

Д. Ю. Синицын<sup>1</sup> (✉), к. т. н. В. Н. Аникин<sup>2</sup>, С. А. Ерёмин<sup>1</sup>, В. О. Ванюшин<sup>1</sup>,  
А. А. Швецов<sup>3</sup>, Н. Г. Бардин<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

<sup>2</sup> ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский и проектный институт тугоплавких металлов и твердых сплавов (ВНИИТЭС)», Москва, Россия

<sup>3</sup> ФГБОУ ВО «Российский химико-технологический университет имени Д. И. Менделеева», Москва, Россия

УДК 669.056.9

## ШЛИКЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ZrB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>-SiC НА УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Для защиты элементов ракетно-космической техники от окисления рассмотрены жаростойкие шликерные покрытия системы ZrB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>-SiC. В качестве материала покрытий исследованы следующие составы, мас. %: 55 ZrB<sub>2</sub> + 25 MoSi<sub>2</sub> + 20 SiC (ZSM25), 50 ZrB<sub>2</sub> + 30 MoSi<sub>2</sub> + 20 SiC (ZSM30), 45 ZrB<sub>2</sub> + 35 MoSi<sub>2</sub> + 20 SiC (ZSM35). Отработаны режимы термообработки покрытий и подобран оптимальный способ нанесения жаростойких покрытий. Установлено, что покрытие состава ZSM25 удовлетворяет условиям оценочных испытаний в течение 20 с под углом воздействия 45° на жаростойкость на плазматроне «Мультиплаз 2500-м», предположительно, работая за счет образования высоковязкой пленки ZrSiO<sub>4</sub>.

**Ключевые слова:** шликерные покрытия, углерод-углеродный композиционный материал (УУКМ).

### ВВЕДЕНИЕ

С каждым годом возрастают эксплуатационные требования к материалам, применяемым в ракетно-космической технике (РКТ). Возникает потребность в создании материалов, способных стабильно работать в условиях одновременного воздействия механических и тепловых нагрузок. Большое распространение в качестве материала для элементов РКТ получил углерод-углеродный композиционный материал (УУКМ). Он применяется в качестве отдельных элементов аэрокосмических транспортных средств: частей и сопел ракетных газотурбинных двигателей (ГТД), кромок несущих поверхностей и обшивки гиперзвуковых самолетов. Его применение обусловлено высокой удельной прочностью и жесткостью при низкой плотности, высоким модулем упругости, что снижает конечный вес аппарата и расходы на топливо.

При всех своих достоинствах УУКМ активно окисляется кислородом выше 370–400 °С [1–4]. Поэтому требуется нанесение теплозащитных покрытий, способных защитить элемент РКТ от окисления. Покрытия должны иметь высокую теплопроводность, ТКЛР, близкий к ТКЛР подложки, высокую прочность и трещиностойкость. Образование стекловидных высоковязких пленок может дополнительно повысить жаростойкость за счет залечивания трещин и отражения теплового потока. Указанным выше требованиям удовлетворяют бескислородные ультравысокотемпературные керамические материалы (УВТК), имеющие высокую твердость, жаропрочность, коррозионную стойкость, теплопроводность и износостойкость благодаря ковалентному типу связи [5–9].

Часто используют покрытия на основе диборида циркония, проявляющие высокую термостойкость и перспективные для использования при температурах выше 2000 °С [10]. При этом в работе [11] отмечается, что жидкая фаза присутствовала на поверхности только при низкотемпературном окислении (выше 1000 °С), в то время как при окислении в сверхвысокотемпературной области (выше 1800 °С) происходила ее активное испарение. Таким образом, в



Д. Ю. Синицын  
E-mail: sindime@list.ru

интервале сверхвысоких температур бориды переходных металлов обладают недостаточной окислительной стойкостью, и для повышения их жаростойкости необходимо модифицирование карбидом кремния и силицидами металлов.

Сейчас в качестве базовых УВТК рассматриваются керамики  $ZrB_2-SiC$  [12–17]. В [18] авторы установили, что большая часть  $ZrB_2$  переходит в  $ZrO_2$  уже при 600–700 °С в результате окисления. При более высоких температурах  $ZrO_2$  начинает взаимодействовать с образующимся при 1200 °С  $SiO_2$  и растворяться в нем с образованием тугоплавкого  $ZrSiO_4$ . Выше 1800 °С начинается обратный процесс выпадения  $ZrO_2$  из  $ZrSiO_4$ , рост зерен  $ZrO_2$  и их срастание друг с другом с образованием каркаса. Таким образом, механизм растворения-осаждения  $ZrO_2$  в  $SiO_2$  является одним из основных при работе покрытия в условиях воздействия высокоэнтальпийных потоков наряду с образованием тугоплавких стекловидных пленок.

Большое распространение получили покрытия системы  $ZrB_2-MoSi_2-SiC$ , где  $MoSi_2$  и  $SiC$  взаимно измельчают структуру и препятствуют продвижению трещин, что позволяет улучшить физико-механические свойства и стойкость к окислению.

