

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК БОРА И УГЛЕРОДА НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ

© С. Ю. Модин¹, Н. А. Попова², А. С. Чайникова¹, Д. О. Лемешев², Ю. Е. Лебедева¹

¹ Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ»),
105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17

² Российский химико-технологический институт им. Д. И. Менделеева
(РХТУ им. Д. И. Менделеева),
125047, г. Москва, Миусская пл., д. 9
E-mail: sergei-modin@yandex.ru

Поступила в Редакцию 13 августа 2019 г.

После доработки 25 сентября 2019 г.

Принята к публикации 14 декабря 2019 г.

Использование механохимической активации порошка на стадии смешивания компонентов и консолидации с применением искрового плазменного спекания позволило получить материал на основе карбида кремния, который имеет потери массы менее 0.04% при испытаниях на жаростойкость при 1500°C в течение 100 ч. Получен керамический материал при температуре консолидации 1800°C, имеющий твердость 32 ГПа и критический коэффициент интенсивности напряжений 6 МПа·м^{1/2}.

Ключевые слова: механохимическая активация; искровое плазменное спекание; карбид кремния; консолидация; трещиностойкость; жаростойкость; твердый раствор

DOI: 10.31857/S0044461820050059

Высокотемпературная керамика на основе карбидов и боридов перспективна для применения в летательных аппаратах нового поколения [1–4], так как требования к материалам, используемым в современных летательных аппаратах, постоянно растут. Работоспособность применяемых в настоящее время жаропрочных никелевых сплавов ограничивается рабочей температурой в интервале 1100–1150°C, при этом легирование системы редкоземельными и дорогостоящими элементами, такими как рений, рутений и т. д., не способствует значительному повышению их рабочих температур, увеличивая при этом стоимость деталей [5]. К тому же охлаждение лопаток ротора

турбины, соплового аппарата и жаровой трубы камеры сгорания приводит к существенному расходу воздуха, что заметно снижает полноту сжигания топлива непосредственно в камере сгорания газотурбинного двигателя и, следовательно, ухудшает тягу и коэффициент полезного действия двигателя.

В свою очередь керамические материалы и композиты на их основе не имеют альтернативы в условиях длительного (от сотен до нескольких тысяч часов) воздействия температуры в окислительной среде выше 1200°C, обладают отличными коррозионными и эрозионными свойствами [6–9]. Несколькими зарубежными компаниями (General Electric, Snecma) про-

водятся исследования по интеграции керамических композиционных материалов для изготовления на их основе роторных и сопловых лопаток газотурбинного двигателя. Одним из таких керамических материалов является карбид кремния, успешно показавший себя при испытаниях в условиях термодинамических нагрузок на специально разработанных стендах, имитирующих условия работы авиационных двигателей [10, 11].

Наиболее перспективными материалами в качестве деталей для летательных аппаратов нового поколения являются системы на основе HfB_2 и ZrB_2 , обладающие высокой жаростойкостью и жаропрочностью при температурах выше 1600°C [12]. Однако высокая степень окисления при температурах выше 1000°C заставляет легировать данные бориды кремнийсодержащими соединениями для увеличения окислительной стойкости материала. В интервале температур $1400\text{--}1500^\circ\text{C}$, при которых работает существенная часть теплонагруженных узлов и элементов летательных аппаратов, таких как, например, статорные части турбины высокого давления, актуальным является карбид кремния. Уникальное сочетание физико-механических характеристик карбида кремния [13, 14] позволяет создавать на его основе керамические материалы с высокими значениями жаростойкости, износостойкости, теплопроводности, высокотемпературной прочности, радиационной стойкости и др.

Одним из способов получения высокоплотных материалов на основе карбида кремния является легирование его бором, углеродом или их комбинацией [15]. Введение бора в карбид кремния может приводить к уплотнению за счет образования твердых растворов бора в карбиде кремния, которые, сегрегируясь на поверхности частиц, понижают поверхностную энергию и энергию активации процесса атомной диффузии.

