

Microstructural features of SHS-pressing $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ and $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ composites

V. A. Shcherbakov[†], A. N. Gryadunov, M. I. Alymov

[†]vladimir@ism.ac.ru

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS (ISMAN),
8 Academician Osipyan St., Chernogolovka, 142432, Russia

In the present paper dense ceramic composites $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ and $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ have been produced by means of pressure-assisted self-propagating high temperature synthesis (SHS). The method includes combustion synthesis of refractory compounds and its consolidation under high mechanical pressure. An equilibrium SHS product formed during the exothermic interaction in the mixture of Ti, Zr, B and C powders contains TiB_2 or ZrB_2 as a dispersed phase, and B_4C as a ceramic binder. The influence of content of the ceramic binder (B_4C) on the formation of the microstructure of SHS composites was studied. It is shown at the B_4C content of 20 wt.% in the $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ composite and at 5 wt.% in the $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ composite were formed dense TiB_2 and ZrB_2 particles. At content B_4C 40 wt.% in the $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ -composite and 20 wt.% in the $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ -composite the particles of the dispersed phase were formed in hollow shells form.. The size and thickness of the shells depend on the initial Ti and Zr particles size. It had been proposed formation mechanism of hollow shells, are including stages formation the TiB_2 and ZrB_2 layers on the metallic particles surface, melting of the internal unreacted part of the metallic particles, and spreading of the melt on the outer surface of the product layer. The experimental results showed the “chemical furnace” had provided thermal regime needed to efficient consolidation SHS composites to minimum residual porosity. Physical and mechanical characteristics of SHS composites were studied depending on content of ceramic binder. It is shown that the maximum microhardness of the $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ and $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ composites are 39.1 – 44.8 GPa, and 20.4 – 24.5 GPa, accordingly. The flexural strength of the $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ -composites is 140 – 210 MPa.

Keywords: ceramic composites, $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$, $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$, SHS-pressing, microstructure, microhardness.

УДК: 621.762:621.777+620.178.15+544.45

Микроструктурные особенности СВС-прессования композитов $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$

Щербаков В. А.[†], Грядунев А. Н., Алымов М. И.

[†]vladimir@ism.ac.ru

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН им. А. Г. Мерджанова,
ул. ак. Осипяна, 8, Черноголовка, 142432, Россия

В настоящей работе плотные керамические композиты $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ были получены с помощью самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) под давлением. Равновесный продукт СВС, образовавшийся при экзотермическом взаимодействии в смеси порошков Ti, Zr, B и C, содержит TiB_2 или ZrB_2 в виде дисперсной фазы и B_4C в качестве керамической связи. Изучено влияние содержания керамической связи (B_4C) на образование микроструктуры СВС-композитов. Показано, что при содержании B_4C в количестве 20 мас.% в композите $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и 5 мас.% в композите $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ образуются плотные частицы TiB_2 и ZrB_2 , соответственно. При содержании B_4C 40 мас.% в композите $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и 20 мас.% в композите $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ частицы дисперсной фазы были сформированы в виде пустотелых оболочек. Размер и толщина оболочек зависят от начального размера частиц Ti и Zr. Предложен механизм формирования пустотелых оболочек, включающий образование слоев TiB_2 и ZrB_2 на поверхности металлических частиц, плавление внутренней непрореагировавшей части металлических частиц и распространение рас-

плава на наружной поверхности слоя продукта. Экспериментальные результаты показали, что «химическая печька» обеспечивает тепловой режим, необходимый для эффективного уплотнения композитов СВС до минимальной остаточной пористости. Изучены физико-механические характеристики СВС-композитов в зависимости от содержания керамического связующего. Показано, что максимальная микротвердость композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ составляет 39.1–44.8 ГПа и 20.4–24.5 ГПа, соответственно. Прочность на изгиб композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ составляет 140–210 МПа.

Ключевые слова: керамические композиты, СВС-прессование, формирование микроструктуры, микротвердость, $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$, $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$.

