ).

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

При получении реакционно-спеченных карбидкремниевых материалов кремний, впитываясь в пористую заготовку, растворяет углерод, насыщая расплав до предела растворимости, после чего на поверхности первичных зерен (SiCI) из расплава кристаллизуется вторичный карбида кремния (SiC<sup>II</sup>) кубической модификации (β-SiC) [20-22]. В реакционно-спеченном материале на основе В<sub>4</sub>С помимо этих фаз присутствует фаза твердого раствора кремния в карбиде бора —  $B_{12}(C, Si, B)_3$ , кристаллизующаяся на зернах  $B_4C$ плотными кольцеобразными слоями. Подобная структура материала называется «ядро - оболочка» [23, 24]. Роль «ядра» выполняют зерна исходного карбида бора, а «оболочки» — фаза твердого раствора кремния в карбиде бора, соединенная между собой в трехмерную матрицу (рис. 2). Плотная фаза  $B_{12}(C, Si, B)_3$  препятствует движению кремния в глубь пористой заготовки, поэтому реакционно-спеченный В<sub>4</sub>С характеризуется повышенной пористостью (табл. 2) по сравнению с реакционно-спеченным SiC [25].

Из-за высокой вязкости расплава материалы без добавки SiC невозможно консолидировать до максимальной плотности ( $\Pi=1,5\div3,7$ %, составы 1–4). В материале без добавки углерода единственным его источником является  $B_4C$ , который, растворяясь в кремниевом расплаве, отдает углерод, что повышает содержание



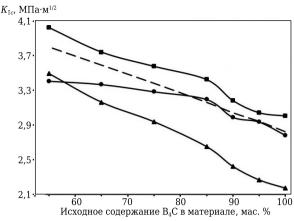
**Рис. 2.** Микроструктура реакционно-спеченного  $B_4C$  состава 1

твердого раствора, ухудшая пропитку пористой заготовки. Поэтому материал состава 1 имеет максимальную пористость ( $\Pi = (96,3\pm0,1)$  %, см. табл. 2). При введении в состав материала до 15 мас. % углерода уменьшается количество вязкого расплава состава  $B_{12}(C, Si, B)_3$ , что повышает пропитку пористых заготовок и, следовательно, их плотность (см. табл. 2). Добавка до 30 мас. % SiC снижает вязкость кремниевого расплава, что позволяет максимально уплотнить композиционный материал  $B_4C$ -SiC ( $\rho_{\text{отн}}$  = (96,3±0,1) %,  $\Pi = (0.9\pm0.1)$  %). Пористость сильно влияет на ряд механических характеристик, в частности на  $E_{\rm ynp}$ , значение которого при низкой плотности материалов без карбида кремния (составы 1-4) невысокое (см. табл. 2). С увеличением плотности композиционного материала B<sub>4</sub>C-SiC (составы 5-7) уровень  $E_{\rm ynp}$  повышается, максимальное его значение достигнуто в материале состава 7 —  $E_{\rm ynp}$  = (345±5) ГПа. Твердость композиционного материала зависит от твердости входящих в него фаз. Карбид бора обладает максимальной твердостью; при введении в материал менее твердого карбида кремния общая твердость уменьшается до  $HV = (27.8 \pm 0.1) \ \Gamma \Pi a$ (см. табл. 2, состав 7).

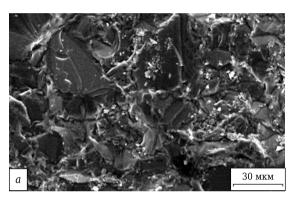
Зависимость  $K_{\rm Ic}$ , рассчитанная по формуле (3), имеет монотонный характер, уменьшаясь при повышении содержания в материале  $B_4C$  (рис. 3). Недостаток углерода в составах 1–3, приводящий к формированию твердого раствора  $B_{12}(C, Si, B)_3$ , повышает хрупкость композиционного материала на основе  $B_4C$ . Пористость во всех образцах (< 4 %) распределена равномерно,

