

УДК 678.84

*В.А. Прокофьев<sup>1</sup>, О.Ю. Сорокин<sup>1</sup>, М.Л. Ваганова<sup>1</sup>, Ю.Е. Лебедева<sup>1</sup>***ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ МАТЕРИАЛ  
С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННЫЙ МЕТОДОМ  
ЖИДКОФАЗНОЙ ИНФИЛЬТРАЦИИ РАСПЛАВА**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-45-53

*Проведено исследование структуры и свойств высокотемпературной керамики состава  $HfB_2-SiC-B_4C-Si$ , полученной методом жидкофазной инфильтрации эвтектического расплава  $Si-8,5\%$  (атомн.)  $Hf$  пористого полуфабриката состава  $SiC-B_4C-C$ . Установлено, что высокотемпературный керамический материал можно отнести к классу градиентных материалов, в котором содержание  $SiC$  плавно увеличивается, а содержание  $HfB_2$  постепенно уменьшается от поверхности к центру образцов, тем самым обеспечивая его высокую окислительную стойкость и относительно низкую плотность.*

**Ключевые слова:** высокотемпературная керамика, инфильтрация, термодинамический расчет, энергия Гиббса, эвтектический расплав, градиентный материал, окисление.

*V.A. Prokofiev<sup>1</sup>, O.Yu. Sorokin<sup>1</sup>, M.L. Vaganova<sup>1</sup>, Yu.E. Lebedeva<sup>1</sup>***HIGH-TEMPERATURE FUNCTIONALLY GRADED MATERIAL  
FABRICATED VIA REACTIVE ALLOY INFILTRATION**

*Microstructure and properties of  $HfB_2-SiC-B_4C-Si$  ceramics obtained via reactive melt infiltration of  $SiC-B_4C-C$  porous preform using  $Si-Hf$  (8,5% am.) alloy were studied. It was shown that the ceramics can be defined as a functionally graded material (FGM) in which  $SiC$  content increases, whereas  $HfB_2$  content decreases from the outer surface to the center. Therefore,  $HfB_2-SiC-B_4C$  ceramics has a rather low density and exhibits high oxidation resistance.*

**Keywords:** high temperature ceramics, infiltration, thermodynamic calculations, Gibb's energy, eutectic alloy, functionally graded material, oxidation.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

В настоящее время высокотемпературные материалы находят все более широкое применение в условиях воздействия термической усталости, вибрации, газовой коррозии и эрозии, действия газовых нагрузок и др. [1–4].

Из научно-технических литературных данных известно, что в наилучшей степени данным условиям эксплуатации удовлетворяют керамические композиционные материалы на основе  $SiC$  и  $HfB_2$  [5, 6]. Керамические материалы данного класса обладают высокой теплопроводностью, жаропрочностью, стойкостью к термическому удару, удовлетворительной окислительной стойкостью.

Большое число научных работ посвящено изучению процессов спекания и свойств материалов на основе  $HfB_2-SiC$ , полученных методами горячего прессования и искрового плазменного спекания [5–7]. Однако данные методы получения высокотемпературных керамических материалов предполагают проведение процесса спекания при температуре  $>1800^\circ C$  и, как правило, не позволяют получать сложнопрофильные изделия.

Метод жидкофазной инфильтрации расплава пористых полуфабрикатов (или его частный случай – жидкофазное силицирование) позволяет получать сложнопрофильные изделия крупных габаритов при более низкой температуре. В случае пропитки пористых изделий расплавом кремния температура проведения процесса жидкофазного силицирования составляет, например,  $>1414^{\circ}\text{C}$ . Основным недостатком данного метода получения керамических композиционных материалов является значительное содержание свободного кремния в составе материала, являющегося легкоплавкой фазой и заметно снижающего жаропрочность материала при температурах  $1300\text{--}1400^{\circ}\text{C}$  вследствие проявления эффекта Ребиндера [8, 9].

Минимизировать содержание Si в составе керамических композиционных материалов возможно путем тонкой регулировки пористой структуры (общий объем пор, распределение пор по эквивалентным радиусам), реакционной способности пористого образца по отношению к кремнию, применения расплавов на основе кремния (или полностью не содержащих Si).

