

К. т. н. Т. В. Коцарь (✉), к. т. н. Д. П. Данилович, д. т. н. С. С. Орданьян

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

УДК 546.05:666.3

СТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ПРЕКУРСОРЫ В СИСТЕМАХ $B_2O_3-SiO_2-M_xO_y$, ГДЕ M — Ti, Zr, Cr, КАК ИСТОЧНИК ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ СМЕСЕЙ ТУГОПЛАВКИХ КАРБИДОВ И БОРИДОВ

Представлен новый подход к гомогенизации реакционной смеси: создание прекурсоров в стеклокристаллическом состоянии в оксидных системах, содержащих необходимые для совместного синтеза карбидов и боридов элементы, преимущественно перемешанные на молекулярном уровне. Совместным карботермическим восстановлением стеклокристаллических прекурсоров в вакууме при 1600 °С получены высокодисперсные смеси в системах $B_4C-SiC-MB_2$ (M — Ti, Cr, Zr) без примесей или с незначительным их содержанием. Вследствие хорошей растворимости TiO_2 в силикатоборатном расплаве микроструктура трехкомпонентного образца $B_4C-SiC-TiB_2$ представлена кристаллами карбида бора размером до 1 мкм, окруженными наночастицами среднего размера 30–40 нм.

Ключевые слова: бескислородные тугоплавкие соединения, стеклокристаллические прекурсоры, гомогенизация, карботермическое восстановление.

ВВЕДЕНИЕ

Керамика на основе карбида бора (B_4C) широко используется для создания легких керамических бронезащитных элементов, пескоструйных сопел, ядерных реакторов, управляющих стержней реакторов, в качестве защиты от нейтронного излучения [1–3], что обусловлено его низкой теоретической плотностью, высокой твердостью и коррозионной стойкостью, химической стабильностью и высоким значением сечения захвата тепловых нейтронов [4].

Эвтектические трехкомпонентные системы $B_4C-SiC-MB_2$ (где M — переходный d -металл — Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr) — базис для формирования композиционных материалов с труднодостижимым набором свойств: тугоплавкостью, высоким уровнем физико-химических характеристик, стойкостью к различным агрессивным средам и др. [5, 6]. В работах [5–9] приведены фундаментальные исследования диаграмм состояния систем $B_4C-SiC-MB_2$ и фундаментальные принципы, позволяющие говорить о химической совместимости компонентов данных систем. Особенно востребованы разработки композитов в системах $B_4C-SiC-TiB_2$ (для оборонной промыш-

ленности и машиностроения [10]), $B_4C-SiC-ZrB_2$ (для аэрокосмических и других применений, которые предполагают воздействие экстремальных термических и химических сред [11]) и $B_4C-SiC-CrB_2$ (для изготовления износостойких, коррозионно- и эрозивно-стойких материалов [12]).

Известно, что свойства керамических материалов с более мелким размером структурных составляющих существенно превышают аналогичные показатели традиционной керамики [13]. В обзорах [14–16] отмечены современные методы синтеза нанопорошков на основе диборидов титана, циркония и гафния, карбидов кремния и бора, обобщены данные, посвященные исследованию их физико-химических и физико-механических свойств, а также влиянию размерных эффектов на эти свойства. Наиболее популярные методы синтеза диборидов переходных металлов: синтез в расплавах солей (например, в NaCl) [17–19], механохимический синтез [20, 21], самораспространяющийся высокотемпературный синтез [22].

Традиционные способы гомогенизации многокомпонентных порошковых композиций высокотвердых бескислородных соединений путем механического перемешивания в случае наноразмерных и ультрадисперсных компонентов неэффективны, так как приводят к формированию агломератов одноименных частиц (вследствие влияния Ван-дер-Ваальсовых сил [23]) и внесению примесей за счет абразивного износа



Т. В. Коцарь
E-mail: asid-92@mail.ru

оборудования и оснастки высокотвердыми частицами. Более прогрессивными являются методы совместного синтеза смеси бескислородных соединений из одного источника, например восстановлением смеси оксидов. В работе [24] методом совместного карботермического синтеза при 1600 °С в вакууме получена высокодисперсная смесь в системе $V_4C-SiC-TiB_2$. Синтезированные порошки эвтектического (согласно [8]) состава 51,2 V_4C , 40,7 SiC и 8,1 мол. % TiB_2 представлены сростками кристаллов карбида бора размером менее 1 мкм и наноразмерными частицами со средним диаметром 40 нм. Однако и в этом случае сохраняется зависимость размера частиц синтезируемых фаз от размера частиц исходных оксидов. Это связано с тем, что исходные компоненты для синтеза тугоплавких соединений представляют собой механическую смесь частиц, в объеме которой неизбежно присутствуют концентрационные отклонения (даже при условии использования чрезвычайно высокодисперсных порошков, полученных методами химического осаждения, гидротермального синтеза или разложения металлоорганических соединений).