В публикации [19] авторы использовали смесь  $MoSi_2$  с 20 об. %  $ZrB_2-SiC$ , это позволило получить предел прочности при изгибе  $279 \pm 20$  МПа, что обусловлено измельчением структуры и торможением трещин межзеренными границами  $SiC$ . В работе [20] высокую стойкость к окислению показал образец с 5 мас. %  $MoSi_2$  по сравнению с обычной  $ZrB_2-SiC$  керамикой. Авторы связывают это с большей долей кремнийсодержащих фаз, кроме того, для образца наблюдали измельчение зеренной структуры.

В данной работе рассмотрены покрытия системы  $ZrB_2-SiC-MoSi_2$  с различным соотношением  $ZrB_2$  и  $MoSi_2$ , как наиболее перспективные для защиты УУКМ от окисления.

## ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе рассмотрены образцы УУКМ размерами 30×30×10 мм с покрытиями следующих составов: 55  $ZrB_2$  + 25  $MoSi_2$  + 20  $SiC$  (ZSM25); 50  $ZrB_2$  + 30  $MoSi_2$  + 20  $SiC$  (ZSM30); 45  $ZrB_2$  + 35  $MoSi_2$  + 20  $SiC$  (ZSM35). Для всех образцов использовали подслой Si + 25 мас. % BN (Si25BN).

В качестве исходных порошков использовали чистые Si, SiC (смесь политипов II и  $\beta$ -SiC с преобладанием первого),  $t-MoSi_2$ ,  $h-ZrB_2$  и  $h-BN$ . Фазовый состав исходных порошков, а также состав покрытий до и после оценочных испытаний на жаростойкость были исследованы на рентгеновском дифрактометре «ДРОН-3» на медном излучении с шагом  $2\theta = 0,05^\circ$ .

Порошки были размолоты в агатовой механической ступке на Fritsch Pulverizette II и клас-

сифицированы на автоматическом виброгрохоте Fritsch Analysette III на следующие фракции, мкм:  $ZrB_2$  и Si 40–63, SiC и BN <20,  $MoSi_2$  20–40.

Процесс нанесения покрытий проводили в несколько этапов: на первом проводили изготовление шликерной суспензии на основе целлюлозного связующего с использованием погружной механической лабораторной мешалки. Далее образцы с нанесенным покрытием помещали в установку для горячего прессования «Кляйн» (Германия) и термообработывали в атмосфере аргона с предварительным вакуумированием по следующему режиму: нагрев до 1450 °С со скоростью 30–50 град/мин с выдержкой в течение 15 мин, затем дальнейший нагрев до 1850–1900 °С. Далее полученные образцы объемно пропитывали расплавом кремния при 1500 °С в электровакуумной печи (ЭВП) с выдержкой 2 ч.

Изучение микроструктуры и элементного состава образцов после каждого этапа нанесения покрытий и после испытаний проводили на сканирующем электронном микроскопе Vega3 Tescan и Phenom ProX с приставкой для энергодисперсионного анализа.

Оценочные испытания по воздействию высокоэнтальпийного потока воздуха на образцы проводили на плазматроне «Мультитлаз 2500-м» под углом 45° на расстоянии 10 см от сопла до образцов в течение 20 с.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На первом этапе проводили выбор барьерного слоя из перечня составов 75 мас. % Si + 25 мас. % BN (Si25BN), Si, Si-C (стехиометрическая смесь), SiC. Затем в одном технологическом цикле проводили шликерное нанесение покрытий составов ZSM25, ZSM30 и ZSM35 поверх выбранного барьерного слоя. На заключительном этапе образцы, полученные по шликерно-обжиговой технологии, подвергали силицированию.

На рис. 1 показаны результаты элементного анализа и фотографии микроструктуры барьерного слоя состава Si25BN. Для барьерного слоя Si25BN наблюдаются соседствующие области мелких зерен и крупных оплавленных частиц, имеются поры и трещины, но покрытие является сплошным, кремний соседствует с углеродом подложки (наличие железа в малых долях связано с привнесением его от материала держателя).

Для выбора оптимального барьерного слоя сравнивали дифрактограммы барьерных слоев (Si25BN) – (SiC). На рис. 2 показана картина наложенных дифрактограмм образцов с покрытиями составов (Si25BN) – (SiC). Наиболее интенсивная линия  $\beta$ -SiC у барьерного слоя состава Si25BN. Образование реакционно-связанного SiC на границе с подложкой позволит увеличить адгезию покрытия к основе. Данный критерий