Согласно данным табл. 1, применение эвтектических расплавов на основе Si позволяет проводить пропитку пористых полуфабрикатов при температуре заметно ниже температуры плавления кремния и максимально снизить содержание свободного кремния в материале вследствие его замены более высокотемпературными силицидами соответствующих элементов – Hf, Y, Ti, Zr, Cr и др. [9–13].

Таблица 1

Составы и температуры плавления эвтектических расплавов на основе Si

Расплав	Si	Si:Hf	Si:Y	Si:Ti	Si:Zr	Si:Cr
Состав, % (атомн.)	100	91,5:8,5	82:18	86:14	88:12	82:18
Температура плавления, $^{\circ}\text{C}$	1414	1330	1230	1370	1330	1305

Применение борсодержащих соединений в составе пористого полуфабриката способствует образованию боросиликатного стекла, обладающего более высокой вязкостью по сравнению с  $\text{SiO}_2$  при повышенных температурах и способностью «залечивать» образующиеся трещины в объеме материала в условиях воздействия окислительной среды и продуктов сгорания топлива [13–15].

Цель данной работы заключается в исследовании возможности применения метода жидкофазной инфильтрации расплава состава Si–8,5% (атомн.) Hf для получения высокотемпературного материала при более низкой температуре по сравнению с температурами получения аналогичных материалов методами жидкофазного силицирования, горячего прессования или искрового плазменного спекания.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 14.1. «Конструкционные керамические композиционные материалы (ККМ)» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [16].

### Материалы и методы

В качестве исходных материалов для изготовления пористых образцов для пропитки использовались следующие порошки: SiC фракции F1200 (ГОСТ 26327–84),  $\text{B}_4\text{C}$  фракции F480 (ГОСТ 5744–85) и фенолформальдегидная смола марки 100-K (ГОСТ 6-10-1261–80).

Технологическая схема получения высокотемпературной керамики состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si включала следующие технологические операции: входной контроль порошков, измельчение порошков, прессование с одновременной полимеризацией

связующего, термическую обработку (пиролиз), механическую обработку, жидкофазную инфильтрацию пористых образцов расплавом эвтектического состава Si–8,5% (атомн.) Hf, финишную механическую обработку керамических образцов.

Для гомогенизации исходных порошков и получения шихты с близкими значениями средних размеров частиц проводили совместное их измельчение на планетарной мельнице Retsch PM-400 (Германия). Зернистость исходных и измельченных порошков определяли с помощью лазерного анализатора размера частиц Analysette 22 MicroTec Plus (Германия).

Для получения образцов состава SiC–B<sub>4</sub>C–C со значением открытой пористости не менее 24% процесс прессования проводили с усилием от 5 до 15 МПа, а процессы полимеризации и пиролиза проводили в печи СНОЛ с выдержкой при температуре не менее 800°C по специальному графику нагрева, позволяющему исключить их растрескивание. Образцы маркировали в зависимости от содержания порошков карбида кремния и карбида бора таким образом, что первая цифра соответствовала массовому содержанию SiC, вторая – B<sub>4</sub>C.

Кажущуюся плотность и открытую пористость экспериментальных образцов определяли методом гидростатического взвешивания в соответствии с ГОСТ 473.4–81 на электронных весах GR-200 фирмы AND (Япония) с применением дистиллированной воды в качестве насыщающей жидкости. Значения открытой пористости и кажущейся плотности вычисляли как среднее значение по трем образцам.

Свойства пористых образцов состава SiC–B<sub>4</sub>C–C, полученных при давлении прессования 8 МПа, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Свойства пористых образцов состава SiC–B<sub>4</sub>C–C (давление прессования 8 МПа)

Условный номер образца	Содержание, % (по массе)			Средний размер частиц порошковой смеси, мкм	Открытая пористость, %	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Степень пропитки, %
	SiC	B <sub>4</sub> C	Смола				
S80B0	80	0	20	15,63	43,56	1,44	100
S65B15	65	15	20	12,71	42,15	1,55	100
S60B20	60	20	20	13,47	41,71	1,53	93
S40B40	40	40	20	14,31	40,88	1,52	25
S20B60	20	60	20	14,76	36,56	1,48	15
S0B80	0	80	20	12,38	24,19	1,69	10

Процесс инфильтрации пористых образцов расплавом эвтектического состава Si–8,5% (атомн.) Hf проводили в вакуумной печи при температуре, превышающей температуру плавления эвтектического расплава на 50–150°C.