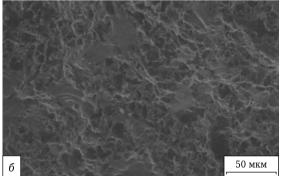
Таблица 2. <b>Физико-механические свойства композиционных материалов на основе В₄С</b>									
Номер	Плотность	Относительная	Пористость	Модуль упругости	Твердость по Виккерсу				
состава	(р±0,02), г/см <sup>3</sup>	плотность (р <sub>отн</sub> ±0,1), %	$(\Pi \pm 0,1), \%$	$(E_{ynp}\pm 5)$ , ГПа	(HV±0,1), ΓΠa				
1	2,44	96,3	3,7	300	35,0				
2	2,51	97,1	2,9	308	33,8				
3	2,58	97,8	2,2	315	33,1				
4	2,69	98,5	1,5	319	32,4				
5	2,75	98,8	1,2	325	29,3				
6	2,80	99,0	1,0	334	28,4				
7	2,85	99,1	0,9	345	27,8				

№ 3 2019 **Hobbie Ofheytopbi** ISSN 1683-4518 **51** 



**Рис. 3.** Зависимость  $K_{lc}$  реакционно-спеченного материала от исходного содержания в нем  $B_4C$ :  $\blacktriangle - K_{lc}$  рассчитана по формуле (3);  $\blacksquare -$  по формуле (4);  $\bullet -$  по формуле (5); - - - среднее значение  $K_{lc}$ 





**Рис. 4.** Фрактограммы разрушения реакционноспеченных материалов на основе  $B_4C$ : a — состав 1;  $\delta$  — состав 7

не образует скоплений; она не влияет на характер разрушения (см. рис. 2). Изломы образцов, исследованных на трещиностойкость, подвергали детальному фактографическому электронномикроскопическому анализу (рис. 4). В отличие от горячепрессованного В<sub>4</sub>С [26], в котором частицы контактно спечены между собой в единичный плотный монолит, в реакционно-спеченном материале межзеренное пространство занимают менее твердый кремний и вторичный карбид кремния, которые сильно влияют на характер разрушения. Образцы разрушаются преимущественно в соответствии с интеркристаллитным

(межзеренным) характером (см. рис. 4). Микротрещины прекращают развиваться на границах зерен. В образцах с высоким содержанием  $B_4C$  (составы 1–3), в которых на зернах  $B_4C$  формируется кольцеобразный слой твердого раствора, имеющий более низкую твердость, трещина может разрушать зерна (транскристаллитный характер разрушения). При введении в состав материала до 30 мас. % карбида кремния значения  $K_{1c}$  увеличиваются от  $(2,94\pm0,02)$  до  $(3,49\pm0,02)$  МПа·м<sup>1/2</sup>.

Наиболее достоверными являются значения  $K_{\mathrm{Ic}}$ , определенные методом излома, позволяющим оценить трещиностойкость реального дефектного материала, в отличие от метода индентирования, при котором высокая пористость не позволяет качественно произвести измерение  $K_{\rm Ic}$ , а малая пористость или высокое содержание фазы твердого раствора  $B_{12}(C, Si, B)_3$ , локально сконцентрированные в отдельных зонах образца, могут не попасть в область укола пирамиды Виккерса и искусственно повысить значения  $K_{Ic}$  (рассчитанные по формуле (4)). В целом трещиностойкость, определенная методами индентирования (рассчитанная по формуле (4)) и излома, имеет близкие значения (см. рис. 3). Исходя из вычисленных значений  $K_{\mathrm{Ic}}$  по формулам (4) и (5), можно построить среднее значение  $K_{\rm Ic}$ для реакционно-спеченного материала на основе В<sub>4</sub>С (см. рис. 3, пунктирная линия).