В настоящей работе представлен новый подход к гомогенизации реакционной смеси для совместного синтеза карбидов и боридов в системах $V_4C-SiC-MB_2$ (где M — Ti, Cr, Zr): создание прекурсоров в стеклокристаллическом состоянии в системах $V_2O_3-SiO_2-M_xO_y$, содержащих необходимые для совместного синтеза элементы, преимущественно перемешанные на молекулярном уровне в процессе формирования ионной сетки стекла.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных реагентов использовали борную кислоту H_3BO_3 (х. ч., ГОСТ 9656-75, $d_{cp} \sim 80$ мкм), диоксид кремния SiO_2 (ч. д. а., ГОСТ 9428-73, $d_{cp} \sim 0,15$ мкм), диоксид титана TiO_2 (о. с. ч., ТУ 6-09-01629-83, $d_{cp} \sim 5,6$ мкм), оксид хрома (III) Cr_2O_3 (ч., ТУ 6-09-4272-84, $d_{cp} \sim 2,4$ мкм), диоксид циркония ZrO_2 (ч., ТУ 6-09-2486-77, $d_{cp} \sim 3,4$ мкм), углеродную сажу С марки П-803 (техн., ГОСТ 7885-86, $d_{cp} \sim 0,16$ мкм). Расчет исходной шихты проведен с целью получения молярного соотношения $V_4C/SiC = 3,5$ с добавкой 10 мол. % MB_2 , или $V_4C:SiC:MB_2 = 70,7:20,2:9,1$ (мол. %). Составы порошков бескислородных тугоплавких соединений обозначены как BSM: BST — с диборидом титана, BSC — с диборидом хрома, BSZ — с диборидом циркония.

Приготовление стеклокристаллических прекурсоров проводили в соответствии с традиционной технологией варки стекла путем совместного плавления в воздушной печи смеси порошков в системах $H_3BO_3-SiO_2-M_xO_y$ (где M_xO_y — TiO_2 , Cr_2O_3 , ZrO_2) при 1400 °С в кварцевых тиглях. Так как была выявлена высокая гигроско-

пичность материалов с преобладанием борного ангидрида в составе в системах $V_2O_3-SiO_2-M_xO_y$, во избежание контакта с влагой горячий расплав охлаждали путем слива на плиту из нержавеющей стали. Элементный состав полученных стеклокристаллических материалов определяли методом дисперсионной рентгеновской спектроскопии по длине волны с использованием детектора INCAx-act. Методом рентгенофазового анализа контролировали их фазовый состав. Съемку вели на рентгеновском дифрактометре RIGAKU SMARTLAB 3 по методу порошка в $Cu K_\alpha$ -излучении с Ni-фильтром. Скорость съемки составила 10 град/мин, шаг сканирования $2\theta = 0,01^\circ$. Идентификацию соединений при фазовом анализе проводили с помощью программы Crystallographica Search-Match. С использованием растровых электронных микроскопов TESCAN VEGA 3 SBH и SUPRA 55VP-25-78 изучали микроструктуру и дисперсность стеклокристаллических объектов исследования.