Для введения добавки бора в карбид кремния интерес представляет метод механической активации,

который позволяет осуществить «деформационное смешивание» компонентов смеси, т. е. перемешивание исходных компонентов на атомном уровне. Смешивание происходит, когда диффузионные процессы заторможены, что позволяет стабилизировать различные метастабильные фазы, возникающие при механических воздействиях, которые проявляют себя в ходе последующей термообработки [16].

Для консолидации порошковых смесей карбида кремния и бора интерес представляет использование метода искрового плазменного спекания (ИПС-метод) — высокоскоростной технологии формирования порошков, при которой энергосодержание идет не только по всему объему порошковой заготовки в макроскопическом масштабе, а также энергия рассеивается в определенных участках в микроскопическом масштабе, а именно в точках контакта частиц порошка [17, 18].

Основной целью данной работы являлось создание технологии получения высокоплотной керамики на основе карбида кремния без применения добавок, образующих жидкую фазу при обжиге, определение механизма действия добавок бора и углерода и оптимального количества данных добавок.

Экспериментальная часть

В качестве исходных компонентов использовали промышленный порошок $\alpha\text{-SiC}$ марки F-1000 (Волжский абразивный завод), характеристики которого представлены в табл. 1, 2, измельченный до субмикронного размера [50% порошка имеет диаметр (d_{50}) не более 0.22 мкм], бор аморфный (МРТУ 6-02-292-64), диборид циркония производства «Плазмотерм». Измельчение и последующую механическую активацию проводили на планетарной мельнице (PM-400, Retsch, Германия) в барабанах (объем 250 мл) с мелющими телами из карбида вольфрама (WC) ($d = 10\text{ мм}$), время измельчения составляло 3 ч . Анализ дисперсности материалов проводили на

Таблица 1

Состав исходного промышленного порошка карбида кремния Волжского абразивного завода марки F-1000

Химический состав		РФА — количественный состав	
соединение	содержание, мас%	соединение	содержание, мас%
SiC	≥ 99.649	6H-SiC	≥ 89.92
Fe_2O_3	≤ 0.176	15R-SiC	≤ 7.57
TiO_2	≤ 0.070	$\text{C}_{\text{своб}}$	≤ 0.77
Al_2O_3 и др.	≤ 0.105	$\text{Si}_{\text{своб}}$	≤ 0.73

Таблица 2

Гранулометрический состав исходного и измельченного порошка карбида кремния

Карбид кремния	$d_{ср}$, мкм	d_{10} , мкм	d_{50} , мкм	d_{90} , мкм
Исходный	3.70	0.26	3.60	6.52
После измельчения	0.23	0.14	0.22	0.35

лазерном анализаторе частиц Анализетте 22 Micro Тес/ХТ фирмы Fritsch. Концентрация вводимого бора составила 3, 6, 8, 10 и 15 мас%. В качестве материала сравнения использовали смеси карбида кремния с содержанием диборида циркония 45, 50 и 55 мас%.

Механическую активацию проводили на планетарной мельнице РМ-400 в барабанах (объем 250 мл) с мелющими телами из WC ($d = 10$ мм), соотношение материала и мелющих тел составило 1:10. Затем смеси дважды просеивали через сито 002.

Анализ химического состава выполняли на энергодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектрометре по методике HSCAM 439-PC (Shimadzu EDX-8000, Япония). Для установления фазового состава использовали рентгеновский дифрактометр D2 Phaser (Bruker, Германия). Полученные порошки после механической активации исследовали методом инфракрасной спектроскопии (ИК-Фурье-спектрометр, Thermo Fisher Scientific Inc., США).