Независимо от того, какими методами (индентирования или излома), с учетом или без учета значений  $E_{\rm ynp}$  и HV получены противоречивые показатели  $K_{\rm Ic}$  — от  $(2,17\pm0,02)$  до  $(3,00\pm0,02)$  МПа·м<sup>1/2</sup> (для состава с максимальным содержанием  $B_4C$ ), прослеживается общая закономерность повышения хрупкости керамического материала с увеличением содержания в нем  $B_4C$ . Максимальные значения  $K_{\rm Ic}$  достигнуты на композиционном материале с 30 мас. % SiC:  $(3,49\pm0,02)$  МПа·м<sup>1/2</sup> при расчете по формуле (4) и  $(3,40\pm0,02)$  МПа·м<sup>1/2</sup> при расчете по формуле (5).

Существенное влияние на трещиностойкость реакционно-спеченного В<sub>4</sub>С могут оказать микронапряжения. В настоящей работе микронапряжения изучали с помощью метода аппроксимации, путем рентгеноструктурного исследования (анализируя соотношения физического уширения дифракционных отражений {330} и {220}) образцов на основе В<sub>4</sub>С. Это позволило определить  $\Delta a/a$  по формуле  $\Delta a/a = \pm \beta/(4 \text{tg}\theta)$ , где a — средний параметр кристаллической решетки;  $\Delta a$  — максимальное отклонение от среднего его значения;  $\theta$  — угол Брэгга. Отсюда величину микронапряжений можно вычислить по формуле  $\sigma = E_{\rm vnp}(\Delta a/a)$ . Уровень микронапряжений  $\sigma$ изменяется при повышении пористости и увеличении объемного содержания фазы твердого раствора, что характерно для материалов с вы-

соким содержанием  $B_4C - \sigma = 90 \div 190 \text{ МПа}$  (для материалов составов 1-3, рис. 5). При добавке частиц SiC в композиционный материал уровень его σ уменьшается от 35 МПа (при 10 мас. % SiC) до 20 МПа (при 30 мас. % SiC). Максимальное значение микронапряжений ( $\sigma = 190 \text{ M}\Pi \text{a}$ ) характерно для реакционно-спеченного В<sub>4</sub>С (состав 1), у которого наблюдаются высокая пористость и низкий уровень модуля упругости. При повышении пористости реакционно-спеченного материала на основе В<sub>4</sub>С высокий уровень микронапряжений сохраняется. Это свидетельствует о том, что наличие пор и фазы твердого раствора B<sub>12</sub>(C, Si, B)<sub>3</sub> не приводит к релаксации внутренних напряжений в этом материале. Увеличение микронапряжений в зависимости от повышения общей пористости и содержания фазы  $B_{12}(C, Si, B)_3$  в материале с максимальным количеством В<sub>4</sub>С, возможно, связано с неоднородностью среды; при этом существенной становится доля границ зерно - пора. Последнее обстоятельство приводит к неоднородному распределению термических напряжений в материале и к различным условиям их релаксации на межзеренных границах и границах зерно пора, что также может негативно влиять на уровень трещиностойкости реакционно-спеченного материала на основе В<sub>4</sub>С.

## **ЗАКЛЮЧЕНИЕ**

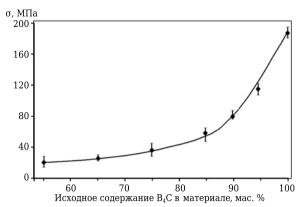
Изучена трещиностойкость композиционного материала  $B_4C$ -SiC, полученного путем пропитки жидким кремнием пористых заготовок.

#### Библиографический список

1. **Перевислов, С. Н.** Высокоплотная керамика на основе карбида бора / С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович // Новые огнеупоры. — 2018. — № 1. — С. 33—37. https://doi.org/10.17073/1685-4518-2018-1-33-37.

**Perevislov, S. N.** High-density boron carbide ceramics / S. N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 1. — P. 32-36.