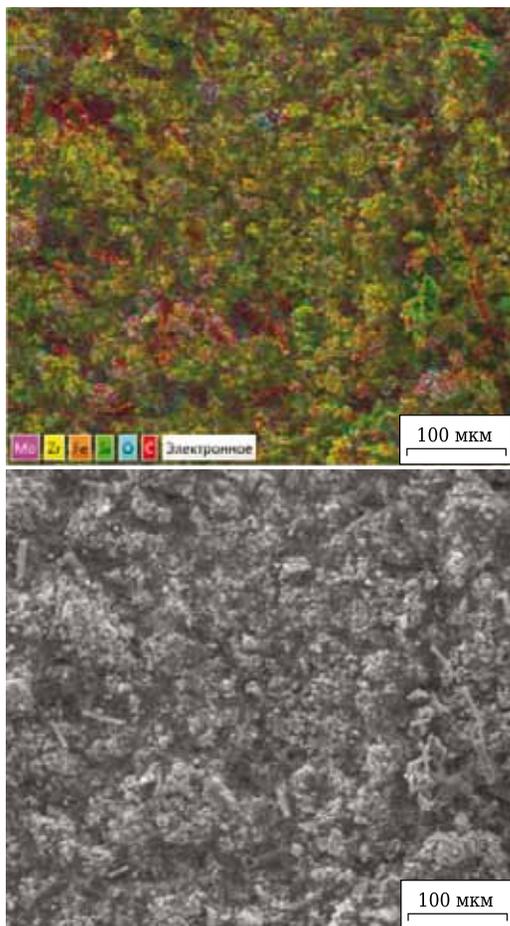


Рис. 1. Многослойная карта ЭДС (а) и микроструктура поверхности (б) образца с подслоем состава Si25BN

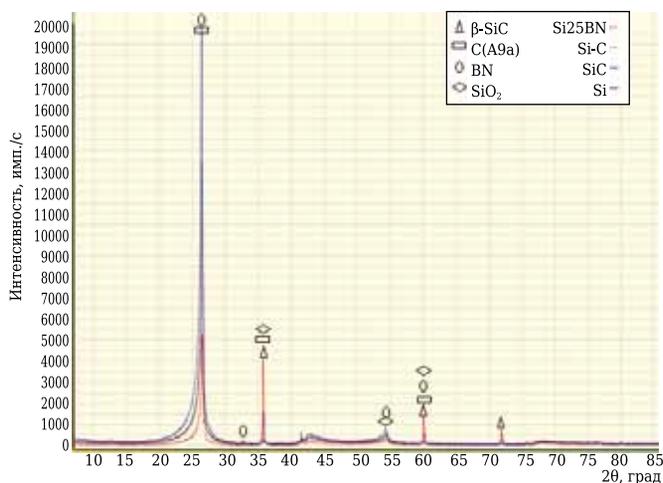


Рис. 2. Сравнительная картина наложенных спектров дифрактограмм образцов с барьерными слоями составов (Si25BN) – (SiC)

позволил остановить выбор на барьерном слое состава Si25BN.

На поверхности покрытия ZSM25 (рис. 3, а) преобладает Zr. Цирконий пронизан Si и локальными скоплениями Mo. На поверхности есть адсорбированный углерод и его отдельные обломки. Покрытие неравномерно, в основном состоит из мелких зерен, имеются отдельные крупные поры. Покрытие ZSM30 (рис 3, б) имеет схожую микроструктуру, но более мелкозернистую и с локальными трещинами. Вероятно, уменьшение зерна связано с влиянием MoSi<sub>2</sub>, добавки которого измельчают структуру. Также это может быть связано с взаимодействием MoSi<sub>2</sub> с ZrB<sub>2</sub> в процессе отжига с образованием VC(Mo,Zr)<sub>2</sub> по данным РФА (табл. 1). Структура покрытия ZSM35 (рис. 3, в) практически полностью повторяет структуру покрытия ZSM30, единственное отличие только в том, что размер областей скоплений Mo и Si значительно больше.

На рис. 4 показан результат качественного фазового анализа покрытий и результаты псевдоколичественного анализа (см. табл. 1).

Фазовый состав покрытий идентичен: основными фазами являются h-ZrB<sub>2</sub>, h-BN, β-SiC. При этом в покрытии ZSM25 доля жаростойких фаз h-ZrB<sub>2</sub> и β-SiC наибольшая, а содержание оксидной фазы минимально, низший силицид молибдена отсутствует, также в наибольшем количестве присутствует сложная фаза VC(Mo,Zr)<sub>2</sub>, что говорит об активном взаимодействии тугоплавких компонентов смеси.

Все полученные покрытия имеют крупные поры, а значит, несплошности, через которые может проникать кислород. Для повышения плотности и адгезии покрытий они были просилицированы кусковым кремнием в электровакуумной печи (ЭВП) при 1500 °С. Результаты псевдоколичественного анализа представлены в табл. 2, сравнительная картина наложенных дифрактограмм просилицированных покрытий ZSM35, ZSM30 и ZSM25 показана на рис. 5. Микроструктура покрытий до и после оценочных испытаний на жаростойкость аппаратом «Мультиплаз 2500-м» показана на рис. 6, 7 и 8 соответственно.

Фазовый состав покрытий идентичен, но преобладающими фазами в покрытиях являются Si и β-SiC, также присутствуют низшие силициды молибдена и VC(Mo, Zr)<sub>2</sub> (см. рис. 5).

