

- ¹ ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия
- ² ООО «Вириал», Санкт-Петербург, Россия

УДК 666.3:661.665.3

КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ РЕАКЦИОННО-СПЕЧЕННОГО КАРБИДА БОРА

Представлены результаты исследований влияния различных технологических параметров на формирование фаз и структуры в процессе реакционного спекания материалов на основе B₄C в присутствии расплава Si. Рассмотрено взаимодействие частиц B₄C и углерода с расплавом кремния в процессе реакционного спекания. Отмечен негативный эффект растворения частиц B₄C в расплаве кремния при реакционном спекании. Обсуждены способы повышения содержания частиц карбида бора в керамике из реакционно-спеченного B₄C.

Ключевые слова: карбид бора, карбид кремния, реакционное спекание, фазовый состав, физико-механические свойства.

введение

труктура керамики окончательно формируется на стадии спекания. Спекание порошков карбида бора В4С является сложной задачей, так как это соединение является ковалентным и отличается высокой температурой плавления (2450 °C), низким коэффициентом самодиффузии и высоким давлением паров. Из-за высокой доли ковалентных связей в В₄С механизмы транспорта, такие как объемная и зернограничная диффузия, обеспечивающие общую усадку материала и уплотнение, активизируются при температурах, соответствующих условию *T*_{спек} ≈ 0,9*T*_{пл} (>2000 °C). Все эти особенности обусловливают высокие требования к исходным порошкам B₄C, которые должны обладать высокой дисперсностью, контролируемыми структурой, элементным и фазовым составами в пределах гомогенности в системе бор – углерод.

Реакционное спекание (РС) является распространенной альтернативой традиционным процессам спекания, таким как твердофазное и жидкофазное спекание, горячее прессование и др. При РС В₄С структурообразование материала происходит в предварительно уплотненной пори-

> A. И. Овсиенко E-mail: OvsienkoAI@virial.ru

стой порошковой заготовке на основе частиц B₄C за счет химических реакций с расплавом кремния, направленных на образование вторичных фаз [1–5]. Данный метод позволяет управлять структурными свойствами конечного материала и получать крупногабаритные изделия сложной формы. Кроме того, PC проводится при существенно более низких температурах (1450–1550 °C) по сравнению с твердофазным, жидкофазным спеканием или горячим прессованием (2000–2200 °C).

Разработки в области создания керамики из реакционно-спеченного В₄С (РКБ, в англоязычной литературе — RbBC, SiBC) ведутся достаточно давно и начаты почти одновременно с получением реакционно-спеченного В₄С (РКК, в англоязычной литературе — RbSiC, SiSiC) [6]. Механизм структурообразования РКБ значительно сложнее РКК и состоит из трех основных процессов, которые протекают одновременно [7]:

– конгруэнтное растворение зерен В₄С в расплаве Si с последующей перекристаллизацией и образованием твердого раствора В₁₂(C,Si,B)₃[2,8];

 – взаимодействие углерода с кремнием с образованием β-SiC [9];

- растворение кремния в частицах B₄C [10].

В результате конечный материал состоит из частиц B_4C , свободного Si, а также продуктов реакции Si + B_4C , приводящих к образованию вторичного β -SiC и нестехиометрических фаз B_x Si_yC и SiB_n, кристаллизующихся, как правило, на зернах

первичного В₄С, образуя структуру ядро – оболочка [2, 3, 8–15]. Физико-механические характеристики керамики из РКБ зависят от состава и размера частиц исходных порошковых смесей, поровой структуры сформованных заготовок, параметров РС, наличия в структуре вторичных фаз и доли свободного Si [12–15].

Легковесная керамика из РКБ привлекает интерес разработчиков в области создания керамических бронеэлементов. Известно о выпуске бронеэлементов на основе РКБ компаниями МС2 (Австралия) [16], Schunk (Германия) [17] и М Cubed Technologies Inc. (США) [18]. В работах [19–21] приведены результаты исследований защитных свойств и баллистических испытаний бронеэлементов из РКБ. Авторы отмечают, что одной из основных задач при получении бронеэлементов из РКБ является подавление реакции Si + B₄C, которая приводит к уменьшению доли B₄C, росту содержания твердого раствора B₁₂(C,Si,B)₃ и β-SiC, увеличению размера частиц β-SiC, снижая физико-механические и баллистические свойства конечного материала.