1. Введение

Керамические композиты $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ обладают уникальным комплексом физико-механических характеристик, сочетающим низкую плотность, высокую тугоплавкость, термостойкость, твердость и прочность [1–4]. Их используют для изготовления легкой керамической брони, режущего инструмента и износостойких деталей, работающих в агрессивных средах при высоких температурах. Изделия из композитов получают в основном методами горячего прессования [5–7] и электроимпульсного спекания [8–10] при температуре, близкой к температуре плавления карбида бора. Выбор оптимальной температуры и длительности термической обработки позволяет получить композиты с мелкозернистой микроструктурой и минимальной остаточной пористостью. К недостаткам указанных методов можно отнести многостадийность технологических операций, связанных с синтезом и размолотом порошков тугоплавких соединений. Длительный размол загрязняет композит материалом размольных шаров, увеличивает расходы электроэнергии и уменьшает производительность изготовления композитов.

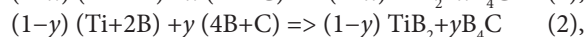
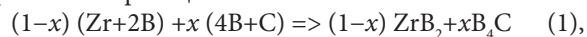
Эффективным способом получения композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ является СВС-прессование [11]. Метод основан на использовании самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и силовом компактировании горячих продуктов синтеза. Высокая скорость экзотермического превращения обеспечивает практически безынерционный нагрев до высокой температуры, при которой тугоплавкие соединения проявляют способность к пластической деформации. При прессовании под действием внешней нагрузки синтезированный продукт уплотняется до минимальной остаточной пористости. Достоинствами метода являются простота аппаратного оформления, практическое отсутствие затрат электроэнергии и возможность получения крупногабаритных изделий из керамических композитов.

Важной задачей СВС-прессования является синтез композитов с однородной и мелкодисперсной структурой. В настоящее время подробно изучено формирование микроструктуры твердосплавных материалов на основе карбида и боридов титана и металлической связки (Ni, Fe, Cu, Ti) [12–16]. Показано, что с увеличением содержания металлической связки в композите средний размер частиц карбида титана уменьшается. Однако закономерности формирования микроструктуры керамических СВС-композитов изучены недостаточно подробно.

Целью настоящей работы является получение композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ методом СВС-прессования и исследование закономерностей формирования их микроструктуры.

2. Методика эксперимента

СВС-композиты получали по следующим схемам экзотермических реакций:



где x и y — мольные доли $(4\text{B}+\text{C})$ в реакционных смесях.

В экспериментах использовали реакционные смеси, приготовленные из порошков циркония (марки ПЦрК-1), титана (марки ПТМ), бора (марки аморфный черный Б-99А) и углерода (марки П804-Т). Исходные порошки предварительно сушили при температуре 100–120°C и смешивали в шаровой мельнице типа «пьяная бочка» объемом 2 литра при массовом соотношении шихты и шаров 1:10.

Экзотермический синтез целевого продукта осуществляли в реакционной пресс-форме, описанной в [11], при давлении 10 МПа, а компактирование при давлении 100 МПа в течение 3–30 с. Для повышения эффективности консолидации (уменьшения остаточной пористости) осуществляли дополнительный нагрев целевого продукта с помощью «химической печи».

Микроструктуру СВС-композитов изучали с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus, а фазовый состав — с помощью дифрактометра «ДРОН-3» с использованием монохроматического Cu-K_α излучения, компьютерной программы «Crystallographica Search Match» и базы дифракционных данных Power Diffraction File (PDF-2, ICDD, USA, Release 2011). Микротвердость (HV) измеряли с помощью прибора ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 3450-76 при нагрузке 100 г и времени выдержки под нагрузкой 10 с. Среднее значение микротвердости определяли по результатам 5 измерений, точность измерения — 5%. Предел прочности при изгибе $\sigma_{\text{изг}}$ измеряли с использованием универсальной испытательной машины Instron 1195 (Instron Ltd., Великобритания) в соответствии с ГОСТ 20019-74 по трехточечной схеме. Среднее значение $\sigma_{\text{изг}}$ определяли по результатам 5 измерений, точность измерения — 5%. Плотность керамических образцов определяли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 25281-82 на аналитических весах с точностью 10^{-4} г.

3. Результаты экспериментов

Исследование фазового состава продуктов синтеза показало, что конечные продукты экзотермического взаимодействия в системах Ti-C-B и Zr-C-B содержат только два продукта — в первом случае TiB_2 и B_4C , а во втором — ZrB_2 и B_4C .