Таблица 1. Псевдообъемная доля фазы в покрытиях ZSM25, ZSM30 и ZSM35

Состав покрытия	Псевдообъемная доля фазы, %								
	C (A9a)	h-BN	h-ZrB <sub>2</sub>	t-Mo <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	t-MoSi <sub>2</sub>	β-SiC	ZrC	α-SiO <sub>2</sub>	VC(Mo, Zr) <sub>2</sub>
ZSM25	15,6	10,0	49,7	–	5,2	18,4	0,3	0,2	1,1
ZSM30	19,0	20,2	42,5	0,2	2,9	15,0	0,1	11,5	0,1
ZSM35	17,4	19,4	41,2	0,4	10,7	16,4	0,1	13,4	0,4

Все покрытия имеют схожую микроструктуру (белые светлые области Si, серые SiC и темные углерод основы) с наличием крупных пор, особенно отчетливо это видно на покрытии состава ZSM30, локальных трещин на покрытиях ZSM25 и ZSM35 (см. рис. 6). При этом в составе всех покрытий обнаружены C, Si (преобладает на поверхности, имеются наплывы), в малых долях Zr, Mo.

В покрытии ZSM35 после окисления образовались локальные области прогара (см. рис. 7, а), в то время как в ZSM30 и ZSM25 наблюдаются стекловидные потрескавшиеся пленки (см. рис. 7, б) и крупные капли (см. рис. 7, в, г).

Рассмотрим подробнее микроструктуру и состав покрытия ZSM25 в выбранной области (см. рис. 8).

В светлых областях (точки 2, 5, 6, 10) присутствуют O, Si, Cu, Zr, Al, Ca (Al и Ca являются привнесенными в процессе силицирования примесями в кремнии), C (точки 6, 10). Содержание O колеблется в пределах 41,0–68,1 мас. %, а Si — от 22,3 до 31,4 мас. %, содержание Zr около 1 мас. %. В серых областях (точки 1, 3, 7, 8, 9) наблюдается аналогичная картина по содержанию O и Si, но уже присутствуют Mo (точка 1), C (точки 3, 8, 9), при этом

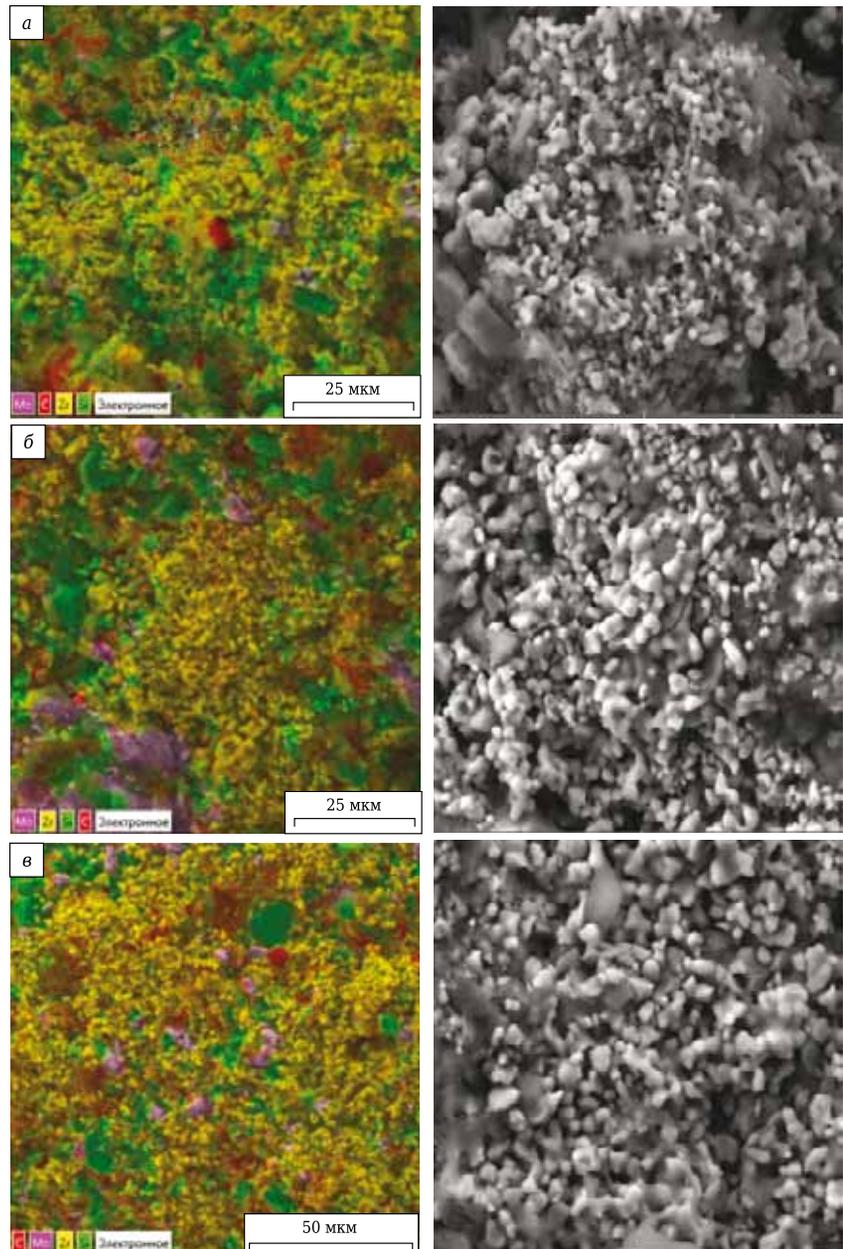


Рис. 3. Карты ЭДС (слева) и микроструктура образцов (справа) покрытий составов ZSM25 (а), ZSM30 (б) и ZSM35 (в)