Исследование микроструктуры экспериментальных образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6490LV (Япония).

Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполняли на дифрактометре Empyrean, с применением монокроматического Cu K<sub>α</sub>-излучения в диапазоне 2θ углов 10–110 градусов, с шагом Δ2θ=0,016 градусов и выдержкой 40 с.

Степень пропитки пористых образцов  $S$  вычисляли как отношение площади пропитанной области ( $S_{пр}$ ), отнесенной к общей площади поперечного сечения образца ( $S_{общ}$ ). Для получения значения степени пропитки  $S$  образцы вначале разрезали пополам алмазной пилой, получали снимки поперечного сечения образцов, а затем с помощью программы Photoshop проводили расчет значений  $S_{пр}$  и  $S_{общ}$ .

Измерение температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) проводили с помощью dilatометра DIL 402 PC фирмы Netzsch (Германия) в соответствии с ГОСТ 10978–2014.

Коэффициент интенсивности напряжений ( $K_{Ic}$ ) определяли методом Ниихары, измеряя линейные размеры радиальных трещин, возникающих вблизи места приложения нагрузки, по формуле (1), в которой учитываются упругие и прочностные характеристики исследуемого материала [17]. Нагрузка на индентор составляла 1000 Н.

Так, при индентировании пирамидой Виккерса, трещиностойкость материала определяется как

$$K_{Ic} = 0,048 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^{-0,5} \cdot \left(\frac{H_v}{E\Phi}\right)^{-0,4} \cdot \frac{H_v \cdot a^{0,5}}{\Phi}, \quad (1)$$

при условии  $0,25 \leq l/a \leq 2,5$ ,

где  $E$  – модуль упругости, ГПа;  $H_v$  – микротвердость, ГПа;  $l$  – длина трещины от угла отпечатка пирамиды Виккерса, мкм;  $a$  – полудиагональ отпечатка, мкм;  $\Phi$  – константа ( $\Phi=3$ ).

### Результаты

В качестве реакционного расплава для инфильтрации пористых образцов состава SiC–B<sub>4</sub>C–C применяли эвтектический расплав состава Si–8,5% (атомн.) Hf. Проведенный ДСК-анализ данного расплава показал, что температура его плавления составляет 1346,6°C, что сопоставимо с данными (табл. 1). Для сравнения также проведен ДСК-анализ кристаллического кремния марки КР-00 (рис. 1). Установлено, что его температура плавления составляет 1407,5°C, что также соответствует значениям температуры плавления кристаллического кремния, представленным в табл. 1.

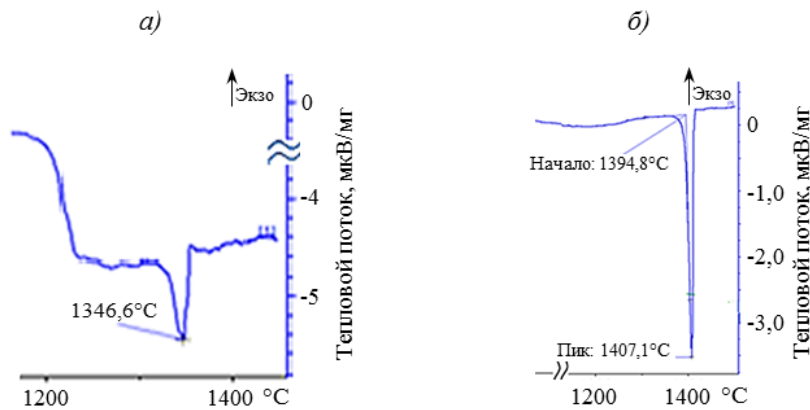


Рис. 1. Данные ДСК-анализа:  
*a* – эвтектический расплав состава Si–8,5% (атомн.) Hf; *б* – кремний марки КР-00

Следует отметить, что разность температур плавления Si и расплава эвтектического состава Si–8,5% (атомн.) Hf позволяет проводить процесс жидкофазной инфильтрации при температуре на 60,9°C ниже, чем в случае традиционного жидкофазного силицирования.