Микроструктуры композитов TiB_2 - xB_4C представлены на Рис. 1. Видно, что в зависимости от состава исходной шихты полученные композиты имеют качественно различную микроструктуру. При содержании связки B_4C 20 мас.% композит содержит плотные частицы TiB_2 размером 10–20 мкм (Рис. 1а). Увеличение содержания B_4C до 40 мас.% приводит к образованию частиц TiB_2 в виде пустотелых оболочек (Рис. 1б). Расплавленный карбид бора заполнил пространство между частицами TiB_2 , включая самые мелкие зазоры. Внешние размеры и толщина оболочек зависят от размера исходных частиц титана.

Минимальный наружный диаметр пустотелых оболочек составляет 3–4 мкм, а их толщина — 1–2 мкм. Важно отметить, что при консолидации под действием внешней нагрузки они не разрушились. Это указывает на достаточно высокую прочность оболочек, которая превышает давление горячего прессования.

Качественно подобный результат получен при синтезе композитов ZrB_2 - yB_4C . При содержании B_4C 5 мас.% композит содержит плотные частицы ZrB_2 размером 10–20 мкм (Рис. 2а), а при содержании B_4C 20 мас.% образуются частицы ZrB_2 в виде пустотелых оболочек (Рис. 2б).

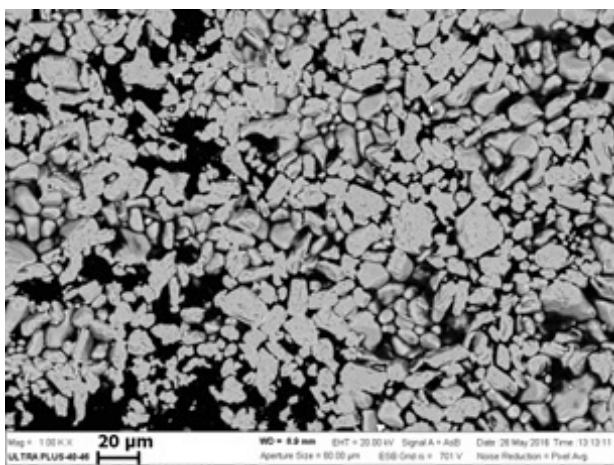
Эксперименты по получению СВС-композитов проводили как по обычной методике (без дополнительного нагрева), так и с применением «химической печи» [17]. Применение «химической печи» обеспечило не только дополнительный нагрев композитов, но и значительное уменьшение скорости охлаждения целевого продукта. Без «химической печи» максимальные значения относительной плотности синтезированных композитов TiB_2 - B_4C и ZrB_2 - B_4C составляют 81–89% и 90.8–94.2%, соответственно. Их относительно низкая плотность об-

условлена высокой скоростью охлаждения полученных композитов, из-за которой синтезированный продукт быстро утрачивает способность к пластической деформации. Ограниченное время осуществления пластической деформации не позволило осуществить консолидацию композитов до более высокой плотности.

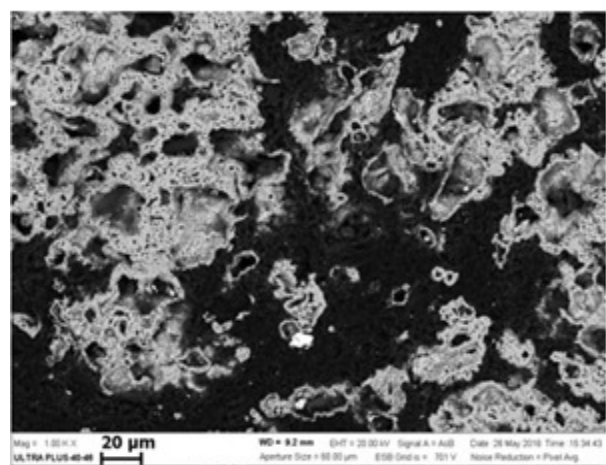
В качестве «химической печи» использовали образцы, спрессованные из стехиометрической смеси порошков титана и бора, адиабатическая температура горения которой выше, чем у исследуемых реакционных составов. Результаты экспериментов показали, что ее применение обеспечило увеличение максимальной относительной плотности композитов TiB_2 - B_4C и ZrB_2 - B_4C до 94–97% и 98.7%, соответственно. Использование «химической печи» позволяет управлять тепловым режимом СВС-прессования, что обеспечивает эффективную консолидацию композитов до минимальной остаточной пористости. Максимальные значения микротвердости композитов TiB_2 - B_4C и ZrB_2 - B_4C достигаются при наибольшей относительной плотности и составляют 37.1–44.8 ГПа и 22–24.6 ГПа, соответственно. Эти значения превосходят микротвердости композитов, полученных методом горячего прессования 14.7 ГПа [18] и 18–21 ГПа [19].