- 2. **Cho, N.** Density- and hardness-optimized pressureless sintered and post-hot isostatic pressed  $B_4C$  / N. Cho, Z. Bao, R. F. Speyer // J. Mater. Res. 2005. Vol. 20, N0 8. P. 2110–2116.
- 3. **Du**, **X.** Hot-pressing kinetics and densification mechanisms of boron carbide / X. Du, Z. Zhang, Y. Wang [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. 2015. Vol. 98, № 5. P. 1400–1406.
- 4. **Hayun, S.** Dynamic response of  $B_4C$ -SiC ceramic composites / S. Hayun, N. Frage, M. P. Dariel [et al.] // Ceramic Armor and Armor Systems II. 2006. Vol. 178. P. 147–156.
- 5. **Zhang, C. P.** Studies on the RBBC ceramics fabricated by reaction bonded SiC / C. P. Zhang, H. Q. Rue, X. Y. Yue, W. Wang // Rare Metal Mat. Eng. 2011. Vol. 40. P. 536–539.
- 6. **Голубева, Н. А.** Исследование свойств реакционноспеченного карбида бора / Н. А. Голубева, Л. А. Плясункова, И. Ю. Келина [и др.] // Новые огнеупоры. 2014.



**Рис. 5.** Зависимость  $\sigma$  от исходного содержания в материале  $B_4C$ 

Трещиностойкость оценивали методами индентирования (измеряя длину трещин, исходящих из основания пирамиды Виккерса) и излома (при испытании по схеме трехточечного нагружения). Показано, что при увеличении количества В<sub>4</sub>С повышается хрупкость реакционноспеченного материала, значения  $K_{\rm Ic}$ , полученные разными методами, невысоки — от  $(2,17\pm0,02)$  до (3,00±0,02) МПа·м<sup>1/2</sup>. При введении в композиционный материал до 30 мас. % SiC  $K_{Ic}$  повышается от (3,40±0,02) до (4,02±0,02) МПа·м $^{1/2}$  (при испытаниях разными методами). Материал разрушается преимущественно по интеркристаллитному (межзеренному) механизму, однако из-за большой пористости и высокого количества твердого раствора В<sub>12</sub>(С, Si, В)<sub>3</sub> материал, содержащий более 90 мас. % В<sub>4</sub>С, разрушается частично по транскристаллитному механизму.

- № 10. — C. 42–46. https://doi.org/10.17073/1683-4518-2014-10-42-46.

**Golubeva, N. A.** Study of reaction-bonded boron carbide properties / N. A. Golubeva, L. A. Plyasunkova, I. Yu. Kelina [et al.] // Refract. Ind. Ceram. — 2015. — Vol. 55, № 5. — P. 42–46.

- 7. **Dariel, M. P.** Reaction bonded boron carbide: recent developments / M. P. Dariel, N. Frage // Advances in Applied Ceramics. 2012. Vol. 111,  $N_2$  5/6. P. 301–310.
- 8. **Перевислов, С. Н.** Фазовый состав и микроструктура реакционно-связанных материалов на основе карбида бора / С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович // Новые огнеупоры. 2018. № 4. С. 96–100. https://doi.org/10.17073/1683-4518-2018-4-96-100.
- **Perevislov, S. N.** Phase composition and microstructure of reaction-bonded boron-carbide materials / S.N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich // Refract. Ind. Ceram. 2018. Vol. 59, № 4. P. 1–5.
- 9. Wang, Y. The effect of porous carbon preform and the infiltration process on the properties of reaction-formed SiC / Y. Wang, S. Tan, D. Jiang // Carbon. 2004. Vol. 42,  $\mathbb{N}$  8. P. 1833–1839.
- 10. *Margiotta, J. C.* Formation of dense silicon carbide by liquid silicon infiltration of carbon with engineered structure / *J. C. Margiotta, D. Zhang, D. C. Nagle, C. E.*