Полученные стеклокристаллические прекурсоры дробили, затем измельчали в вибромельнице при соотношении материал : мелющие тела (V_4C) : бензин = 1:8:2 (мас.) в течение 60 ч до $d_4 < 20$ мкм. Молотую шихту в нужной пропорции смешивали с сажой в течение 9 ч в вибромельнице при соотношении материал : мелющие тела (V_4C) : бензин = 1 : 4 : 2 (мас.). Далее суспензии сушили при 60 °С в вакууме, полученные порошки гранулировали (сито № 0063) и формовали в виде цилиндрических образцов одноосным гидравлическим прессованием под давлением 1 т/см². Синтез смесей карбидов и боридов BSM проводили в вакуумной печи сопротивления СШВЛ с вольфрамовыми нагревателями в вакууме. Подъем температуры осуществляли со скоростью 400°/ч, затем образцы изотермически выдерживали при 1600 °С в течение 1 ч. Распределение частиц синтезированных смесей по размеру определяли методом лазерной дифракции на установке SHIMADZU SALD-7500nano с предварительным деагломерированием частиц ультразвуковой обработкой в среде изопропилового спирта в течение 10 мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Продукты совместного плавления кислородсодержащих смесей (стеклокристаллические прекурсоры) — материалы с одновременно аморфной и кристаллической структурой, по химическому составу представляющие собой оксидные смеси в системах $V_2O_3-SiO_2-M_xO_y$ с преобладанием борного ангидрида, карботермическое восстановление которых позволяет совместно получать смеси карбидов и боридов заданного состава.

О частичном переходе исходных реагентов в стеклообразное состояние позволяет судить наличие аморфного гало с пиком при $2\theta \approx 22^\circ$ на

рентгенограммах стеклокристаллических материалов (рис. 1). Присутствие же кристаллических фаз в виде B_2O_3 и M_xO_y говорит о вероятном образовании неоднородных участков в структуре полученных материалов. Долю кристаллической компоненты в стеклокристаллических прекурсорах можно минимизировать, обеспечив перемешивание расплавленной шихты в процессе варки стекла или повысив максимальную температуру процесса. Полученные стеклокристаллические прекурсоры внешне непрозрачны и имеют разные оттенки в зависимости от состава (бело-желтоватый, бледно-зеленый и белый с оксидами титана, хрома и циркония соответственно). Средний размер отдельных зерен стеклокристаллических прекурсоров лежит в диапазоне 80–120 нм в зависимости от их состава (рис. 2).

Методом микрорентгеноспектрального анализа оценивали элементный состав стеклокри-

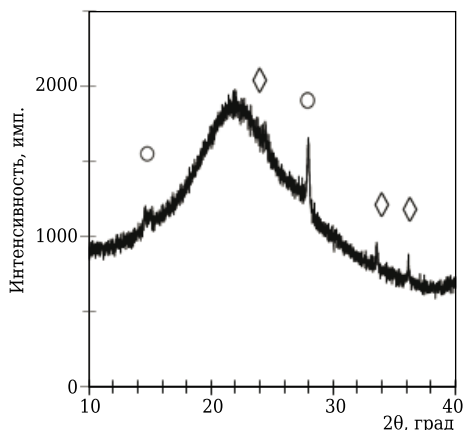


Рис. 1. Рентгенограмма стеклокристаллического прекурсора в системе $B_2O_3-SiO_2-Cr_2O_3$: ○ — B_2O_3 ; ◇ — Cr_2O_3

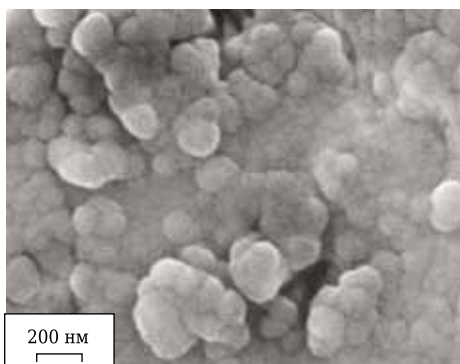


Рис. 2. Микроструктура стеклокристаллического прекурсора в системе $B_2O_3-SiO_2-TiO_2$

Таблица 1. Сравнение соотношений оксидных компонентов в шихтовой смеси до варки стекла и в стеклокристаллических материалах после варки

Стежокристаллический прекурсор	Массовое соотношение $B_2O_3 : SiO_2 : M_xO_y$	
	до варки	после варки
$B_4C-SiC-TiB_2$	1 : 0,12 : 0,07	1 : 0,16 : 0,08
$B_4C-SiC-CrB_2$	1 : 0,12 : 0,07	1 : 0,16 : 0,01
$B_4C-SiC-ZrB_2$	1 : 0,12 : 0,11	1 : 0,10 : 0,01

сталлических прекурсоров после варки (табл. 1). Изменения составов стеклокристаллических прекурсоров сравнительно с шихтовыми составами до варки связаны с частичным испарением соединений бора в виде его оксидов или борной кислоты в процессе варки стекла, взаимодействием расплава с материалом тигля — кварцем, а также с ограниченной растворимостью оксидов переходных металлов M_xO_y в силикатоборатном расплаве при 1400 °С.