Цель данной работы — анализ фазового состава, свойстви параметров структуры образцов РКБ, полученных с использованием различных технологических параметров и исходных составов.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В обзоре [22] был сделан анализ фазовых равновесий и свойств кристаллических фаз в системе B-C-Si. Отмечено, что фазовый состав РКБ зависит как от состава исходной сформованной заготовки и пропитывающего расплава, так и от условий РС. Обозначено, что на процессы структуро- и фазообразования при пропитке B₄C расплавом Si сильное влияние оказывает вид источника углерода: свободный С или углерод из состава B₄C.

Основной задачей при подборе составов исходных порошков являлась оценка влияния на процессы структуро- и фазообразования, а также свойства конечного материала:

– плотности прессовок, т. е. доли свободного
Si в конечном материале;

- размера частиц порошков B₄C;

отсутствия или наличия в составе исходной смеси различного количества технического углерода.

Составы порошков приведены в таблице. Следует отметить, что используемый технический

Составы исходных	компонентов,	мас.	%
------------------	--------------	------	---

,,,,						
Номер		B_4C		Технический		
состава	F150	F280	F1200	углерод		
1	_	-	93,0	7,0		
2	93,0	_	-	7,0		
3	61,5	15,5	26,0	-		
4	54,0	14,0	22,0	7,0		
5	51,0	13,0	21,0	15,0		
6	-	60,0	33,0	7,0		
7	_	65,0	35,0	-		

углерод имел развитую удельную поверхность около 100 м²/г, а подобранные условия смешения обеспечивали равномерное распределение частиц углерода по поверхности зерен В₄С. Кроме того, составы полидисперсных смесей подбирались таким образом, чтобы после стадии формования образцы имели низкую пористость заготовки с целью минимизации содержания структурносвободного кремния после стадии РС.

Заготовки образцов формовали методом двустороннего прессования при давлении от 20 до 40 МПа с целью получить образцы в форме плиток размером 50×50×10 мм различной плотности и, как следствие, с различной пористостью. В качестве связующего использовался раствор бакелитового лака, продукты которого после пиролиза также служили дополнительным источником углерода. РС сформованных образцов осуществляли в вакууме при 1450, 1550 и 1650 °С. Пропитку осуществляли чистым расплавом Si и с добавкой 5 % В₄С. Добавку В₄С в расплав Si вводили с целью снижения взаимодействия между исходными частицами В₄С и расплавом Si. После РС образцы подвергались пескоструйной обработке.

Исследовали структуру и физико-механические характеристики полученных образцов. Предел прочности при трехточечном изгибе образцов размерами 5×5×30 мм определяли на испытательной машине TEST-113-100-Kn по формуле (ГОСТ 20019):

 $\sigma_{\text{M3r}} = 3FL/2bh^2$,

где σ_{изг} — предел прочности при изгибе, МПа; *F* — предельная нагрузка, H; *L* — расстояние между опорными цилиндрами, мм; *b* — ширина образца, измеряемая под прямым углом к высоте, мм; *h* — высота образца, параллельная направлению приложения нагрузки, мм.

Твердость, микротвердость по Виккерсу и трещиностойкость определяли путем вдавливания в полированную поверхность образцов (фрагменты образцов после испытания на прочность) алмазного наконечника в форме правильной четырехгранной пирамиды на твердомере Falcon-508 и микротвердомере ПМТ-3 с последующим измерением диагонали отпечатка (в случае твердости, ГОСТ 9450) и длины трещины от центра отпечатка (в случае трещиностойкости, согласно аттестованной метрологическим центром РОСНАНО методике № 09/0100302-2010/2012) по формулам:

$$H = 1854 P/C^2,$$

где *H* — твердость, ГПа; *P* — нагрузка, Н; *C* — диагональ отпечатка, м;

$$K_{1c} = 0,073 P c^{-3/2},$$

где K_{1c} — трещиностойкость материала, МПа·м^{1/2}; P — нагрузка, г; c — длина трещины от центра отпечатка, м.

Модуль упругости определяли методом вынужденных колебаний на приборе Звук-130 согласно ГОСТ 25095. Микроструктуру полученных материалов исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии на приборах Leica-DM-2500-М и JSM 6460, JSM 7001F соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Фазовый анализ

При РС протекают сложные реакции взаимодействия частиц B₄C и углерода с расплавом Si. В результате реакции B₄C с расплавом Si образуется твердый раствор B₁₂(C,Si,B)₃ и выделяется углерод, который при дальнейшей реакции с расплавом Si преобразуется в частицы β-SiC. Частицы технического углерода, которые вводились в исходную смесь, реагируют с расплавом Si с образованием частиц β-SiC. Как правило, в результате конечный материал состоял из четырех фаз: исходный В₄С, твердый раствор B₁₂(C,Si,B)₃, β-SiC и остаточный Si (рис. 1). С ростом температуры РС реакции взаимодействия с расплавом Si усиливаются, что приводит к снижению содержания В₄С, увеличению содержания SiC, твердого раствора B₁₂(C,Si,B)₃ и Si в конечном материале (см. рис. 1).