Для прогнозирования образования новых фаз, формируемых при жидкофазной инфильтрации расплава, проведены расчеты изменения энергии Гиббса ( $\Delta G$ ) возможных химических реакций (2)–(7) в диапазоне температур 20–2000°C с помощью программы HSC Chemistry 5.0:

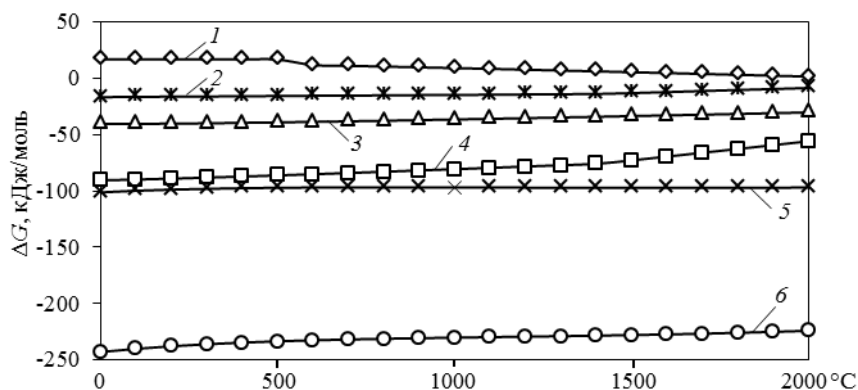
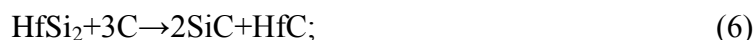


Рис. 2. Изменение энергии Гиббса ( $\Delta G$ ) для реакций (2)–(7) – кривые 1–6 соответственно

На рис. 2 приведены температурные зависимости изменения энергии Гиббса вероятных химических реакций. В результате термодинамических расчетов установлено, что наиболее вероятно протекание реакции (7) с образованием соединений  $\text{HfB}_2$  и  $\text{SiC}$  в результате взаимодействия  $\text{HfSi}_2$  с  $\text{B}_4\text{C}$  и  $\text{C}$ , так как во всем интервале температур величина  $\Delta G$  этой реакции имеет наименьшее значение. Протекание химических реакций (3)–(6) также возможно, однако величина  $\Delta G$  этих реакций имеет менее отрицательные значения.

### Обсуждение и заключения

Проведенные процессы инфильтрации пористых образцов состава  $\text{SiC-B}_4\text{C-C}$  расплавом состава  $\text{Si-8,5\%}$  (атомн.)  $\text{Hf}$  показали, что полнота пропитки образцов, выраженная отношением площади пропитанной области к поперечному сечению образца в большей степени зависит от реакционной способности пористого материала к расплаву, который в свою очередь определяет распределение объема пор по эквивалентным радиусам, а также от среднего размера частиц шихт, применяемых для получения пористых образцов. Согласно данным, приведенным в табл. 2, содержание карбида бора в составе пористых образцов в значительной степени увеличивает их реакционную способность по отношению к расплаву состава  $\text{Si-8,5\%}$  (атомн.)  $\text{Hf}$ , что приводит к снижению значения степени пропитки ( $S$ ) со 100% при содержании 0–15%  $\text{B}_4\text{C}$  до 10% при содержании 80%  $\text{B}_4\text{C}$ .

Поскольку карбид бора обладает высокой реакционной способностью по отношению к расплаву состава  $\text{Si-8,5\%}$  (атомн.)  $\text{Hf}$ , предпочтительное образование карбида кремния и бориды гафния при его взаимодействии с расплавом на начальной стадии инфильтрации приводит к уменьшению эффективного радиуса капилляров пористых образцов и, как следствие, к снижению полноты пропитки  $S$ . Поэтому для уменьшения данного эффекта необходимо снизить содержание карбида бора в шихте. Для исследования данного предположения изготовили образцы с содержанием карбида бора 15% (по массе). Снижение концентрации карбида бора в шихте до этого значения и уменьшение давления прессования до 5 МПа позволило получить образцы со 100%

степенью пропитки и сохранить мелкозернистую равномерную структуру керамических образцов.