Для консолидации порошковых смесей на основе карбида кремния использовали установку гибридного искрового плазменного спекания FCT. Полученные после механической активации порошки помещали в графитовую пресс-форму. Для исключения контакта порошка с пресс-формой и безопасного извлечения готовых образцов внутреннюю поверхность обклеивали графитовой фольгой. После установки пресс-формы в рабочую камеру установки для SPS-спекания происходила подпрессовка при давлении 15 кН и заполнение камеры аргоном до давления газа 20 мбар. Спекание образцов проводили в интервале температур консолидации 300–1750°C. Время выдержки при максимальной температуре составляло 25 мин. Смеси на основе системы SiC-ZrB₂ консолидировали в интервале температур 1700–1850°C с временем выдержки 20 мин.

Плотность консолидированных образцов определяли методом гидростатического взвешивания на электронных весах GR-200 (AND, Япония). Твердость по Виккерсу образцов измеряли на микротвердомере HV-1000 (TIME Group, Китай) при нагрузке, равной 1 кг. Критический коэффициент интенсивности напряжений (трещиностойкость) определяли методом Ниихара [19]. При индентировании пирамидой

Виккерса коэффициент трещиностойкости (K_{1c}) материала определяется по формуле

$$K_{1c} = 0.048 \left(\frac{l}{a} \right)^{-0.5} \left(\frac{H_v}{E\Phi} \right)^{-0.4} \frac{H_v a^{0.5}}{\Phi}, \quad (1)$$

где Φ — постоянная величина ($\Phi \approx 3$); H_v — микротвердость (твердость по Виккерсу) (ГПа); E — модуль упругости (ГПа); l — средняя длина радиальных трещин, возникающих около отпечатка индентора (пирамиды Виккерса) и измеренных от угла отпечатка (мкм); a — длина полудиагонали отпечатка пирамиды Виккерса (мкм).

Модуль упругости рассчитывали, исходя из объемного содержания исходных компонентов.

Испытания экспериментальных образцов керамического композиционного материала на жаростойкость проводили в атмосфере «спокойного воздуха» при температуре $T = 1500^\circ\text{C}$ в камерной высокотемпературной печи Nabertherm HT 16/18.

Размер зерен и другие параметры структуры определяли при помощи растрового электронного микроскопа JSM-6490LV (Jeol, Япония).

Обсуждение результатов

Для исследования влияния различных модифицирующих добавок на процесс спекания и свойства керамики на основе карбида кремния было выбрано пять составов системы SiC-B и три состава системы SiC-ZrB₂. Смеси получали в планетарной мельнице РМ400, после чего консолидировали при вышеуказанных условиях в установке для искрового плазменного спекания. После процессов смешивания и обжига определяли плотность образцов (табл. 3).

Введение добавки бора в карбид кремния приводит к интенсификации спекания за счет образования твердых растворов бора в карбиде кремния и увеличения диффузии (как объемной, так и поверхностной) в материале. Консолидация в искровой плазме образцов с 3% добавки бора не позволяет получить материал с плотностью выше 92% (табл. 3). Увеличение добавки бора до 6 мас% приводит к незначительному увеличению плотности (2.92 г·см⁻³). Это может быть

связано с тем, что образующегося твердого раствора недостаточно для интенсификации процесса спекания при данных условиях проведения процесса. Заметное увеличение значений плотности происходит, когда посредством механохимической активации в карбид кремния вводится 8 мас% бора. В этом случае удается достигнуть плотности $3.04 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3}$. Такой скачок значения плотности можно объяснить тем, что на поверхности зерен карбида кремния и в объеме материала образуется фаза твердого раствора, необходимая для протекания основных стадий процесса

твердофазного спекания. Дальнейшее увеличение добавки бора приводит к снижению скорости увеличения плотности, что связано с захватом пор при интенсивном росте кристаллов. Происходит образование закрытых внутрикристаллических пор в спекаемом материале, дальнейшее удаление которых затруднено вследствие низкого коэффициента самодиффузии материала (рис. 1).