Получение расплавов с вязкостью, достаточной для быстрого извлечения расплава из тигля путем слива, при 1400 °С возможно при ограничении содержания M_xO_y в исходной шихте $B_2O_3-SiO_2-M_xO_y$: TiO_2 и Cr_2O_3 — не более 6 мас. %, ZrO_2 — не более 9 мас. %. Более высокую растворимость в силикатоборатном расплаве среди представленных диоксидов переходных d-металлов продемонстрировал TiO_2 .

Из смесей стеклокристаллических прекурсоров с сажей были совместно синтезированы порошки бескислородных тугоплавких соединений в системах $B_4C-SiC-MB_2$. Фазовый состав образцов составов BST и BSC представлен искомыми фазами (рис. 3, а, б). В порошок состава BSZ зафиксирована примесь в виде ZrO_2 (рис. 3, в), что обусловлено нехваткой восстановителя (С и B_2O_3) вследствие расшихтовки.

Анализ микроструктур синтезированных смесей составов BST, BSC и BSZ (см. рис. 4) показал присутствие в образцах крупных кристаллов карбида бора (что ожидаемо для составов с преобладающим содержанием B_4C). В образце BST кристаллы огра-

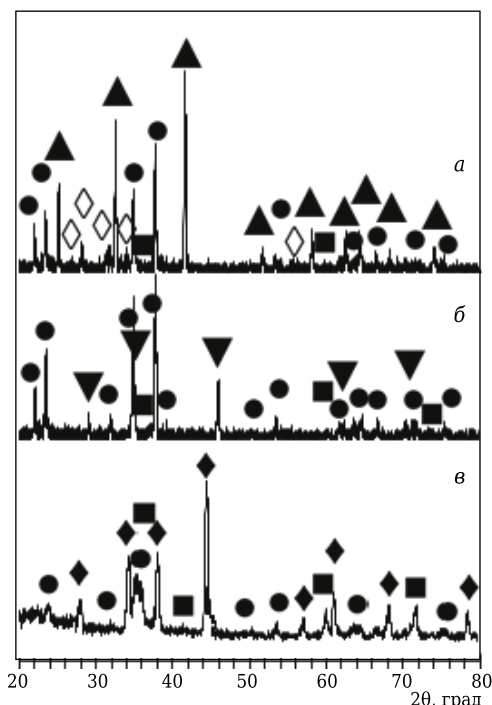


Рис. 3. РФА образцов BST (а), BSC (б), BSZ (в), синтезированных при 1600 °С с выдержкой 1 ч: ● — B_4C ; ■ — SiC ; ◆ — TiB_2 ; ▼ — CrB_2 ; ▲ — ZrB_2 ; ◇ — ZrO_2