3. Обсуждение результатов

Результаты экспериментов показали, что в зависимости от содержания керамической связки (B_4C) дисперсная фаза TiB_2 и ZrB_2 в СВС-композитах формируются в виде плотных частиц или пустотелых оболочек. В теории СВС закономерности горения гетерогенных смесей $Ti+2B$ и $Zr+2B$ объясняются на основе механизма «капиллярного растекания» [20], согласно которой в волне горения металлические частицы плавятся и под действием капиллярных сил впитываются в прилегающий пористый слой, состоящий из частиц бора, и вступают в экзотермическое взаимодействие. Уменьшение масштаба гетерогенности реакционной смеси от размера металлических частиц (десятки микрон) до размера неметаллических частиц (~0.1 мкм)



a



b

Рис. 1. Микроструктура СВС-композитов: TiB_2 -20 B_4C (а) и TiB_2 -40 B_4C (б), (TiB_2 — светлая, а B_4C — темная фаза).

Fig. 1. SEM of SHS composites: TiB_2 -20 B_4C (a) and TiB_2 -40 B_4C (b), (TiB_2 — light, and B_4C — dark phase).

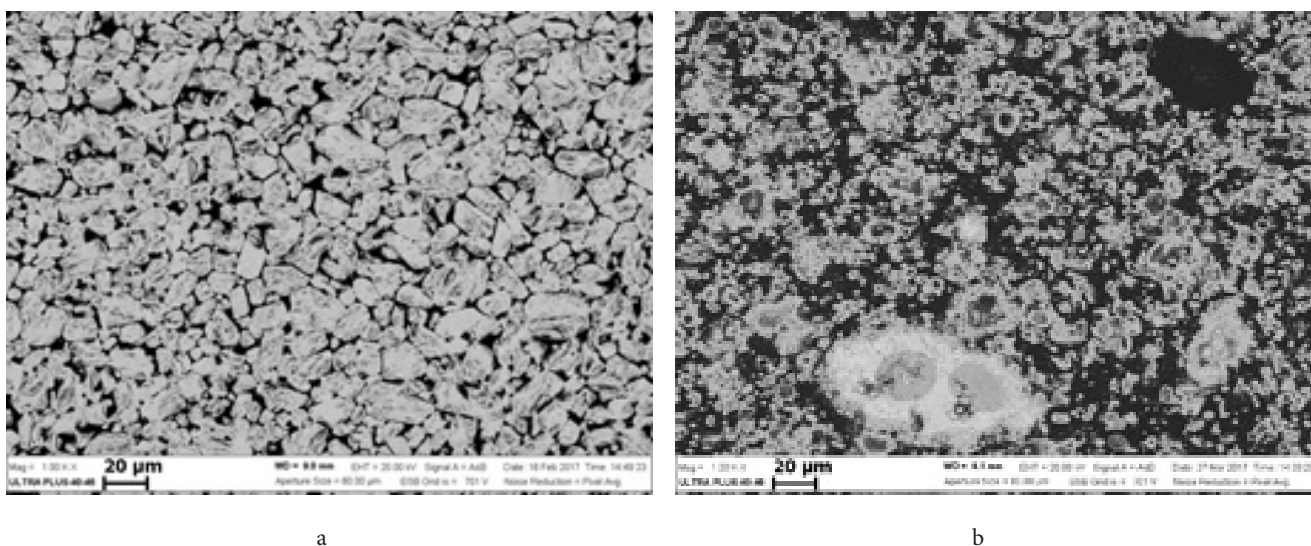


Рис. 2. Микроструктура СВС-композитов: $\text{ZrB}_2\text{-}5\text{B}_4\text{C}$ (а) и $\text{ZrB}_2\text{-}20\text{B}_4\text{C}$ (б), (ZrB_2 — светлая, а B_4C — темная фаза).
Fig. 2. SEM of SHS composites: $\text{ZrB}_2\text{-}5\text{B}_4\text{C}$ (a) and $\text{ZrB}_2\text{-}20\text{B}_4\text{C}$ (b), (ZrB_2 — light, and B_4C — dark phase).