Результаты РФА анализа образцов РКБ составов 1 и 2, полученных при 1550 °С, показали, что размер исходных частиц В₄С также влияет на фазовый состав конечного материала (рис. 2). Части-



Рис. 1. Дифрактограммы образцов РКБ состава 4, спеченных при разных температурах (указаны на кривых)





цы B₄C фракции F 1200 полностью растворялись в расплаве Si с образованием твердого раствора B₁₂(C,Si,B)₃, в то время как частицы фракции F 150 реагировали с расплавом Si лишь частично, образуя на поверхности частиц B₄C оболочку из твердого раствора B₁₂(C,Si,B)₃, которая препятствовала дальнейшей реакции между B₄C и Si (см. рис. 2).

Микроструктура

C + S

Структура РКБ зависит от множества факторов: состава исходной смеси, поровой структуры заготовок, температуры РС, состава расплава на основе Si. Регулируя данные параметры, можно управлять структурой конечного материала.

Морфология образующихся частиц β-SiC зависит от типа источника углерода, участвующего в реакции с расплавом Si. Если источником углерода служил введенный в исходную смесь технический углерод, образующиеся частицы β-SiC имели форму многогранников (рис. 3). Причем с увеличением температуры РС наблюдается перекристаллизация и рост частиц β-SiC, размер которых может превышать 100 мкм, что подтверждают результаты спектрального анализа (см. рис. 3, в). Если в исходной смеси не было дополнительного источника углерода, частицы β-SiC имели пластинчатую форму (рис. 4). Такие частицы образовывались на поверхности частиц В₄С в результате взаимодействия между частицами В₄С и расплавом Si по реакциям:

$B_4C + SI \rightarrow B_4C_{1-x}SI_x + C, \tag{1}$	(1		$B_4C + Si \rightarrow B_4C_{1-x}Si_x +$
---	----	--	--

$$i \rightarrow SiC.$$
 (2)

С ростом температуры PC, как и в случае с частицами в форме многогранников, наблюдается рост размера частиц β-SiC пластинчатой формы при температуре PC 1450 °C (см. рис. 4, *a*). При 1550 °C на поверхности частиц карбида бора видны хорошо сформированные частицы β-SiC пластинчатой формы. В структуре образцов PKE, полученных при 1650 °C (см. рис. 4, *e*), также зафиксированы частицы β-SiC в форме многогранников размером ~50 мкм, которые могли образоваться как за счет перекристаллизации частиц β-SiC пластинчатой формы, так и за счет реакции расплава кремния с углеродом, который получается при пиролизе бакелитового лака, вводимого в качестве связующего на стадии формования образцов.

Источник углерода в составе исходной смеси не только влияет на морфологию зерен частиц β-SiC, но и препятствует растворению B₄C в расплаве Si. При растворении B₄C в расплаве Si (в первую очередь растворяются наиболее мелкие частицы) в момент достижения перенасыщения раствора на поверхности крупных частиц исходного B₄C осаждаются частицы твердого раствора B₁₂(C,Si,B)₃, образуя структуру ядро – оболочка (рис. 5, *б*). Подавление данной реакции (введение в исходную смесь источника углерода, снижение





Рис. 3. Микроструктура образцов состава 4 после РС при температуре, °С: a-1450, частицы β -SiC размером меньше 10 мкм; b-1550, частицы β -SiC больше 20 мкм; b-1650, частицы β -SiC больше 100 мкм



100 M 200			10.0	
			100 м	КМ
Спектр	В	С	Si	Всего
1	64,5	31,8	3,7	100
2	65,1	34,9	0	100
3	0	14,3	85,7	100
4	0	45,0	55,0	100
5	67,7	32,1	0,2	100
6	72,5	22,1	5,4	100

Рис. 4. Микроструктура образцов состава 3 после РС при температуре, °C: *a* – 1450; *б* – 1550; *в* – 1650

температуры РС, введение в расплав Si источника бора) приводит к минимизации толщины образующейся на поверхности частиц В₄С оболочки из твердого раствора или к ее отсутствию (рис. 5, *a*).