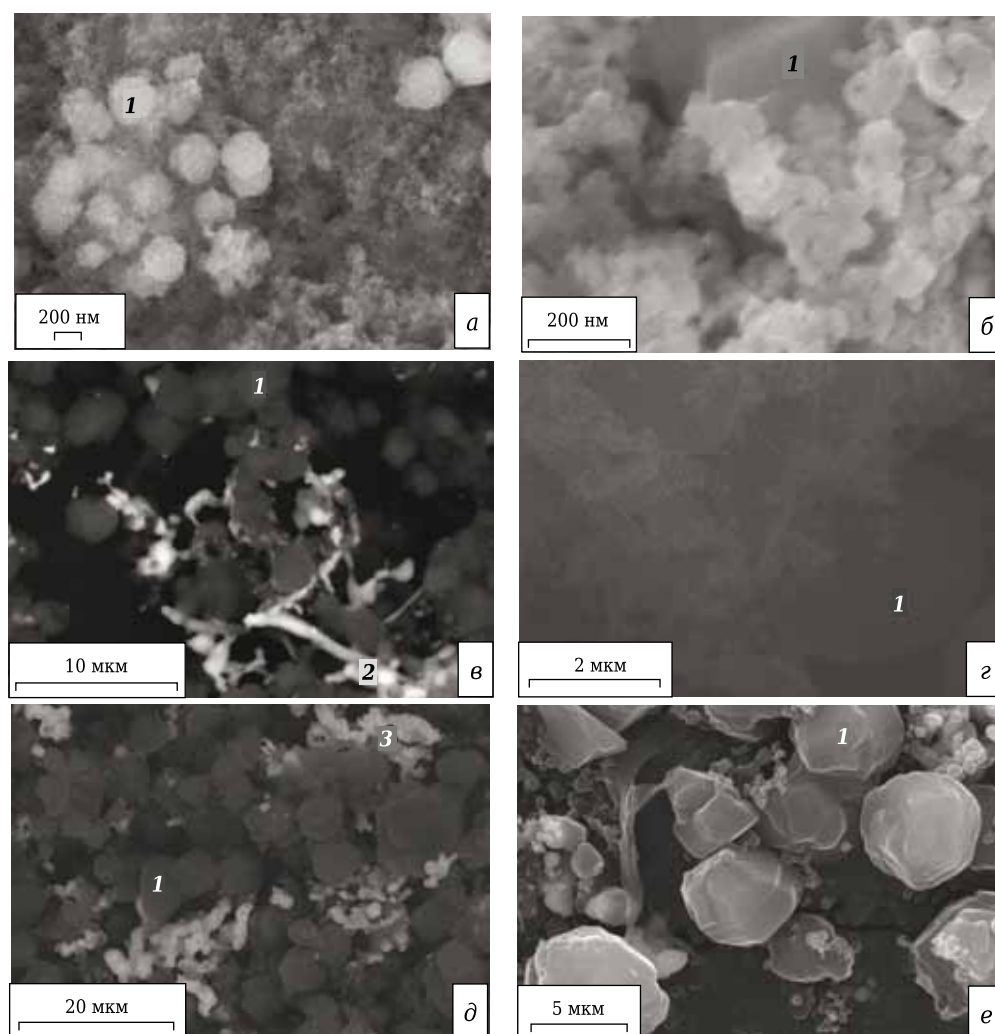


Рис. 4. РЭМ-изображения структуры синтезированных порошков BST (а, б), BSC (в, г) и BSZ (д, е): 1 — V_4C_3 ; 2 — CrB_2 ; 3 — ZrB_2

ничены размером 1 мкм и окружены неагломерированными наночастицами ($d_{cp} \sim 40$ нм) (см. рис. 4, а, б). Для составов BSC и BSZ (см. рис. 4, в, г и рис. 4, д, е соответственно) наблюдается рост кристаллов карбида бора до $d_{cp} \sim 4$ мкм, а также размера частиц мелкой фракции: в среднем 280 нм для образца BSC и 390 нм для образца BSZ; отмечено присутствие CrB_2 и ZrB_2 в виде округлых частиц средним размером 0,7 и 1,3 мкм соответственно.

Для сравнения и выявления влияния дополнительной гомогенизации исходной шихты через приготовление стеклокристаллических прекур-

соров, оказываемого на дисперсность смесей в системах $V_4C_3-SiC-MB_2$ после синтеза, были подготовлены порошки аналогичных составов BSM* (обозначены как BST*, BSC* и BSZ*) по технологии совместного синтеза из молотых оксидов, представленной в статье [24] (табл. 2, рис. 5).

Показана более высокая дисперсность порошков BSM перед аналоговыми смесями BSM*. Вследствие хорошей растворимости диоксида титана в силикатоборатном расплаве размер частиц смеси BST* характеризуется преимущественно наноразмерной фракцией, модальный диаметр составляет

Таблица 2. Результаты лазерного анализа размера частиц смесей BSM и BSM* (коэффициент преломления $n(V_4C_3) \approx 3,2$)

Система	Наименование состава	Медиана, мкм	Модальный диаметр, мкм	Среднее значение, мкм	$D_v(x)^*$, мкм		
					$D_v(90)$	$D_v(50)$	$D_v(10)$
$V_4C_3-SiC-TiB_2$	BST	0,04	0,03	0,22	10,7	0,04	0,02
	BST*	2,6	3,4	2,3	8,9	2,6	0,5
$V_4C_3-SiC-CrB_2$	BSC	0,9	1,0	0,9	8,5	4,0	1,0
	BSC*	2,1	2,1	2,0	9,6	2,5	0,4
$V_4C_3-SiC-ZrB_2$	BSZ	1,1	1,0	1,0	3,1	1,1	0,3
	BSZ*	1,3	1,3	1,3	3,6	1,3	0,4

* $D_v(x)$ — размер объемной доли частиц x, %.