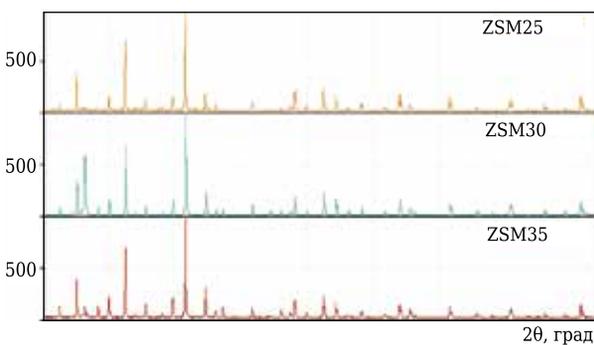


Рис. 4. Сравнительная картина наложенных дифрактограмм образцов с покрытиями составов ZSM25, ZSM30 и ZSM35

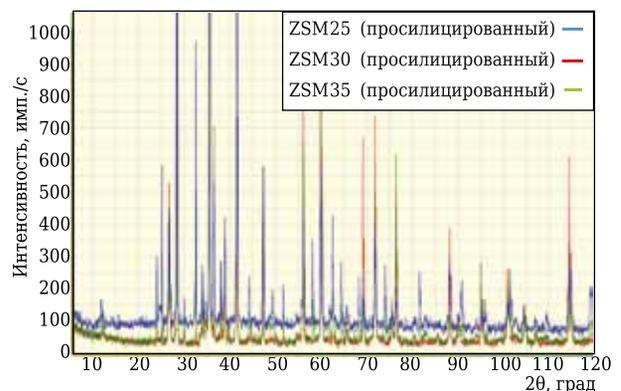


Рис. 5. Сравнительная картина наложенных дифрактограмм образцов с покрытиями составов ZSM25, ZSM30 и ZSM35 после силицирования

Таблица 2. Псевдообъемная доля фазы в просилицированных покрытиях составов ZSM25, ZSM30 и ZSM35

Состав покрытия	Псевдообъемная доля фазы, %									
	C (A9a)	<i>h</i> -BN	<i>h</i> -ZrB <sub>2</sub>	<i>t</i> -Mo <sub>5</sub> Si	<i>t</i> -MoSi <sub>2</sub>	$\beta$ -SiC	ZrC	$\alpha$ -SiO <sub>2</sub>	BC(Mo, Zr) <sub>2</sub>	Si
ZSM25	7,2	–	7,9	0,7	0,1	21,5	–	16,4	0,3	46,2
ZSM30	2,5	0,9	4,0	0,4	0,5	41,0	–	0,5	0,2	50,0
ZSM35	–	1,0	0,3	0,4	0,2	34,9	–	12,6	0,1	50,5