Увеличение температуры PC также приводит к существенному снижению доли B₄C в по-



Рис. 5. Микроструктура образцов после РС при 1550 °С: *а* — состав 4, зерна В₄С без структуры ядро – оболочка; *б* — состав 3, на зернах В₄С видна структура ядро – оболочка

лучаемом материале. Установлено, что, если при PC расплав Si находится в избытке по отношению к B₄C (масса расплава Si больше в 2 и более раз массы частиц B₄C в пропитываемой заготовке), происходит растворение в расплаве Si даже частиц B₄C размером ~100 мкм (рис. 6).



Рис. 6. Микроструктура образцов после травления (температура PC 1650 °C): a — состав 4; б — состав 3

12

Следует отметить, что использование в составе исходной смеси источника углерода с развитой удельной поверхностью, введение в расплав Si 5 % B₄C, а также низкая температура PC позволяют сохранить в структуре конечного материала исходные мелкозернистые частицы B₄C и получить частицы β-SiC в виде наноразмерных кристаллов, армирующих кремниевую матрицу (рис. 7).



Рис. 7. Микроструктура образцов состава 4 после травления (температура РС 1450 °C) при разном увеличении

Физико-механические свойства

Исследование физико-механических свойств показало влияние ряда параметров на свойства образцов. Значения плотности ρ и модуля упругости *E* зависят от соотношения SiC, B₄C и Si в конечном материале.

С увеличением доли B_4C ($\rho = 2,52$ г/см³) и Si $(\rho = 2,40 \text{ г/см}^3)$ плотность снижается, а при увеличении доли SiC (р = 3,21 г/см³), наоборот, повышается. Наибольшее содержание SiC было у образцов, в состав которых вводился технический углерод, реагирующий на стадии РС с расплавом Si с образованием SiC (реакция протекает с увеличением объема в 2,3 раза). Таким образом, образцы состава 5 с наибольшим содержанием углерода в исходной смеси (15 %) имели самую высокую р, а образцы с наибольшим содержанием Si (составы 1, 2, 3, 7), наоборот, самую низкую (рис. 8, *a*). Содержание Si в конечном материале зависит не только от количества углерода в составе исходной смеси, но и от пористости сырой заготовки, уменьшение которой достигалось использованием полидисперсных исходных порошков В₄С. Поэтому образцы состава 1 и 2 обладали наименьшей р сырой заготовки и, как следствие, более высоким содержанием Si в конечном материале. При увеличении содержания свободного Si в материале фиксируется снижение E (рис. 8, δ).



Рис. 8. Зависимость ρ (*a*) и *E* (б) образцов от содержания свободного Si. Составы: ● -1; -2; +-3; ■ -4; $\blacktriangle -5$; ● -6; *-7

Отметим, что на ρ и *E* влияет только фазовый состав материала. Размер частиц порошков B₄C в исходной смеси, морфология и размер образующихся зерен β-SiC на значения данных величин практически не влияют.

На твердость *HV* главным образом влияет количество Si в материале, как наименее твердой фазы, с увеличением доли которой *HV* снижается (рис. 9, *a*). При измерении микротвердости *H*_µ



Рис. 9. Зависимость *HV* образцов различного состава (— 1; — — 2; + — 3; — — 4; \blacktriangle — 5; \blacklozenge — 6; * — 7) от содержания Si (*a*) и зависимость H_{μ} частиц B_4 С и Si (указаны на кривых) от температуры PC (δ) (образцы состава 4)

(нагрузка на индентор составляла 100 г) частиц В₄С и Si образцов состава 4 было зафиксировано, что при температуре PC, равной 1650 °С, H_{μ} частиц В₄С снижается, в то время как H_{μ} Si, наоборот, увеличивается (рис. 9, б). Этот эффект можно объяснить тем, что с ростом температуры PC происходит разрушение исходных зерен В₄С из-за реакции с расплавом Si, а также увеличения растворимости В₄С и SiC в расплаве Si.