В случае консолидации системы SiC-ZrB_2 максимальное значение плотности было достигнуто при концентрации ZrB_2 50 мас% (99.15% от теоретиче-

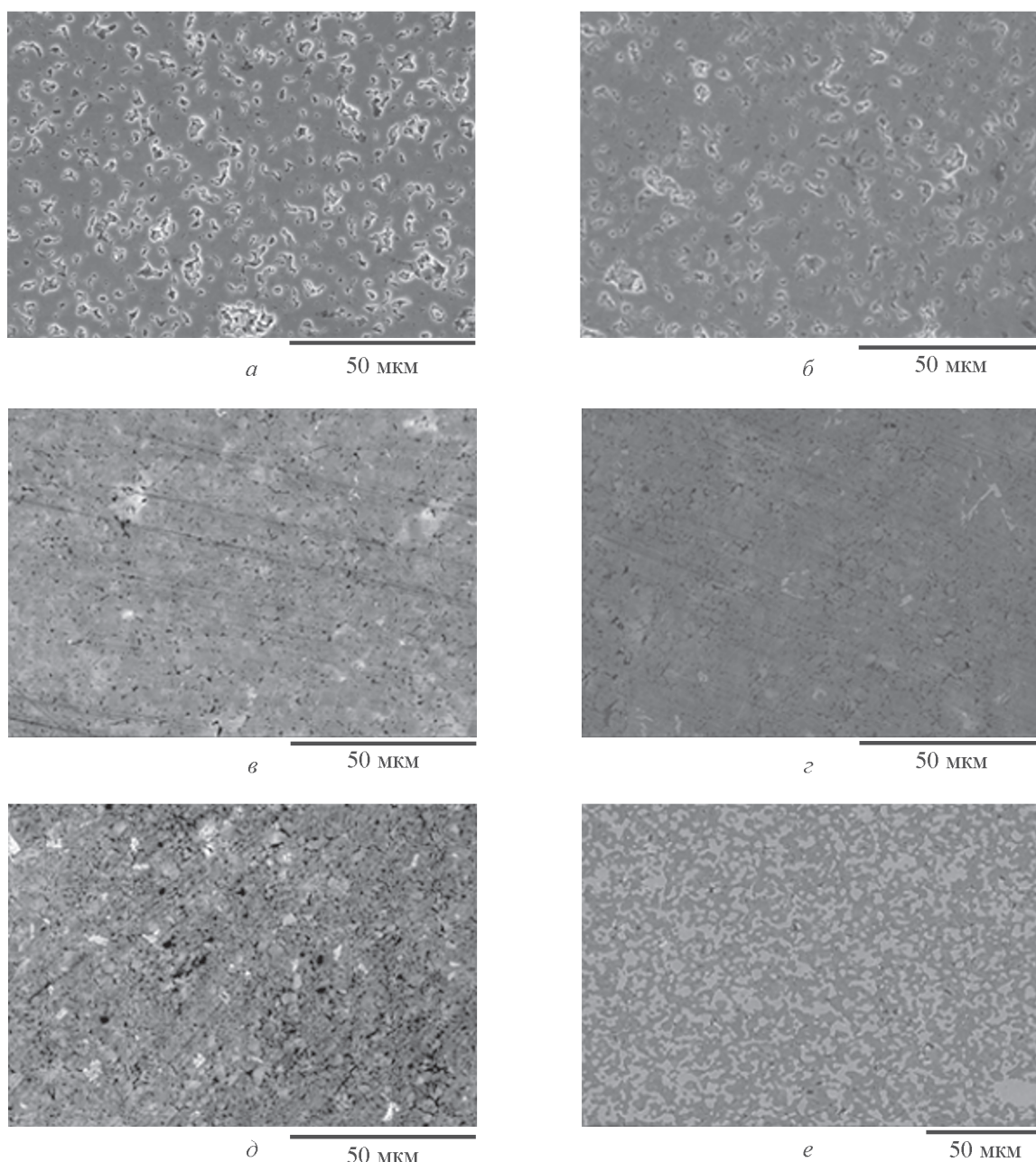


Рис. 1. Микроструктура экспериментальных образцов с различным содержанием бора после искрового плазменного спекания: 3 (а), 6 (б), 8 (в), 10 (г), 15 мас% (д); жс — образец S50Z.