Показано, что в меньшей степени полнота пропитки зависит от значения открытой пористости образцов. Установлено также, что, вероятно, изменение значения открытой пористости образцов за счет изменения давления прессования позволяет скомпенсировать увеличение объема образовавшихся соединений  $\text{HfB}_2$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{HfC}$  и, следовательно, снизить уровень внутренних напряжений в материале.

Проведенный анализ микроструктуры и химического состава полученных образцов методом электронной микроскопии и РСА показал, что основными фазами в поверхностном слое материала толщиной до 1 мм являются  $\text{HfB}_2$  и  $\text{SiC}$ , в то время как в объеме материала –  $\text{SiC}$ ,  $\text{B}_4\text{C}$  и небольшое количество  $\text{Si}$  (рис. 3 и 4). Размеры поперечного сечения образца  $6 \times 8$  мм.

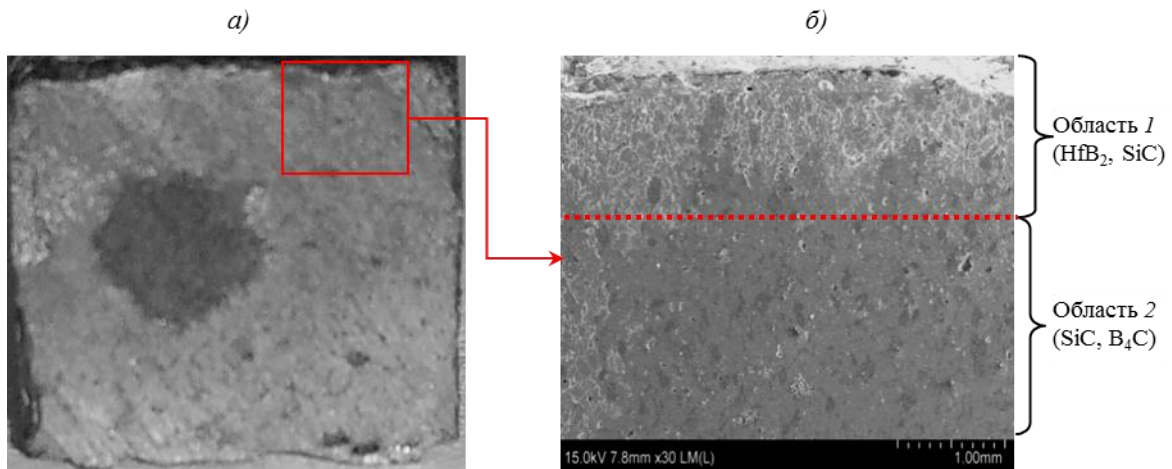


Рис. 3. Микроструктура (а) и СЭМ-изображение (б) образца S60B20 (см. табл. 2), полученного методом жидкофазной инфильтрации расплава

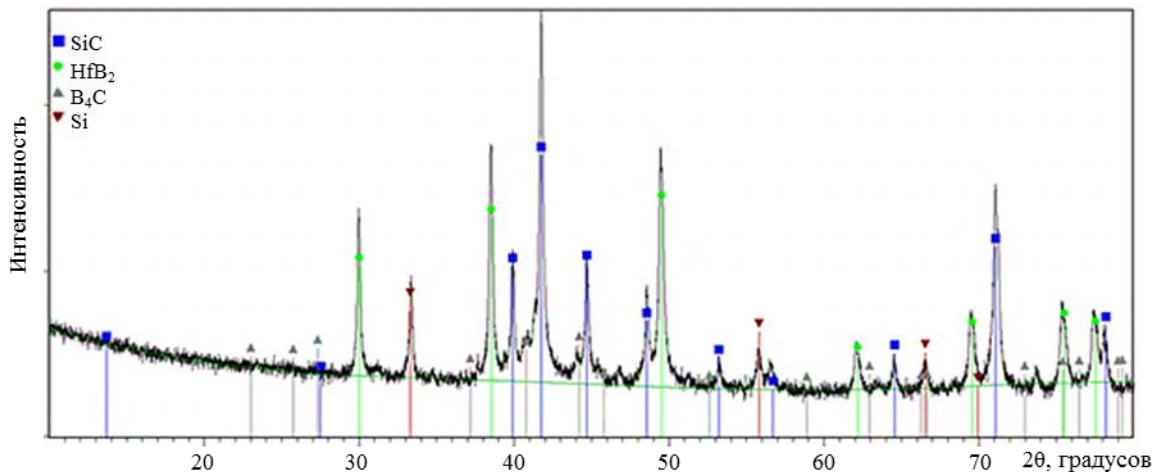


Рис. 4. Дифрактограмма образца S60B20 (см. табл. 2), полученного методом жидкофазной инфильтрации расплава состава  $\text{Si}-8,5\%$  (атомн.)  $\text{Hf}$