Подробные исследования трещиностойкости в рамках данной работы не проводились. Для образцов составов 4 и 6, полученных при различных температурах PC, K_{1c} составил 3,9–4,2 МПа·м^{1/2}. Высокий K_{1c} РКБ в сравнении с другими керамическими материалами на основе B₄C и SiC объясняется наличием структурных напряжений, которые вызваны различием ТКЛР B₄C (5,7·10⁻⁶/K), SiC (3,9·10⁻⁶/K) и Si (3,1·10⁻⁶/K), что приводит к объемному сжатию включений кремниевой фазы, повышению плотности дислокаций и повышению пластичности Si. В работе



Рис. 10. Зависимость $\sigma_{\text{изг}}$ от содержания свободного кремния (*a*) и температуры PC (*б*). Составы: $\bullet -1$; -2; +-3; $\bullet -4$; $\bullet -5$; $\bullet -6$; *-7

[23] подробно исследован K_{1c} образцов керамики на основе B₄C и SiC. Показано, что K_{1c} образцов РКБ увеличивается с ростом содержания Si, причем эта тенденция имеет предельное значение содержания Si (≅30 об. %), достижение которого должно приводить к снижению K_{1c}. Гипотезу о повышении K_{1c} с увеличением содержания Si также подтверждают результаты работы [24], в которой показано, что рост температуры PC с 1450 до 1650 °C, приводящий к увеличению содержания Si от 21,4 до 28,4 об. %, повышает K_{1c} от \cong 3,3 до 4,0 МПа·м^{1/2}.

Исследование $\sigma_{\rm изг}$ образцов показало, что количество свободного Si и морфология частиц β-SiC незначительно влияют на прочность, значения $\sigma_{\rm изг}$ оказались сопоставимы для образцов, содержащих в исходной смеси технический углерод, и образцов аналогичного состава, но без технического углерода. Размер частиц исходных порошков В₄С (образцы составов с меньшим размером частиц порошка В₄С имели более высокий σ_{изг}) оказывает сильное влияние (рис. 10, а). Повышение температуры РС, приводящее к увеличению размера частиц β-SiC и усилению реакции между частицами В₄С и расплавом Si, снижает о_{изг} (рис. 10, б). Таким образом, значение $\sigma_{\rm изг}$ главным образом зависит от размера частиц B₄C и SiC. Данную закономерность можно объяснить тем, что увеличение размера частиц приводит к увеличению размера дефектов на границах зерен, размер которых может достигать до одного размера зерна керамики. Учитывая, что пористость РКБ практически равна нулю (≤0,1 %), наличие дефектов в основном связано с напряжениями на границах частиц B₄C, SiC и Si, которые вызваны различием ТКЛР данных фаз.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проанализированы фазовый состав, свойства и параметры структуры образцов РКБ, полученных с применением различных технологических параметров и составов исходных смесей. Показано влияние составов исходных смесей и параметров РС на физико-механические свойства и процессы структуро- и фазообразования РКБ. Основной задачей при получении РКБ является подавление реакции между В₄С и расплавом Si за счет использования в составе исходной смеси источника углерода, введения в расплав кремния источника бора и использования низких температур РС.

Библиографический список

1. *Telle, R.* Mechanism sinthe liquid phase sintering of boron carbide with silicon based melts / *R. Telle, G. Petzow //* Materials Science Monographs. — 1987. — Vol. 38, part A. — P. 961–973.

2. Chen, Z. F. Formation and sintering mechanisms of reaction bonded silicon carbide – boron carbide composites / Z. F. Chen, Y. C. Su, Y. B. Cheng // Key Engineering Materials. — 2007. — Vol. 352. — P. 207–212.

3. Пат. 2440956 RU (С1). Способ изготовления керамического бронематериала на основе карбида кремния и карбида бора и керамический бронематериал на основе карбида кремния и карбида бора / Харченко Е. Ф., Анискович В. А., Ленский В. В., Гавриков И. С., Быков В. А.; опубл. 27.01.12.

4. Пат. 2621241 RU (C1). Наноструктурированный композиционный материал на основе карбида бора и способ его получения / Овсиенко А. И., Румянцев В. И.,

Орданьян С. С., Фищев В. Н. ; опубл. 01.06.17.

5. **Pat. 7332221 US (B2).** Boron carbide composite bodies, and methods for making same / Aghajanian M. K., McCormick A. L., Morgan B. N., Liszkiewicz A. F. Jr.; опубл. 19.02.08.

6. **Pat. 3796564 US (A).** Dense carbide composite bodies and method of making same / Taylor K. M., Palicka R. J. ; опубл. 12.03.74.

7. *Zhang, C.* The role of infiltration temperature in the reaction bonding of boron carbide by silicon infiltration / *C. Zhang, H. Ru, W. Wang* [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 2014. — Vol. 97, № 10. — P. 3286–3293.