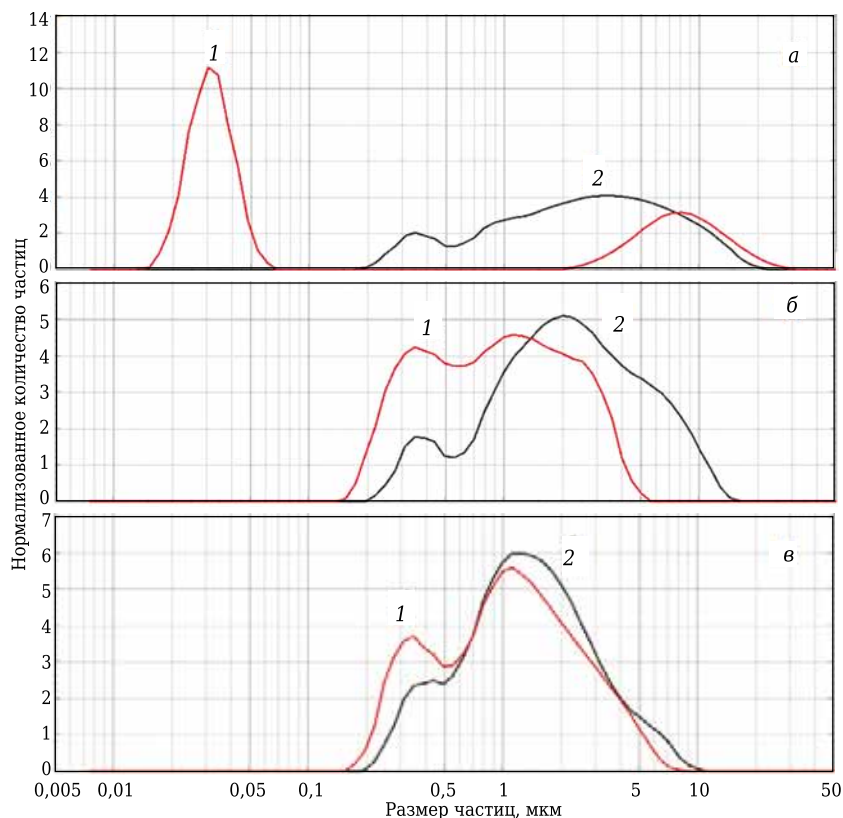


Рис. 5. Дифференциальные кривые распределения частиц по размеру BSM-смесей (1), синтезированных из стеклокристаллических прекурсоров, и BSM*-смесей (2), синтезированных из молотых оксидов, одного состава: а — BST и BST*; б — BSC и BSC*; в — BSZ и BSZ*

~30 нм. Более крупный размер кристаллов карбида бора (~8 мкм) образца BST, чем определенный по результатам анализа РЭМ-изображений (см. рис. 4, а), объясняется проявлением агломерации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Гомогенизация исходных компонентов осуществлена через их перевод в стеклообраз-

Библиографический список

1. **Buyuk, B.** Investigation of behaviour of titanium diboride reinforced boron carbide – silicon carbide composites against Cs-137 gamma radioisotope source by using gamma transmission technique / *B. Buyuk, A. B. Tugrul, A. C. Akarsu, A. O. Addemir* // Proceedings of the International Congress on Advances in Applied Physics and Materials Science (2011, Antalya). — 2012. — Vol. 121. — P. 135–137.
2. **Cho, N.** Processing of boron carbide : PhD thesis / *N. Cho.* — Georgia : Georgia Institute of Technology, 2006. — 79 p.
3. **Zhu, B. X.** Hot-press sintering densification, microstructure and properties of SiC–TiB₂/B₄C composites / *B. X. Zhu, Y. J. Zhang, H. S. Wang* [et al.] // *Key Eng. Mater.* — 2014. — Vols. 602/603. — P. 488–493.
4. **Thévenot, F.** Sintering of boron carbide and boron carbide – silicon carbide two-phase materials and their properties / *F. Thévenot* // *J. Nucl. Mater.* — 1988. — Vol. 152. — P. 154–162.

ное состояние путем совместного плавления в кварцевых тиглях при 1400 °С. Продукты гомогенизации — стеклокристаллические прекурсоры в системах В₂О₃–SiO₂–М_хО_у (М — Ti, Cr, Zr) с преобладающим содержанием борного ангидрида, характеризуются средним размером частиц в диапазоне 80–120 нм.