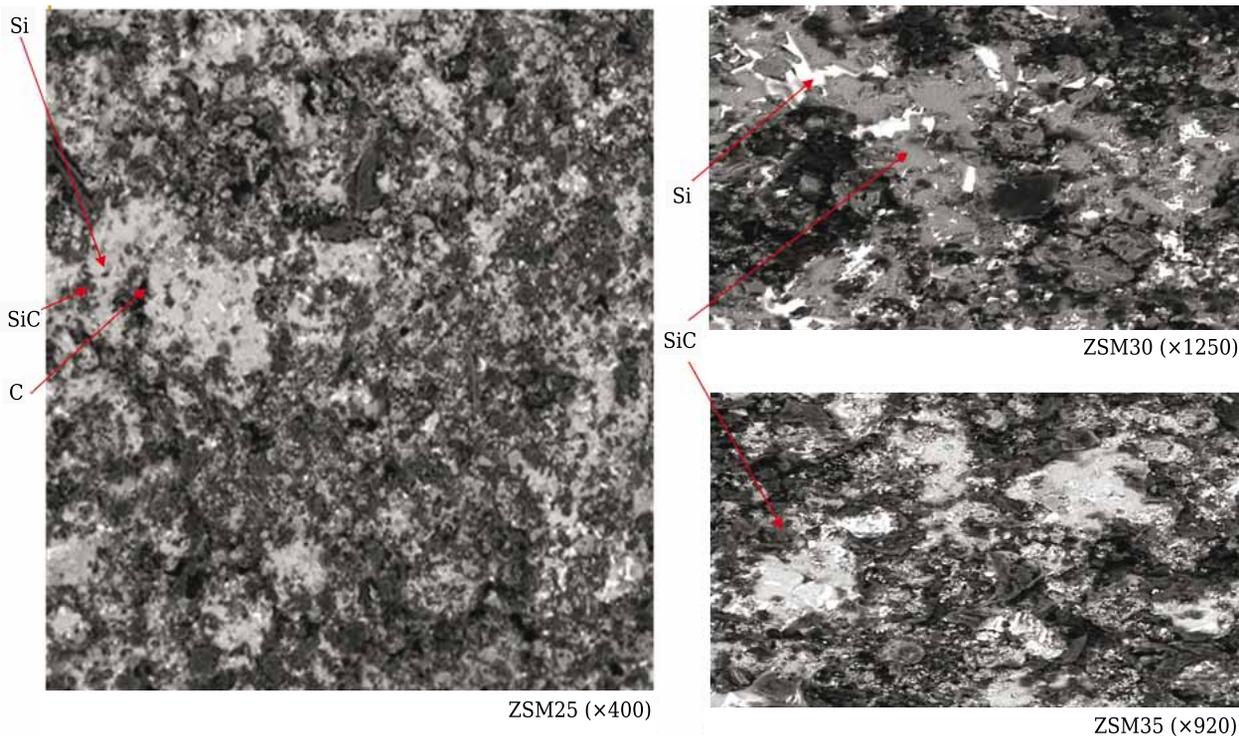


Рис. 6. Микроструктура просилицированных покрытий ZSM при различных увеличениях

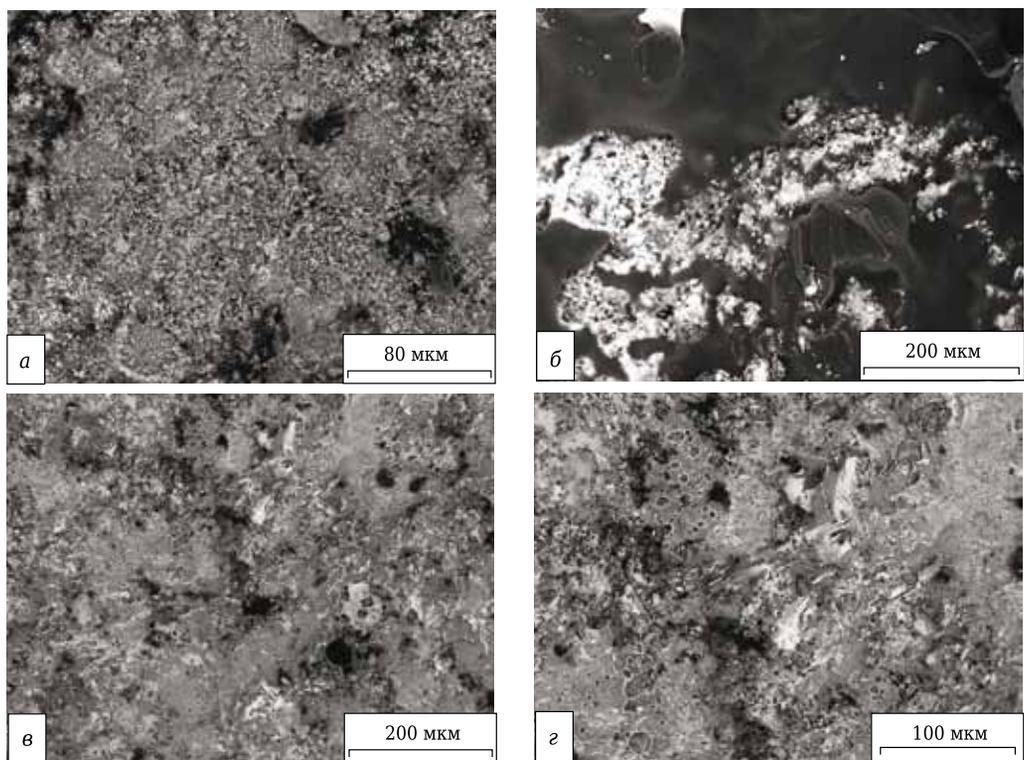


Рис. 7. Микроструктура покрытий ZSM35 (а,  $\times 1000$ ), ZSM30 (б,  $\times 430$ ) и ZSM25 (в, г,  $\times 400$  и  $\times 750$  соответственно) после испытаний на жаростойкость

Таблица 3. Массовое содержание элементов в точках

Точка	Массовая доля элемента, %							
	C	Si	Zr	O	Cu	Al	Ca	Mo
1	-	23,0	1,3	64,7	8,3	0,9	1,5	0,3
2	-	20,1	0,7	62,9	14,5	1,2	0,5	-
3	4,0	43,2	0,7	45,1	7,0	-	-	-
4	-	19,2	0,8	65,1	12,5	1,1	0,9	0,3
5	-	22,3	0,7	68,1	7,7	0,8	0,4	-
6	3,7	30,5	0,9	41,0	22,8	-	1,2	-
7	-	29,2	0,6	66,1	3,0	-	1,1	-
8	3,1	47,6	-	46,6	2,6	-	-	-
9	2,5	27,1	0,5	60,2	9,6	-	-	-
10	5,7	31,4	1,4	52,6	8,9	-	-	-

Таблица 4. Псевдообъемная доля фазы в просилицированных покрытиях ZSM25, ZSM35 после испытаний на жаростойкость

Состав покрытия	Псевдообъемная доля фазы, %		
	$\beta$ -SiC	<i>t</i> -ZrSiO <sub>4</sub>	Si
ZSM25	81,8	3,7	14,5
ZSM30	5,2	9,8	85,0

области уже обеднены Zr. Результаты анализа окисленной области покрытия ZSM25 представлены в табл. 3.

Почти во всех областях (особенно в области капель) присутствуют Si, O и Zr, а также примеси. Это дает основание предположить взаимодействие этих элементов с образованием высоковязкой тугоплавкой стекловидной пленки *t*-ZrSiO<sub>4</sub>, залечивающей трещины при воздействии высокоэнтальпийного потока. РФА данной области (рис. 9) подтверждает высказанное предположение.