должно приводить к формированию продукта СВС с однородной и мелкозернистой микроструктурой. Уменьшение масштаба гетерогенности объясняет высокие скорости экзотермического взаимодействия в смесях $\text{Ti} + 2\text{B}$ и $\text{Zr} + 2\text{B}$. Однако формирование продукта СВС с однородной микроструктурой не подтверждают экспериментальными результатами. В качестве примеров можно привести следующие экспериментальные факты.

Во-первых, в [21] показано, что капли расплавленного титана не впитываются в слой сажи, несмотря на практически нулевой угол смачивания. Это обусловлено тем, что пористый слой, не обладающий необходимой прочностью, под действием капиллярных сил разрушается (диспергирует) на отдельные частицы, которые поглощаются металлическим расплавом.

Во-вторых, в [22] экспериментально установлено, что при СВС-прессовании композита TiC-TiB_2 с содержанием TiB_2 более 40 мас.% формируется неоднородный композит, в котором преобладают колонии из частиц TiB_2 , размер которых значительно превышает размер исходных частиц титана. При осуществлении «капиллярного растекания» расплавленного титана в пористом слое из частиц бора и сажи, а также параллельного протекания реакций синтеза TiC и TiB_2 можно было бы ожидать, что СВС-композит будет обладать однородной микроструктурой и мелкозернистой микроструктурой при любом соотношении тугоплавких соединений. Однако данное предположение не подтверждается экспериментальными результатами.

В третьих, в настоящей работе показано, что при получении композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ методом СВС-прессования частицы дисперсной фазы TiB_2 и ZrB_2 формируются в виде пустотелых оболочек. На основе механизма «капиллярного растекания» объяснить их формирование не представляется возможным.

Для объяснения полученных результатов рассмотрим механизм формирования микроструктуры СВС-композитов, в котором будем учитывать, что при $T < T_{\text{пл}}$ на по-

верхности металлических частиц образуется слой тугоплавкого продукта, состоящего из частиц TiB_2 или ZrB_2 . В зависимости от соотношения скорости нагрева и скорости образования тугоплавкого продукта могут реализоваться два механизма формирования микроструктуры конечного продукта.

Первый механизм реализуется при высокой скорости нагрева, когда металлические частицы плавятся до образования слоя тугоплавкого продукта. В этом случае взаимодействие реагентов и формирование микроструктуры протекало бы по механизму «капиллярного растекания», если бы пористый слой из частиц бора и сажи обладал необходимой прочностью. При смачивании поверхности частиц бора и сажи металлическим расплавом возникает капиллярная сила, под действием которой пористый слой разрушается (диспергирует) на отдельные частицы [21]. В результате частицы бора и сажи втягиваются в металлический расплав, в котором происходит их растворение и формирование монолитных частиц TiB_2 или ZrB_2 (Рис. 3).

Второй механизм реализуется в условиях, когда при относительно низкой скорости нагрева реакционной смеси на поверхности металлических частиц образуются слои первичного тугоплавкого продукта из TiB_2 или ZrB_2 (Рис. 4).

Важно отметить, что образовавшийся слой тугоплавкого продукта не является сплошным, а состоит из частиц TiB_2 или ZrB_2 сферической формы, которые соединены между собой в контактных точках. После достижения температуры плавления непрореагировавшее ядро частицы плавится, образовавшийся расплав впитывается в открытые поры между тугоплавкими частицами и вытекает на наружную поверхность, образуя пустотелые оболочки.

Данный механизм отличается от описанного выше тем, что слой первичного продукта препятствует диспергированию пористого слоя в расплаве и впитыванию его на большую глубину, так как силы адгезии (смачивания) удерживают его на поверхности слоя продукта.