После проведения процесса инфильтрации пористых образцов состава (в % (по массе))  $65\text{SiC}-15\text{B}_4\text{C}-20\text{C}$  эвтектическим расплавом состава  $\text{Si}-8,5\%$  (атомн.)  $\text{Hf}$  при температуре  $1600^\circ\text{C}$  в течение 40 мин, получены керамические образцы состава

SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si. Значения открытой пористости и плотности керамических образцов составляют соответственно 5,08±0,31% и 3,55±0,22 г/см<sup>3</sup>.

Среднее значение ТКЛР керамических образцов состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si, полученных методом жидкофазной инфильтрации расплава, составляет  $\alpha=5,39 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  в диапазоне от 20 до 1500°C, что хорошо согласуется со значениями ТКЛР для карбидокремниевой керамики, производимой различными компаниями: Rocar® SiC (CeramTec) –  $\alpha=4,9 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ , EKasic®-G (3M Technical Ceramics) –  $\alpha=5,0 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [17–19].

Микротвердость полученных образцов составляет 18,74 ГПа, что сопоставимо с горячепрессованными материалами состава HfB<sub>2</sub>–SiC.

Среднее значение критического коэффициента интенсивности напряжений керамических образцов состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si составляет  $K_{Ic}=4,81 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ , что также сопоставимо со значениями для горячепрессованного материала состава HfB<sub>2</sub>–SiC.

Окислительную стойкость пористых образцов S80B0, S60B20 и S65B15 (см. табл. 2), полученных жидкофазной инфильтрацией расплавом состава Si–8,5% (атомн.) Hf, изучали по относительному изменению массы образцов в атмосфере «спокойного воздуха» при температуре 1500°C с контролем массы через каждые 7 ч. На рис. 5 представлены полученные результаты. Видно, что образцы состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si, полученные в результате инфильтрации пористых образцов с 15% (по массе) B<sub>4</sub>C, имеют наименьший относительный привес массы, равный 2,45% г за 50 ч проведения испытания.

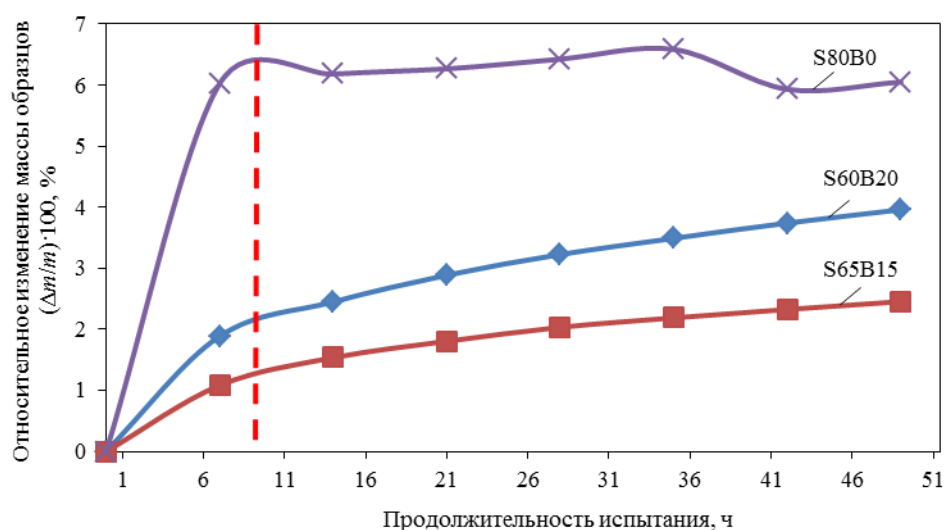


Рис. 5. Относительное изменение массы керамических образцов состава HfB<sub>2</sub>–SiC–B<sub>4</sub>C–Si, полученных из шихт разных составов