8. *Hayun, S.* Microstructural evolution during the infiltration of boron carbide with molten silicon / *S. Hayun, A. Weizmann, M. P. Dariel, N. Frage //* J. Eur. Ceram. Soc. – 2010. – Vol. 30, № 4. – P. 1007–1014.

9. **Patel**, **M**. Compressive property of liquid silicon (infiltrated) boron carbide / *M*. Patel, *V*. *V*. *B*. Prasad, *J*. Subrahmanyan // Transactions of the Indian Institute of Metals. -2010. -Vol. 63, N e 6. -P. 863-866.

10. *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, № 4. — P. 1667–1669.

11. *Hayun, S.* The morphology of ceramic phases in B_xC–SiC–Si infiltrated composites / *S. Hayun, N. Frage, M. P. Dariel //* Journal of Solid State Chemistry. — 2006. — Vol. 179, № 9. — P. 2875–2879.

12. *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, $N \ge 4.$ — P. 492–500.

13. **Dariel, M. P.** Reaction bonded boron carbide: recent developments / *M. P. Dariel, N. Frage* // Adv. Appl. Ceram. — 2012. — Vol. 111, № 5/6. — P. 301–310.

14. **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, № 1. — P. 763–770.

15. *Korniyenko, K.* Boron - carbon - silicon / *K. Korniyenko* [et al.] // Refractory metal systems. — Springer Berlin Heidelberg, 2009. — P. 499–534.

16. **Gooch, W. A.** An overview of ceramic armor applications. In: Ceramic armor material by design / W. A. *Gooch* ; ed. by J. W. McCauley [et al.] // American Ceramic Society. — Westerville, 2002. — P. 3–21.

17. SiC armour materials for ballistic protection [Электронный pecypc]. URL: https://www.schunk-group. com/fileadmin/Redakteur/Mediathek/Broschueren/ SchunkCarbonTechnology/TechnicalCeramics/Schunk-Carbon-Technology-SiC-Armour-Materials-Ballistic-Protection-EN.pdf (дата обращения: 03.04.2018).

18. **Briggs, J.** Engineering ceramics in Europe and the USA / J. Briggs. — Enceram, Menith Wood. UK : Worcester, 2011. — 331 p.

19. *Aghajanian, M. K.* A new family of reaction bonded ceramics for armor applications / *M. K. Aghajanian, B. N. Morgan, J. R. Singh* [et al.] // Ceramic Transactions. — 2002. — Vol. 134. — P. 527–539.

20. Овсиенко, А. И. Реакционноспеченный карбид бора: структура, свойства и перспективы применения в качестве броневой керамики / А. И. Овсиенко, В. И. Румянцев, С. С. Орданьян [и др.] // Актуальные проблемы технологии производства современных керамических материалов : сборник трудов научного семинара. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2015. — С. 84–93.

21. **Овсиенко, А. И.** Перспективы применения реакционноспеченного карбида бора в качестве броневой керамики / А. И. Овсиенко, В. И. Румянцев, И. А. Беспалов, Н. М. Сильников // Вопросы оборонной техники. — 2015. — Серия 16, вып. 7/8 (85/86). — С. 95-101.

22. **Орданьян, С. С.** Фазообразование в процессе реакционного спекания композитов B₄C-SiC-Si (Al) / *С. С. Орданьян, Д. Д. Несмелов, А. И. Овсиенко* // Новые огнеупоры. — 2017. — № 12. — С. 42-48.

Ordan'yan, S. S. Phase formation during reactive sintering of the B_4C -SiC-Si (Al) composite (Review) / S. S. Ordan'yan, D. D. Nesmelov, A. I. Ovsienko // Refractories and Industrial Ceramics. — 2017. — Vol. 58, N = 6. — P. 666–672.

23. *Pittari, J.* The rate-dependent fracture toughness of silicon carbide- and boron carbide-based ceramics / *J. Pittari, G. Subhash, J. Zheng* [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2015. — Vol. 35, № 16. — P. 4411–4422.

24. **Zhang, C.** The Role of infiltration temperature in the reaction bonding of boron carbide by silicon infiltration / *C. Zhang, H. Ru, W. Wang* [et al.] // J. Am. Ceram. Soc. — 2014. — Vol. 97, № 10. — P. 3286–3293. DOI: 10.1111/ jace.13085.

Получено 17.08.18 © А. И. Овсиенко, В. И. Румянцев, С. С. Орданьян, 2018 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

ADVANCED CERAMICS AND COMPOSITES

ceramics.org/icacc2019