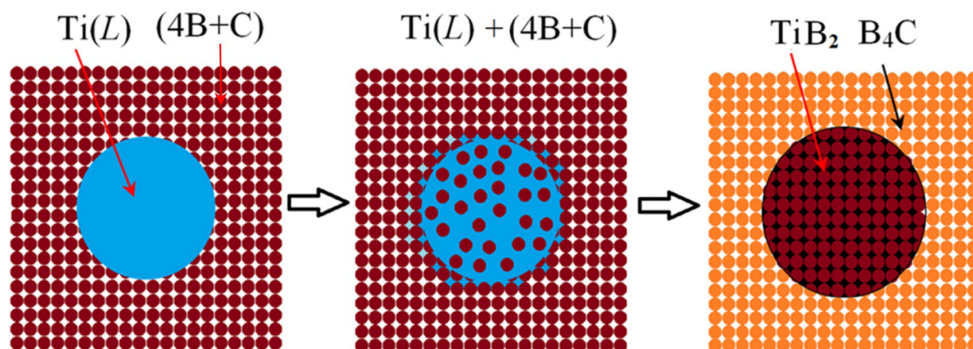


Рис. 3. Схема формирования микроструктуры СВС-композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ при диспергировании пористого слоя (4B+C) в металлическом расплаве.

Fig. 3. Scheme of structure formation the $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ and $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ composites, when (4B+C) layer is dispersed in a drop of molten metal.

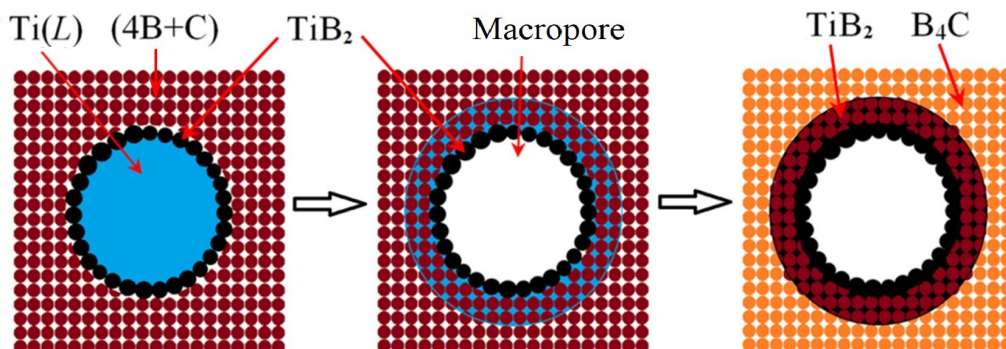


Рис. 4. Схема формирования микроструктуры СВС-композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ при образовании слоя тугоплавкого продукта на поверхности металлических частиц.

Fig. 4. Scheme of structure formation the $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ and $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ composites, when a product layer is formed on metallic particles surface.

4. Выводы

1. Методом СВС-компактирования успешно получены композиты $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$, содержащие частицы TiB_2 и ZrB_2 в качестве дисперсной фазы и B_4C — в качестве керамической связки. Показано, что с помощью «химической печи» можно управлять тепловым режимом СВС-прессования для создания оптимального теплового режима консолидации синтезированных композитов до минимальной остаточной пористости. Впервые получены керамические композиты с частицами TiB_2 и ZrB_2 в виде пустотелых оболочек.

2. Изучены микроструктурные особенности СВС-прессования композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$. Установлено, что на формирование микроструктуры СВС-композитов существенное влияние оказывает образование на поверхности твердых частиц титана и циркония слоя тугоплавкого продукта TiB_2 или ZrB_2 , соответственно.

3. Показано, что при низком содержании керамической связки формируются плотные частицы TiB_2 и ZrB_2 , а при высоком — в виде пустотелых оболочек. Внешние размеры оболочек соответствуют размеру исходных частиц Ti и Zr. Предложен механизм формирования частиц в виде пустотелых оболочек, учитывающий стадии образования слоя тугоплавкого продукта на поверхности металли-

ческих частиц, плавление не прореагировавшего ядра частиц титана и циркония и растекание металлического расплава на внешней поверхности образовавшегося слоя продукта.

4. Изучено влияние содержания керамической связки (B_4C) на физико-механические характеристики СВС-композитов. Показано, что минимальная остаточная пористость композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ и $\text{ZrB}_2\text{-B}_4\text{C}$ составляет 1.5–2.0%, микротвердость $HV=37.1\text{--}44.8$ ГПа и $HV=24.5\text{--}24.6$ ГПа, соответственно. Предел прочности при изгибе композитов $\text{TiB}_2\text{-B}_4\text{C}$ составляет 140–210 МПа.