Известно, что для борсодержащих керамических материалов высокая жаростойкость обусловлена образованием высокотемпературного вязкого боросиликатного стекла [14]. Высокая жаростойкость образцов состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si, полученных в результате инфильтрации пористых образцов с содержанием 15% (по массе) B<sub>4</sub>C, по сравнению с другими образцами, видимо, обусловлена оптимальной концентрацией карбида бора, который при высокотемпературном окислении одновременно с SiC при температуре 1500°C образует соединения B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiO<sub>2</sub>, формирующие боросиликатное стекло.

Для всех составов характерны две стадии окисления. В течение первой стадии (первые 7 ч) происходит интенсивное увеличение массы керамических образцов. Данное явление вызвано первоначальным образованием соответствующих оксидов вследствие окисления SiC, B<sub>4</sub>C, HfB<sub>2</sub>, Si. Затем интенсивность изменения массы образцов с течением времени резко снижается.

Полученные результаты РСА и РФА (рис. 6) позволили установить, что на второй стадии в процессе окисления на поверхности керамических образцов состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si происходит образование новых фаз: SiO<sub>2</sub>, HfO<sub>2</sub>, HfSiO<sub>4</sub>.

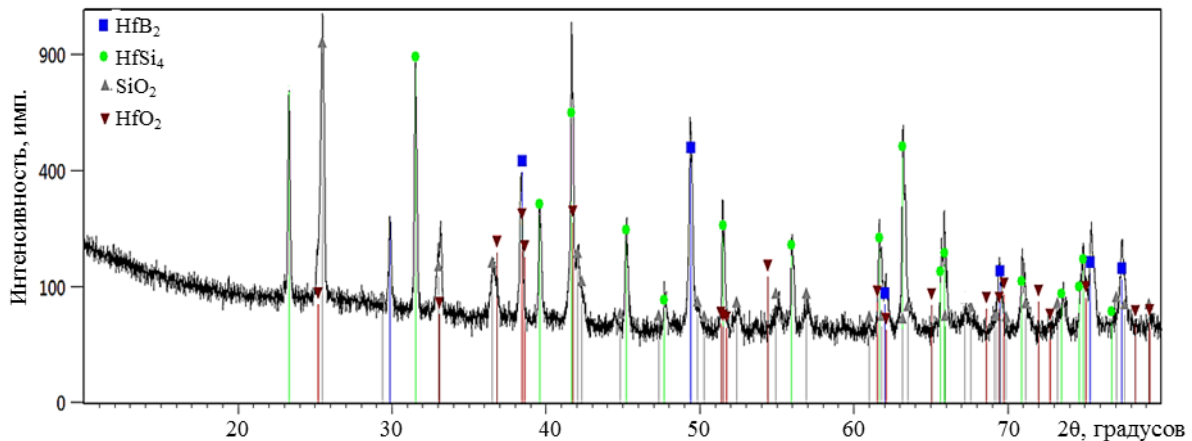


Рис. 6. Типичная дифрактограмма образца состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si после испытания на окислительную стойкость при температуре 1500°C в течение 50 ч

Таким образом, по результатам проведенной работы можно сделать следующие выводы.

1. Применение расплава состава Si–8,5% (атомн.) Hf с температурой плавления 1346,6°C позволяет снизить температуру проведения процесса инфильтрации пористых образцов состава SiC–B<sub>4</sub>C–C на ~61°C по сравнению с температурой проведения процесса жидкофазного силицирования (температура плавления Si составляет 1407,5°C).

2. При взаимодействии расплава состава Si–8,5% (атомн.) Hf с пористым образцом состава SiC–B<sub>4</sub>C–C наиболее вероятно протекание реакций образования HfB<sub>2</sub> и SiC вследствие отрицательных значений энергий Гиббса соответствующих химических реакций.

3. Высокотемпературный керамический материал можно отнести к классу градиентных материалов, в котором содержание SiC плавно увеличивается, а содержание HfB<sub>2</sub> постепенно уменьшается от поверхности к центру образца.