Таблица 3

Плотность полученных экспериментальных образцов на основе карбида кремния

Образец	Состав, мас%	ρ , г·см ⁻³	$\rho_{\text{отн}}$, %
S3B	97SiC–3B	2.91	91.78
S6B	94SiC–6B	2.92	92.99
S8B	92SiC–8B	3.04	97.47
S10B	90SiC–10B	3.02	97.51
S15B	85SiC–15B	2.97	97.60
S45Z	55SiC–45ZrB ₂	3.78	92.20
S50Z	50SiC–50ZrB ₂	4.21	99.15
S55Z	45SiC–55ZrB ₂	4.33	98.60

ской) благодаря образованию прочноспеченного каркаса композиционного материала с внутрикристаллической пористостью.

Экспериментальные образцы системы SiC–B характеризуются зернистой структурой, по всему объему распределены включения в виде пор. Увеличение концентрации бора приводит к удалению пор в материале, особенно это становится заметным при добавлении 8 мас% добавки (рис. 1). Увеличение содержания бора до 15 мас% приводит к тому, что в системе остается непрореагировавший бор (черные включения на рис. 1, д), который затрудняет спекание материала до высокой плотности.

Микроструктура образца S50Z (рис. 1, ж) мелкозернистая со средним диаметром частиц 2–5 мкм (сопоставимо с размером частиц исходных порошков), что свидетельствует о подавлении роста частиц при спекании в случае композиционной (гетерофазной)

Таблица 4

Жаростойкость экспериментальных образцов после консолидации методом искрового плазменного спекания

Образец	Жаростойкость (изменение массы), % (100 ч при 1500°C)
S3B	0.49
S6B	0.06
S8B	0.04
S10B	0.23
S15B	0.16
S45Z	2.09
S50Z	2.15
S55Z	2.20

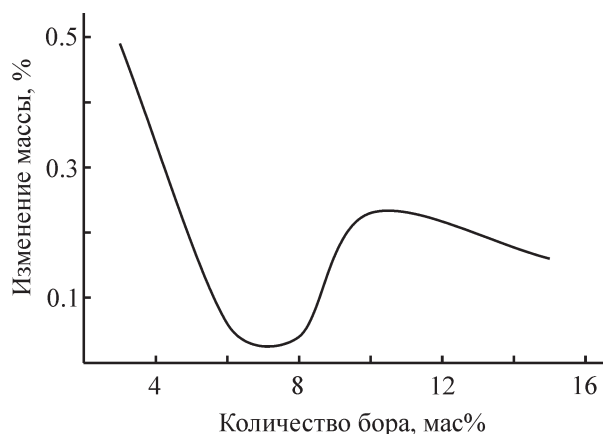


Рис. 2. Влияние количества добавки бора на жаростойкость карбида кремния при 1500°C в течение 100 ч.

структуры материала. Образец имеет непрерывную карбидокремниевую матрицу, дисперсно-упрочненную частицами ZrB₂.

После определения плотности проводилось испытание на жаростойкость образцов (табл. 2) при температуре 1500°C в течение 100 ч (табл. 4).

Образцы состава карбид кремния–бор превосходят по жаростойкости образцы на основе системы SiC–ZrB₂ (табл. 3). Большой прирост массы образцов с диборидом циркония связан с образованием вязких боросиликатных стекол сложного переменного состава, которые играют роль защитного слоя.

Введение бора в карбид кремния оказывает положительную роль при испытаниях на жаростойкость (рис. 2). Увеличение содержания добавки с 3 до 8 мас% приводит к снижению жаростойкости более чем в 12 раз. Это связано, по всей видимости, с равномерным распределением добавки по объему матрицы. Бор, сегрегируясь на поверхности карбида кремния, образует плотный кристаллический слой и препятствует проникновению кислорода к внутрикристаллическим порам. Повышение концентрации бора свыше 8 мас% ухудшает жаростойкость керамического материала по причине появления остаточного непрореагировавшего бора, который, в свою очередь, легко окисляется и образует на поверхности частиц оксид бора. Таким образом, концентрация бора, равная 8 мас%, является необходимой и достаточной для достижения минимального прироста массы в процессе испытаний на жаростойкость.