Образцы с покрытиями ZSM25 и ZSM30 были испытаны плазменным пистолетом (плазмотроном) «Мультиплаз 2500-м» при расстоянии от сопла до поверхности образцов 10 см под углом 45° в течение 20 с при 2000°.

Фазовый состав покрытий ZSM25 и ZSM30 после оценочных испытаний на жаростойкость идентичен ( $\beta$ -SiC, Si, ZrSiO<sub>4</sub>), при этом линия  $\beta$ -SiC наиболее интенсивна для ZSM25, а интенсивность линии ZrSiO<sub>4</sub>, напротив, более чем в 2 раза меньше (см. рис. 9). Вероятно, это связано с меньшим окислением  $\beta$ -SiC до SiO<sub>2</sub> и дальнейшим взаимодействием с продуктом окисления [18] ZrB<sub>2</sub>, т. е. ZrO<sub>2</sub> по реакции ZrO<sub>2</sub> + SiO<sub>2</sub> = ZrSiO<sub>4</sub>.

В табл. 4 представлена псевдообъемная доля фаз в просилицированных покрытиях ZSM25, ZSM35 после испытаний на жаростойкость.

В обоих случаях после испытаний на поверхности образовался слой тугоплавкой стекловидной защитной пленки *t*-ZrSiO<sub>4</sub>, успешно защищающий от окисления, при этом более цельная микроструктура у ZSM25, на поверхности которого преобладает  $\beta$ -SiC.

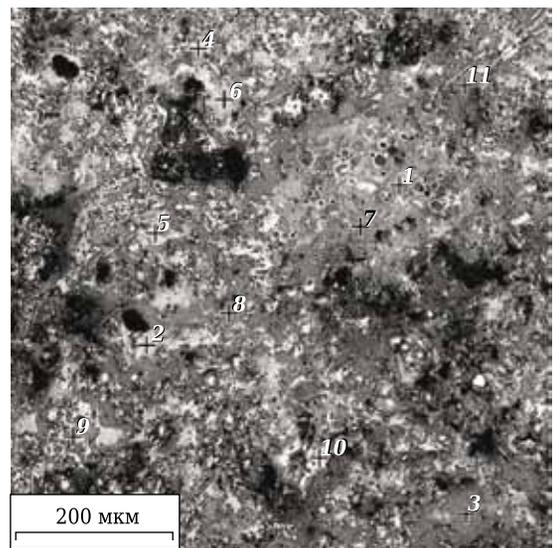


Рис. 8. Микроструктура окисленной области покрытия ZSM25.  $\times 400$

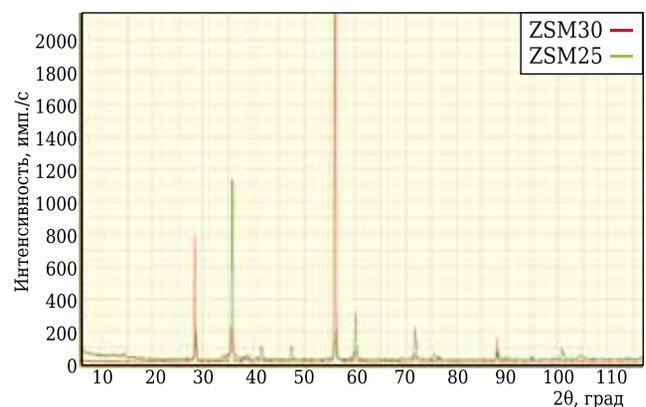


Рис. 9. Сравнительная картина наложенных рентгенограмм образцов с просилицированными покрытиями составов ZSM25 и ZSM30 после испытаний на жаростойкость

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработан способ нанесения покрытий по шликерно-обжиговой технологии, включающий высокотемпературный отжиг и уплотнение с использованием метода горячего прессования. Подобран оптимальный подслой Si<sub>25</sub>BN и ре-

жим нанесения покрытий. Установлено, что для хорошего сцепления необходимо дополнительно пропитать расплавом кремния отожженные покрытия составов ZSM. По результатам оценочных испытаний на жаростойкость при воздействии высокоэнтальпийного потока воздуха установлено, что на поверхности покрытий ZSM30 и ZSM25 образуется стекловидная пленка состава  $ZrSiO_4$ , успешно защищающая материал подложки.