4. Наилучшую окислительную стойкость при температуре 1500°C в атмосфере «спокойного воздуха» имеют образцы состава SiC–HfB<sub>2</sub>–B<sub>4</sub>C–Si, полученные в результате жидкофазной инфильтрации расплава состава Si–8,5% (атомн.) Hf пористых образцов с 15% (по массе) B<sub>4</sub>C.

*Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №17-03-01163.*

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада // Авиационные материалы и технологии. 2013. №S1. С. 3–9.

2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S2. С. 3–10.
3. Kablov E.N., Zhestkov B.E., Grashchenkov D.V., Sorokin O.Yu. et al. Investigation of the oxidative resistance of high-temperature coating based on a SiC material under exposure to high-enthalpy flow // *High Temperature*. 2017. Vol. 55. No. 6. P. 857–863.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Высокоэффективное охлаждение лопаток горячего тракта ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №2 (47). С. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
5. Simonenko E.P., Sevastyanov D.V., Simonenko N.P., Sevastyanov V.G., Kuznetsov N.T. Promising ultra-high-temperature ceramic materials for aerospace applications // *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. 2013. Vol. 58. No. 14. P. 1669–1693.
6. Grashchenkov D.V., Sorokin O.Yu., Lebedeva Yu.E., Vaganova M.L. Specific features of sintering of HfB<sub>2</sub>-based refractory ceramic by hybrid spark plasma sintering // *Russian Journal of Applied Chemistry*. 2015. Vol. 88. No. 3. P. 386–393.
7. Sakharov K.A., Simonenko E.P., Simonenko N.P., Kablov E.N. et al. Glycol-citrate synthesis of fine-grained oxides La<sub>2-x</sub>Gd<sub>x</sub>ZrO<sub>2</sub>O<sub>7</sub> and preparation of corresponding ceramics using FAST/SPS process // *Ceramics International*. 2018. <http://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.01.188>.
8. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №2. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.04.2018).
9. Okubo Y., Yano T., Yoshida K. et al. Fabrication of SiC fiber-reinforced SiC matrix composites by low temperature melt infiltration method using Si–Hf and Si–Y alloy // *Mechanical Properties and Performance of Engineering Ceramics and Composites IX*. 2015. P. 101–111.
10. Voigt R., Krenkel W., Motz G. Development of ultra-high temperature stable ceramics by reactive infiltration processes // *Processing and properties of advanced ceramics and composites III*. 2011. P. 123–130.
11. Aoki T., Ogasawara T., Okubo Y. et al. Fabrication and properties of Si–Hf alloy melt-infiltrated Tyranno ZMI fiber/SiC-based matrix composites // *Composites: Part A*. No. 66. 2014. 155–162.
12. Aoki T., Ogasawara T. ZMI fiber/TiSi<sub>2</sub>–Si matrix composites for high temperature structural applications // *Composites: Part A*. 2015. No. 76. P. 102–109.
13. Kim S., Han I.S., Seong Y.-H., Kim D.K. Mechanical properties of C/SiC composite materials fabricated by the Si–Cr alloy melt-infiltration method // *Journal of Composite Materials*. 2015. Vol. 49 (24). P. 3057–3066.
14. Ruggles-Wrenn M., Pope M. Creep behaviour in interlaminar shear of a Hi–NicalonTM/SiC–B<sub>4</sub>C composite at 1200°C in air and steam // *MATEC Web of Conferences*. 2015. No. 29. P. 1–13.
15. Сорокин О.Ю., Гращенко Д.В., Солнцев С.Ст., Евдокимов С.А. Керамические композиционные материалы с высокой окислительной стойкостью для перспективных летательных аппаратов (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №6. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 27.10.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-6-8-8.
16. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
17. Niihara K.A. Fracture mechanics analysis of indentation-induced Palmqvist crack in ceramics // *Journal of Materials Science Letters*. 1983. Vol. 2. P. 221–223.
18. Компания CERAMTEC: офиц. сайт. URL: <http://www.ceramtec.com> (дата обращения: 01.06.2018).
19. Компания 3M Technical Ceramics: офиц. сайт. URL: <http://www.esk.com>. (дата обращения: 01.06.2018).