Для определения роли углерода в консолидации и изменении свойств керамики на основе карбида кремния были подготовлены два дополнительных экспериментальных образца с содержанием углерода 0.5 и 1 мас%. Концентрация бора составила 8 мас%. После консолидации при температуре от 300 до 1750°C с

выдержкой 25 мин и измерения плотности образцы также были исследованы на жаростойкость при 1500°C в течение 100 ч (табл. 5).

Проведенные испытания на жаростойкость образцов с дополнительно введенным углеродом (табл. 5) позволяют сделать вывод о том, что введение углерода в количестве 1 мас% приводит к наличию свободного непрореагировавшего углерода в системе. Это способствует усиленному выделению газообразных продуктов взаимодействия углерода с оксидами кремния и бора, которые образуются при повышении температуры в окислительной атмосфере. При введении углерода в количестве 0.5 мас% в систему карбид кремния–бор происходит образование твердых растворов бора в карбиде кремния и карбидов бора переменного состава, при этом образцы спекаются до высокой плотности (98.04%). При окислении на поверхности образуются защитные пленки оксида кремния и боросиликатного стекла сложного стехиометрического состава, которые препятствуют дальнейшему окислению материала.

Ранее было показано (табл. 4), что добавление углерода в минимальном количестве (0.5 мас%) оказывает положительное влияние на изменение массы при испытаниях на жаростойкость (0.04% после 100 ч). Однако избыток введенного углерода приводит к увеличению образования газообразных продуктов взаимодействия его с оксидами бора и кремния, что негативно влияет на плотность материала, а следовательно, и на физико-механические характеристики керамического образца.

В данной работе проводилось исследование влияния количества углерода и полноты спекания системы карбид кремния–бор на такие физико-механические характеристики, как твердость и трещиностойкость (табл. 6).

Введение углерода в систему карбид кремния–бор в количестве 0.5 мас% приводит к образованию твердых растворов бора в карбиде кремния, а также в системе дополнительно образуются твердые растворы бора и углерода переменного состава.

Максимальное значение плотности, равное $3.11 \text{ г} \cdot \text{см}^{-3}$ (98.04% от теоретической), достигнуто при введении 8 мас% бора и 0.5 мас% углерода и не изменяется при дальнейшем изменении количества добавок, свидетельствуя об образовании плотноспеченного каркаса. При переходе к высокоплотному состоянию материала возрастают значения твердости вследствие увеличения объемной доли перемычек между порами и происходит увеличение твердости материала, достигая значения 32.92 ГПа. Это объясняется ростом кристаллов карбида кремния и уменьшением концентраторов напряжений на границах зерен в виде микропор. Уменьшение концентраторов напряжений и сегрегация твердых растворов на границах зерен облегчает рекристаллизацию на заключительной стадии спекания. О росте кристаллов может свидетельствовать уменьшение значений критического коэффициента интенсивности напряжений при введении углерода на примере образцов S8B и S8B05C. Значения K_{Ic} при введении углерода уменьшаются вследствие изменения механизма разрушения

Таблица 5

Влияние углерода на плотность и жаростойкость экспериментальных образцов из карбида кремния с 8 мас% бора и различным количеством углерода

Образец	Состав, мас%	ρ , $\text{г} \cdot \text{см}^{-3}$	$\rho_{\text{отн}}$, %	Жаростойкость (изменение массы), % (100 ч при 1500 °C)
S8B	92SiC–8B	3.04	97.47	0.04
S8B05C	91.5SiC–8B–0.5C	3.05	98.04	–0.01
S8B1C	91SiC–8B–1C	3.04	97.94	–0.07

Таблица 6

Основные физико-механические характеристики экспериментальных образцов керамического материала

Образец	Твердость H_v , ГПа	Критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} , $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
S8B	29.38	6.05
S8B05C	32.92	5.87
S8B1C	24.51	5.02
S50Z	20.50	4.55

материала с преимущественно интеркристаллитного, т. е. когда энергия трещины расходуется на прохождение по границам зерен, на которых концентрируются напряжения, на транскристаллитный тип, при котором трещина проходит сквозь зерна карбида кремния. При таком механизме путь распространения трещины сокращается, и материал разрушается при меньших воздействиях.