**Библиографический список**

1. **Zhang, M.** Effect of vacuum thermal cyclic exposures on the carbon/carbon composites / *M. Zhang, K. Li, X. Shi [et al.] // Vacuum.* — 2015. — Vol. 122, № А. — P. 236–242.
2. **Zmij, V.** Complex protective coatings for graphite and carbon-carbon composite materials / *V. Zmij, S. Rudenkyi // Materials Sciences and Applications.* — 2015. — Vol. 6, № 1. — P. 879–888.
3. **Xue, Li-Zhen.** Flexural fatigue behavior of 2D crossply carbon/carbon composites at room temperature / *Li-Zhen Xue, Ke-Zhi Lin, Yan Jia [et al.] // Mater. Sci. Eng.* — 2015. — Vol. 634, № А. — P. 209–214.
4. **Chen, Wang.** Numerical analyses of ablative behavior of C/C composite materials international / *Wang Chen // Journal Heat and Mass Transfer.* — 2016. — Vol. 206 — P. 2832–2852.
5. **Каблов, Е. Н.** Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / *Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии.* — 2015. — № 1. — С. 3–33.
6. **Каблов, Е. Н.** Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы / *Е. Н. Каблов, Д. В. Гращенков, Н. В. Исаева [и др.] // Российский химический журнал.* — 2010. — № 1. — С. 20–24.
7. **Каблов, Е. Н.** Высокотемпературные конструкционные композиционные материалы на основе стекла и керамики для перспективных изделий авиационной техники / *Е. Н. Каблов, Д. В. Гращенков, Н. В. Исаева [и др.] // Стекло и керамика.* — 2012. — № 4. — С. 7–11.
8. **Каблов, Е. Н.** Современные материалы — основа инновационной модернизации России / *Е. Н. Каблов // Металлы Евразии.* — 2012. — № 3. — С. 10–15.
9. Доспехи для «Бурана». Материалы и технологии ВИАМ для МКС «Энергия-Буран» ; под ред. Е. Н. Каблова. — М. : Наука и жизнь, 2013. — 128 с.
10. **Прямилова, Е. Н.** Термохимическая стойкость керамики на основе боридов циркония и гафния / *Е. Н. Прямилова, В. З. Пойлов, Ю. Б. Лямин // Вестник ПНИПУ. Сер.: Химическая технология и биотехнология.* — 2014. — № 4. — С. 55–67.

11. **Fahrenholtz, W. G.** Ultra-high temperature ceramics: materials for extreme environment applications / *W. G. Fahrenholtz, E. J. Wuchina, W. E. Lee [et al.] // The American Ceramic Society.* — 2014. — P. 441.
12. **Justin, J.** Ultra high temperature ceramics: densification, properties and thermal stability / *J. Justin, A. Jankowiak // Handbook of Advanced Ceramics.* — 2011. — Vol. 3, № 1.
13. **Лу, О.** Исследование окислительно-защитных покрытий для углерод-углеродных композитов / *О. Лу, Ц. Фу, Ц. Хуан [и др.] // Научно-исследовательский центр С/С композитов, лаборатория сверхвысоких температур композитов, Северо-Западный политехнический университет.* — 2005. — № 1.
14. **Сорокин, О. Ю.** Керамические композиционные материалы с высокой окислительной стойкостью для перспективных летательных аппаратов / *О. Ю. Сорокин, Д. В. Гращенков, С. С. Солнцева [и др.] // Труды ВИАМ / ФГУП ВНИИ авиационных материалов.* — 2014. — № 6.
15. **Hu, P.** Effect of SiC content on the ablation and oxidation behavior of ZrB<sub>2</sub>-based ultra high temperature ceramic composites / *P. Hu, K. Gui, Y. Yang [et al.] // Materials.* — 2013. — Vol. 6, № 1.
16. **Pat. 2006284352 A1 US.** High temperature oxidation resistant material for spacecraft, hot structure part, spacecraft, and method for producing high temperature oxidation resistant material for spacecraft / *Oguri Kazuyuki, Sekigawa Takahiro // 27.12.06.*
17. **Loing Liu.** The ZrO<sub>2</sub> formation in ZrB<sub>2</sub>/SiC composite irradiated by laser / *Loing Liu, Zhuang Ma, Zhenyu Yan [et al.] // Materials.* — 2015. — Vol. 8. — P. 8745–8750
18. **Eakins, E.** Toward oxidation resistant ZrB<sub>2</sub>-SiC ultra high temperature ceramics / *E. Eakins, D. D. Jayaseelan, W. E. Lee [et al.] // Metall. Mater. Trans. A.* — 2011. — Vol. 42. — P. 878–887.
19. **Rujie, He.** Mechanical and electrical properties of MoSi<sub>2</sub>-based ceramics with various ZrB<sub>2</sub>- 20 vol. % SiC as additives for ultra-high temperature heating element / *Rujie He, Tong Zongwei, Zhang Keqiang [et al.] // Ceram. Int.* — 2017. — Vol. 44.
20. **Яцюк, И. В.** Кинетика и механизм высокотемпературного окисления керамических материалов в системе ZrB<sub>2</sub>-SiC-MoSi<sub>2</sub> / *И. В. Яцюк, А. Ю. Потанин, С. И. Рупасов [и др.] // Изв. вузов. Цветная металлургия.* — 2017. — № 6. ■

Получено 06.06.20

© Д. Ю. Синицын, В. Н. Аникин,  
С. А. Ерёмин, В. О. Ванюшин,  
А. А. Швецов, Н. Г. Бардин, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

	<p><b>ICSoba 2020 — 38-я Международная конференция и выставка Международного комитета по изучению бокситов, глинозема и алюминия</b></p>
	<p>12–16 октября 2020 г. <span style="float: right;">г. Цзинань, Китай</span></p> <p style="text-align: right;"><a href="https://icsoba.org/">https://icsoba.org/</a></p>