- Feeser // J. Mater. Res. 2008. Vol. 23, № 5. P. 1237–1248.
- 11. **Barick, P.** Effect of particle size on the mechanical properties of reaction bonded boron carbide ceramics / P. Barick, D. C. Jana, N. Thiyagarajan // Ceram. Int. 2013. Vol. 39, N 1. P. 763–770.
- 12. **Zhang, C.** Coarsening of boron carbide grains during the infiltration of porous boron carbide preforms by molten silicon / C. Zhang, H. Ru, H. Zong [et al.] // Ceram. Int. 2016. Vol. 42, N 16. P. 18681–18691.
- 13. **Sun, L.** Determining indentation fracture toughness of ceramics by finite element method using virtual crack closure technique / L. Sun, D. Ma, L. Wang [et al.] // Engineering Fracture Mechanics. 2018. Vol. 197, N = 6. P. 151–159.
- 14. **Dai**, **F**. A semi-circular bend technique for determining dynamic fracture toughness / F. Dai, R. Chen, K. Xia // Experimental Mechanics. 2010. Vol. 50, N = 6. P. 783–791.
- 15. *Moradkhani, A.* Determination of fracture toughness using the area of micro-crack tracks left in brittle materials by Vickers indentation test / *A. Moradkhani, H. Baharvandi, M. Tajdari, H. Latifi, J. Martikainen* // J. Adv. Ceram. -2013. Vol. 2, No. 1. P. 87–102.
- 16. **Perevislov, S. N.** Effect of Si additions on the microstructure and mechanical properties of hot-pressed  $B_4C$  / S. N. Perevislov, A. S. Lysenkov, S. V. Vikhman // Inorg. Mater. 2017. Vol. 53, Ne 4. P. 376–380.
- 17. **Li,** X. Reaction-bonded  $B_4C$  with high hardness / X. Li, D. Jiang, J. Zhang [et al.] // International Journal of Applied Ceramic Technology. 2016. Vol. 13, No. 3. P. 584–592.
- 18. **Hayun, S.** The effect of particle size distribution on the microstructure and the mechanical properties of boron carbide-based reaction-bonded composites / S. Hayun, A. Weizmann, M. P. Dariel, N. Frage // International Journal of Applied Ceramic Technology. 2009. Vol. 6,  $\mathbb{N}$  4. P. 492–500.

- 19. **Nesmelov, D. D.** Reaction sintered materials based on boron carbide and silicon carbide / D. D. Nesmelov, S. N. Perevislov // Glass and Ceramics. 2015. Vol. 71,  $\mathbb{N}_{9}$  9/10. P. 313–319.
- 20. *Frage, N.* The effect of the sintering atmosphere on the densification of  $B_4C$  ceramics / *N. Frage, L. Levin, M. P. Dariel* // J. Solid State Chem. 2004. Vol. 177,  $N_2$  2. P. 410–414.
- 21. **Hayun, S.** Rim region growth and its composition in reaction bonded boron carbide composites with core-rim structure / S. Hayun, A. Weizmann, H. Dilman [et al.] // J. Phys.: conference series. IOP Publishing. 2009. Vol. 176, N 1. P. 1–7.
- 22. *Mallick, D.* Development of multi-phase B-Si-C ceramic composite by reaction sintering / *D. Mallick, T. K. Kayal, J. Ghosh* [et al.] // Ceram. Int. 2009. Vol. 35,  $N_2$  4. P. 1667–1669.
- 23. **Perevislov, S. N.** Properties of SiC and  $Si_3N_4$  based composite ceramic with nanosize component / S. N. Perevislov, D. D. Nesmelov // Glass and Ceramics. 2016. Vol. 73,  $N_2$  7/8. P. 249–252.
- 24. **Perevislov, S. N.** Hot-pressed ceramic SiC-YAG materials / S. N. Perevislov, A. S. Lysenkov, D. D. Titov, M. V. Tomkovich // Inorg. Mater. 2017. Vol. 53, N = 2. P. 206–211.
- 25. Xu, S. Reaction forming of silicon carbide ceramic using phenolic resin derived porous carbon preform / S. Xu, G. Qiao, D. Li [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. 2009. Vol. 29, N 11. P. 2395–2402.
- 26. *Chae, J. H.* Mechanical properties of  $B_4C$  ceramics fabricated by a hot-press sintering / *J. H. Chae, J. S. Park, J. P. Ahn, K. H. Kim* // J. Korean Ceram. Soc. 2009. Vol. 46, № 1. P. 81–85. ■

Получено 08.12.18 © С. Н. Перевислов, 2019 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