Выводы

Введение бора в карбид кремния в количестве 8 мас% является необходимым для уменьшения прироста массы в процессе испытаний на жаростойкость и достаточным для образования твердых растворов, способствующих спеканию с помощью метода искрового плазменного спекания. Повышение концентрации бора свыше 8 мас% ухудшает значения жаростойкости по причине появления остаточного непрореагировавшего бора, который в свою очередь легко окисляется с образованием оксида бора, приводя к большому приросту массы образца за счет образования боросиликатного стекла.

Введение углерода в количестве более 0.5 мас% приводит к образованию газообразных продуктов реакции взаимодействия компонентов матрицы, что негативно влияет на плотность, жаростойкость, твердость и трещиностойкость.

Введение 0.5 мас% углерода совместно с 8 мас% бора влечет за собой образование твердых растворов бора в карбиде кремния и бора и углерода переменного состава, при этом спекание системы происходит до высокой плотности, что в совокупности с образующимися соединениями с прочной ковалентной связью способствует повышению твердости при сохранении высоких значений трещиностойкости по сравнению с системами карбид кремния–бор и карбид кремния–диборид циркония.

Система карбид кремния–бор–углерод оказалась более жаростойкой при испытаниях на жаростойкость при температуре 1500°C в течение 100 ч за счет отсутствия сильно реагирующего с кислородом диборида циркония. Кроме того, SiC с добавкой 8 мас% бора и 0.5 мас% углерода обладает повышенными физико-механическими свойствами, в частности твердостью, по сравнению с образцами системы SiC–ZrB₂.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов, требующего раскрытия в данной статье.

Информация об авторах

Модин Сергей Юрьевич,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5047-4931>

Попова Нелля Александровна,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6128-1473>

Чайникова Анна Сергеевна, к.т.н.,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7081-1974>

Лемешев Дмитрий Олегович, к.т.н., доцент,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5645-1909>

Лебедева Юлия Евгеньевна, к.т.н.,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2375-2777>

Список литературы

- [1] Каблов Е. Н., Жестков Б. Е., Гращенков Д. В., Сорокин О. Ю., Лебедева Ю. Е., Ваганова М. Л. Исследование окислительной стойкости высокотемпературного покрытия на SiC-материале под воздействием высокоэнтальпийного потока // Теплофизика высоких температур. 2017. Т. 55. № 6. С. 704–711. <https://doi.org/10.7868/S0040364417060059>
- [2] Каблов Е. Н. Материалы нового поколения // Защита и безопасность. 2014. № 4. С. 28–29.
- [3] Сорокин О. Ю., Гращенков Д. В., Солнцев С. Ст., Евдокимов С. А. Керамические композиционные материалы с высокой окислительной стойкостью для перспективных летательных аппаратов (обзор) // Тр. ВИАМ: Электрон. науч.-техн. журн. 2014. № 6. Ст. 08. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2014-0-6-8-8>
- [4] Сорокин О. Ю., Солнцев С. Ст., Евдокимов С. А. Метод гибридного искрового плазменного спекания: принцип, возможности, перспективы применения // Авиац. материалы и технологии. 2014. № S6. С. 11–16. <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2014-0-s6-11-16>
- [5] Лебедева Ю. Е., Прокопченко Г. М., Модин С. Ю., Беляченков И. О., Гращенков Д. В. Влияние модифицирующих добавок на процесс спекания и свойства керамического композиционного материала SiC/SiC_w // ЖПХ. 2018. Т. 91. № 5. С. 671–678 [Lebedeva Y. E., Prokopchenko G. M., Modin S. Y., Belyachenkov I. O., Grashchenkov D. V. Effect of modifying additives on the sintering and properties of SiC/SiC_w ceramic composite material // Russ. J. Appl. Chem. 2018. V. 91. N 5. P. 785–792. <https://doi.org/10.1134/S1070427218050099>]
- [6] Каблов Е. Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиац. материалы и технологии. 2015. № 1. С. 3–33. <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33>
- [7] Чайникова А. С., Орлова Л. А., Попович Н. В. Функциональные композиты на основе стекло/