Благодарности/Acknowledgements. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (Грант №16-08-00705) с использованием оборудования центра коллективного пользования ИСМАН./This work was carried out with financial support from the the Russian Foundation for Basic Research (Grant No. 16-08-00705) with using the equipment of the ISMAN Collective Use Center.

Литература/References

1. E. W. Neuman, G. E. Hilmas, W. G. Fahrenholtz. Ceram Int. 43 (9), 6942 (2017). DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.02.117
2. X. Yue, S. Zhao, P. Lü et al. Mat Sci Eng A-Struct. 527 (27-28), 7215 (2010). DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.101

3. P. He, S. Dong, Y. Kan et al. *Ceram Int.* 42 (1), 650 (2016). DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.08.160
4. Z. Kovziridze, Z. Mestvirishvili, G. Tabatadze et al. *JECTC*, 3 (2), 43 (2013). DOI: 10.4236/jectc.2013.32006
5. Z. Mestvirishvili, I. Bairamashvili, V. Kvatchadze et al. *Mat Sci Eng B-Solid*. 5 (9–10), 385 (2015). DOI: 10.17265/2161-6221/2015.9-10.007
6. X.Yue,S.Zhao,L.Yu,H.Ru.*KeyEngMater*.434–435,50(2010). DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.434-435.50
7. T. Murthy, S. Ankata, J. Sonber et al. *Ceram-Silikaty*. 62, (1), 15 (2018). DOI: 10.13168/cs.2017.0041
8. S.Rehman,W.Ji,Z.Fuetal.*JEurCeramSoc*.35(4),1139(2015). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.10.013
9. Z. Liu, D. Wang, J. Li et al. *Scripta Mater*. 135, 15 (2017). DOI:10.1016/j.scriptamat.2017.03.023
10. J. Zou, S. Huang, K. Vanmeensel et al. *Am Ceram Soc.* 96 (4), 1055 (2013). DOI: 10.1111/jace.12284
11. V.A. Shcherbakov, A.N. Gryadunov, M.I. Alymov. *Letters on materials*. 7 (4), 398 (2017). DOI: 10.22226/2410-3535-2017-4-398-401
12. X. Zhang, X. He, J. Han, W. Qu, V. Kvanin. *Mater Lett*. 56 (3), 183 (2002). DOI: 10.1016/S0167-577X(02)00437-8
13. W. Zhang, X. Zhang, J. Wang et al. *Mater Sci Eng A*. 381 (1-2), 92 (2004). DOI: 10.1016/j.msea.2004.04.026
14. X. Zhang, Q. Xu, J. Han, V. Kvanin. *Mater Sci Eng A*. 348 (1-2), 41 (2003). DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00635-4
15. Q. Xu, X. Zhang, J. Han, X. He, V. Kvanin. *Mater Lett*. 57 (28), 4439 (2003). DOI: 10.1016/S0167-577X(03)00338-0
16. X. Zhang, J. Han, X. He, V. Kvanin. *J Mater Synth Process*. 8 (1), 29 (2000). DOI: 10.1023/A:1009469610918
17. V.A. Scherbakov, A.N. Gryadunov, M.I. Alymov. *Advanced Materials & Technologies*. 4, 16 (2016). DOI: 10.17277/amt.2016.04.pp.016-021
18. X. Wang, W. Guo, Y. Kan, G. Zhang. *Adv. Eng. Mat.* 12 (9), 893 (2010). DOI: 10.1002/adem.201000012
19. S. Chakraborty, D. Debnath, A. Mallick, P.Das. *Int J Appl Ceram Tech*. 12 (3), 568 (2015). DOI: 10.1111/ijac.12290
20. A.S. Rogachev, A.S. Mukas'yan. *Goreniye dlya sinteza materialov. Vvedeniye v strukturnuyu makrokinetiku*. Moscow, Fizmatlit. (2012). 398 p. (in Russian) [A.C. Рогачев, А.С. Мукасьян. Горение для синтеза материалов. Введение в структурную макрокинетику. Москва, Физматлит. (2012). 398 с.]
21. V.A. Shcherbakov. *Doklady Chemistry*. 347 (4-6),102 (1996).
22. X. Zhang, C. Zhu, W. Qu, X. He, V. Kvanin. *Compos Sci Technol*. 62 (15), 2037 (2002). DOI: 10.1016/S0266-3538(02)00155-0