2. Для приготовления оксидных расплавов заданной вязкости следует ограничить концентрации оксида металла М_хО_у в шихте В₂О₃–SiO₂–М_хО_у: TiO₂ и Cr₂O₃ — не более 6 мас. %, ZrO₂ — не более 9 мас. %.

3. Снижение доли кристаллической составляющей в стеклокристаллических прекурсорах рекомендуется обеспечить путем перемешивания расплавленной шихты в процессе варки стекла или увеличив максимальную температуру процесса.

4. Синтезированные из стеклокристаллических прекурсоров смеси характеризуются более высокой дисперсностью, чем порошки, полученные из молотых оксидов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 18-33-01281 и № 18-53-18014 с использованием оборудования инжинирингового центра СПбГТИ(ТУ).

5. **Орданьян, С. С.** Физико-химический базис создания новой керамики с участием борсодержащих тугоплавких соединений и практика его реализации / *С. С. Орданьян, В. И. Румянцев, Д. Д. Несмелов, Д. В. Корблев* // *Новые огнеупоры.* — 2012. — № 3. — С. 153–156.

6. **Орданьян, С. С.** Physicochemical basis of creating new ceramics with participation of boron-containing refractory compounds and its practical implementation / *S. S. Ordanyan, V. I. Romyantsev, D. D. Nesmelov, D. V. Korblev* // *Refract. Ind. Ceram.* — 2012. — Vol. 53, № 3. — P. 108–111.

7. **Орданьян, С. С.** О строении систем SiC–В₄С–Me^dВ₂ и перспективах создания композиционных керамических материалов на их основе / *С. С. Орданьян, Д. Д. Несмелов, Д. П. Данилович, Ю. П. Удалов* // *Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* — 2016. — № 4. — С. 41–50.

8. **Удалов, Ю. П.** Получение и абразивные свойства эвтектических композиций в системе В₄С–SiC–TiB₂ /

Ю. П. Удалов, Е. Е. Валова, С. С. Орданьян // Огнеупоры. — 1995. — № 8. — С. 2, 3.

Udalov, Yu. P. Preparation and abrasive properties of eutectic compositions in the $B_4C-SiC-TiB_2$ system / Yu. P. Udalov, E. E. Valova, S. S. Ordanyan // Refractories. — 1995. — Vol. 36, № 7/8. — P. 233, 234.

8. **Li, W.-J.** Preparation of directionally solidified B_4C-TiB_2-SiC ternary eutectic composites by a floating zone method and their properties / W.-J. Li, R. Tu, T. Goto // Mater. Trans, JIM. — 2005. — Vol. 46, № 9. — P. 2067–2072.

9. **Guo, Q.-L.** Preparation of B_4C-ZrB_2-SiC eutectic ceramics by arc melting method / Q.-L. Guo, J.-G. Li, A.-Y. Peng // Frontiers of Materials Science. — 2010. — № 4. — P. 281–284.

10. **Замула, М. В.** Электроразрядное спекание тугоплавких композитов систем $TiN-AlN$ и B_4C-TiB_2 / М. В. Замула, А. В. Деревянко, В. Г. Колесниченко [и др.] // Наноструктурное материаловедение. — 2009. — № 4. — С. 69–76.

11. **Сорокин, О. Ю.** Керамические композиционные материалы с высокой окислительной стойкостью для перспективных летательных аппаратов (обзор) [Электронный ресурс] / О. Ю. Сорокин, Д. В. Гращенков, С. С. Солнцев, С. А. Евдокимов // Электронный научный журнал «ТРУДЫ ВИАМ». — 2014. — № 6. Режим доступа: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=675, свободный.

12. **Aldinger, F.** Advanced ceramics and future materials / F. Aldinger, V. A. Weberruss. — John Wiley and Sons, 2010. — 520 p.

13. **Mukhopadhyay, A.** Consolidation-microstructure-property relationships in bulk nanoceramics and ceramic nanocomposites: a review / A. Mukhopadhyay, B. Basu // Int. Mater. Rev. — 2007. — Vol. 5, № 5. — P. 257–288.

14. **Андриевский, Р. А.** Наноструктурные дибориды титана, циркония и гафния: синтез, свойства, размерные эффекты и стабильность / Р. А. Андриевский // Успехи химии. — 2015. — Т. 84, № 5. — С. 540–554.