- стеклокристаллических матриц и дискретных наполнителей: свойства и области применения (обзор) // *Авиац. материалы и технологии*. 2014. № S6. С. 52–58.
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2014-0-s6-52-58>
- [8] Чайникова А. С., Орлова Л. А., Попович Н. В. Дисперсноупрочненные композиты на основе стекло/стеклокристаллических матриц: свойства и области применения (обзор) // *Авиац. материалы и технологии*. 2014. № 3. С. 45–54.
<https://doi.org/10.18577/2071-9140-2014-0-s6-52-58>
- [9] Сорокин О. Ю., Гращенков Д. В., Солнцев С. Ст. Керамические композиционные материалы с высокой окислительной стойкостью для перспективных летательных аппаратов (обзор) // *Тр. ВИАМ: Электрон. науч.-техн. журн.* 2014. № 6. Ст. 08.
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2014-0-6-8-8>
- [10] Krenkel W., Berndt F. C/C-SiC composites for space applications and advanced friction systems // *Mater. Sci. Eng. A*. 2005. V. 412. N 1–2. P. 177–181.
- [11] Van Roode M., Price J., Miriyala N., Leroux D. Ceramic matrix composite combustor liners: A summary of field evaluations // *J. Eng. Gas Turbines and Power*. 2007. V. 129. N 1. P. 21–30.
<https://doi.org/10.1115/GT2005-68229>
- [12] Gasch M., Ellerby D., Beckman S. Processing, properties and arc jet oxidation of hafnium diboride/silicon carbide ultrahigh temperature ceramics // *J. Mater. Sci.* 2004. V. 39. P. 5925–5937. <https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000041689.90456.af>
- [13] Каблов Е. Н., Гращенков Д. В., Исаева Н. В. Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы // *Рос. хим. журн.* 2010. Т. LIV. № 1. С. 20–24.
- [14] Kablov E. N., Zhestkov B. E., Grashchenkov D. V., Sorokin O. Yu., Lebedeva Yu. E., Vaganova M. L. Investigation of the oxidative resistance of high-temperature coating based on a SiC material under exposure to high-enthalpy flow // *High Temperature*. 2017. V. 55. N 6. P. 857–863.
<https://doi.org/10.1134/S0018151X17060086>
- [15] Malinge A., Coupe A., Le Petitcorps Y., Pailler R. Pressureless sintering of beta silicon carbide nanoparticles // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. V. 32. P. 4393–4400.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2012.06.008>
- [16] Аввакумов Е. Г., Гусев А. А. Механические методы активации в переработке природного и техногенного сырья. Новосибирск: Акад. изд-во «Гео», 2009. С. 40–65.
- [17] Barick P., Chakravarty D., Saha B. P. Effect of pressure and temperature on densification, microstructure and mechanical properties of spark plasma sintered silicon carbide processed with β -silicon carbide nanopowder and sintering additives // *Ceram. Int.* 2016. V. 42. P. 3836–3848.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.11.048>
- [18] Торресильяс Сан Миллан Р., Солис Пинарготе Н. В., Окунькова А. А., Перетягин П. Ю. Основы процесса искрового плазменного спекания нанопорошков. М.: Техносфера, 2014. С. 5–25.
- [19] Niihara K. A. Fracture mechanics analysis of indentation-induced Palmqvist crack in ceramics // *J. Mater. Sci. Lett.* 1983. V. 2. P. 221–223. <https://doi.org/10.1007/BF00725625>