Andrievski, R. A. Nanostructured titanium, zirconium and hafnium diborides: the synthesis, properties, size effects and stability / R. A. Andrievski // Russian Chemical Reviews. — 2015. — Vol. 84, № 45. — P. 540–554.

15. **Андриевский, Р. А.** Наноразмерный карбид кремния: синтез, структура, свойства / Р. А. Андриевский // Успехи химии. — 2009. — Т. 78, № 9. — С. 889–900.

Andrievski, R. A. Nano-sized silicon carbide: synthesis, structure and properties / R. A. Andrievski // Russian Chemical Reviews. — 2009. — Vol. 78, № 9. — P. 821–831.

16. **Андриевский, Р. А.** Микро- и наноразмерный карбид бора: синтез, структура и свойства / Р. А. Ан-

дриевский // Успехи химии. — 2012. — Т. 81, № 6. — С. 549–559.

Andrievski, R. A. Micro- and nanosized boron carbide: synthesis, structure and properties / R. A. Andrievski // Russian Chemical Reviews. — 2012. — Vol. 81, № 6. — P. 549–559.

17. **Khanra, A. K.** Carbothermal synthesis of zirconium diboride (ZrB_2) whiskers / A. K. Khanra, L. C. Pathak, M. M. Godkhindi // Advances in Applied Ceramics. — 2007. — Vol. 106, № 3. — P. 155–160.

18. **Portehault, D.** A general solution route toward metal boride nanocrystals / D. Portehault, S. Devi, P. Beauvier [et al.] // Angew. Chem. Int. Ed. — 2011. — Vol. 50, № 14. — P. 3262–3265.

19. **Волкова, Л. С.** Синтез наноразмерного диборида титана в расплаве безводного тетраборнокислого натрия / Л. С. Волкова, Ю. М. Шульга, С. П. Шилкин // Журнал общей химии. — 2012. — Т. 82, № 5. — С. 709–712.

Volkova, L. S. Synthesis of nano-sized titanium diboride in a melt of anhydrous sodium tetraborate / L. S. Volkova, Yu. M. Shulga, S. P. Shilkin // Russ. J. Gen. Chem. — 2012. — Vol. 82, № 5. — P. 819–821.

20. **Kim, J. W.** Mechanochemical synthesis and characterization of TiB_2 and VB_2 nanopowders / J. W. Kim, J.-H. Shim, J.-P. Ahn // Mater. Lett. — 2012. — Vol. 62, № 16. — P. 2461–2464.

21. **Chamberlain, A. L.** Reactive hot pressing of zirconium diboride / A. L. Chamberlain, W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas // J. Eur. Ceram. Soc. — 2009. — Vol. 29, № 16. — P. 3401–3408.

22. **Nasiri-Tabrizi, B.** Effect of processing parameters on the formation of TiB_2 nanopowder by mechanically induced self-sustaining reaction / B. Nasiri-Tabrizi, T. Adhami, R. Ebrahimi-Kahrizsangi // Ceram. Int. — 2014. — Vol. 40, № 5. — P. 7345–7354.

23. **To, D.** Deagglomeration of nanoparticle aggregates via rapid expansion of supercritical or high-pressure suspensions / D. To, R. Dave, X. Yin, S. Sundaresan // AIChE Journal. — 2009. — Vol. 5, № 11. — P. 2807–2826.

24. **Коцарь, Т. В.** Совместный карботермический синтез порошков в системе $B_4C-SiC-TiB_2$ / Т. В. Коцарь, Д. П. Данилович, С. С. Орданьян, С. В. Вихман // Новые огнеупоры. — 2017. — № 3. — С. 139–143.

Kotsar, T. V. Carbothermal synthesis of powders in the $B_4C-SiC-TiB_2$ system / T. V. Kotsar, D. P. Danilovich, S. S. Ordanyan, S. V. Vikhman // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 58, № 2. — P. 174–178. ■

Получено 17.12.19

© Т. В. Коцарь, Д. П. Данилович,
С. С. Орданьян, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



**ICSOVA 2020 — 38-я Международная конференция и выставка
Международного комитета по изучению бокситов, глинозема и алюминия**

12–16 октября 2020 г.

г. Цзинань, Китай

<https://icsoba.org/>