

К. т. н. О. Ю. Сорокин (✉), И. В. Осин, С. А. Евдокимов, В. Д. Шурыгин

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», Москва, Россия

УДК 666.3:546.281'261].001.5

ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗНЫХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ SiC-КЕРАМИКИ

Определены оптимальные характеристики пористых образцов на основе SiC-порошков, позволяющие получать бездефектные силицированные материалы. На основе данных ДСК-анализа, экспериментов по смачиванию SiC-подложек методом покоящейся капли выбран состав композиции для соединения карбидкремниевой керамики состава $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ (38 : 27 : 35 мас. %), позволяющий получать методом искрового плазменного спекания (SPS/FAST) с одновременным индукционным нагревом прочное соединение SiC-керамики без видимых трещин и пор.

Ключевые слова: SiC-керамика, искровое плазменное спекание (SPS/FAST), предел прочности на сдвиг, силицирование.

ВВЕДЕНИЕ

В современных авиационных газотурбинных двигателях (ГТД) температура газа в камере сгорания и перед ротором турбины высокого давления может составлять порядка 1400 °С и выше. Это означает, что корпус сегментной камеры сгорания, рабочие и сопловые лопатки, надроторные вставки являются наиболее теплонагруженными деталями ГТД, которые подвержены также термической усталости, вибрации, газовой коррозии и эрозии, действию газовых нагрузок. В связи с этим наиболее перспективными материалами для изготовления «горячих» деталей ГТД являются керамические материалы, например на основе карбида кремния [1]. Детали ГТД являются сложнопрофильными конструкциями, поэтому целесообразно их получение соединением более простых керамических малоразмерных деталей, полученных, например, методом горячего прессования, искрового плазменного спекания, жидкофазным силицированием, пропиткой кремнийорганическими соединениями, методом CVD (от англ. Chemical Vapour Deposition — химическое осаждение из газовой фазы) и др.

Анализ литературных данных показал, что можно выделить по крайней мере три основных направления, позволяющие получить прочное

соединение карбидкремниевых образцов с рабочей температурой выше 1400 °С [2–4]:

1. Применение кремнийсодержащих полимеров (керамообразующих полимеров-прекурсоров). Основным преимуществом их применения является относительно невысокая температура карбидизации. Как правило, это температура порядка 1000–1200 °С.

2. Получение SiC в шве непосредственно в процессе соединения карбидкремниевых образцов (in situ) при взаимодействии углеродного материала с расплавом Si.

3. Применение стекол системы $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ с добавками CaO, SrO, La_2O_3 , MgO, Y_2O_3 , HfO_2 и др. Основные преимущества этого направления: возможность получения газонепроницаемого соединения; стабильность теплофизических и прочностных свойств при температурах выше 1000 °С.

Цель настоящей работы — изучение влияния межфазных физико-химических процессов на структуру и прочностные характеристики паяного SiC-соединения с применением системы $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ в качестве композиции для получения сложнопрофильных керамических конструкций.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Получение материалов

Исходными компонентами для получения шихты композиции для соединения карбидкремниевой керамики являлись порошки SiO_2 , Al_2O_3 , Y_2O_3 . Зернистость исходных порошков определяли с помощью лазерного анализатора размера



О. Ю. Сорокин
E-mail: os1981@list.ru

частиц «Analysette 22 MicroTec Plus», Германия. Полученные результаты приведены в таблице и показаны на рис. 1.

Для получения гомогенной композиции для соединения карбидкремниевой керамики проводили совместное измельчение порошков SiO_2 ,

Степень чистоты и размер исходных порошков

Показатели	Кварц молотый	Оксид алюминия	Оксид иттрия
Чистота, мас. %	>98,0 (ГОСТ 9077)	>97,0 (ТУ 6-09-426-85)	>99,99 (ТУ 48-4-191-72)
Размер частиц, мкм	<4,0 ~40 %	<2,0 ~40 %	<5,6 ~40 %
	4,0-27,7 ~40 %	2,0-5,4 ~40 %	5,6-11,8 ~40 %
	>27,7 ~20 %	>5,4 ~20 %	>11,8 ~20 %
	$d_{cp} = 17,6$ мкм	$d_{cp} = 3,3$ мкм	$d_{cp} = 8,0$ мкм

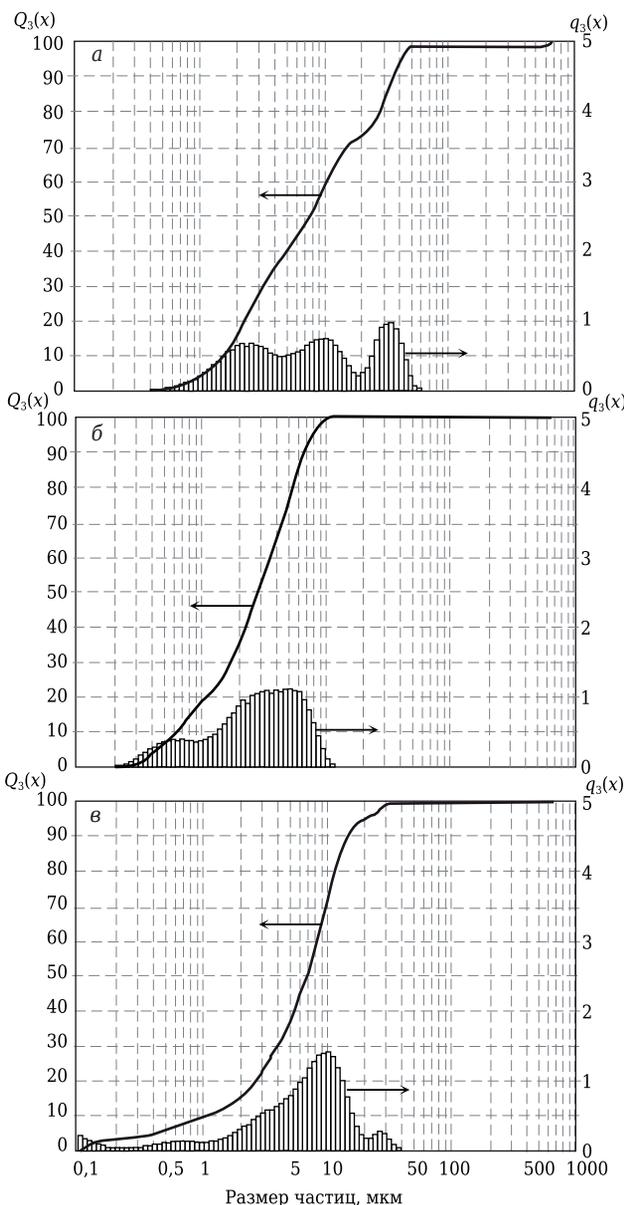


Рис. 1. Интегральные $Q_3(x)$ и дифференциальные $q_3(x)$ функции распределения частиц по размерам исходных порошков: а — SiO_2 ; б — Al_2O_3 ; в — Y_2O_3

Al_2O_3 , Y_2O_3 , взятых в количестве 38 : 27 : 35 мас. %, в планетарной шаровой мельнице «Retsch PM 400», Германия, не менее 1 ч при частоте вращения размольных стаканов 350 об/мин. Материал размольной гарнитуры — ZrO_2 . Средний размер частиц шихты после измельчения 3,8 мкм, при этом у 95 % порошка размер частиц составлял не более 10,9 мкм (рис. 2). Для получения пастообразной композиции в полученную шихту добавляли 10 %-ный водный раствор карбоксиметилцеллюлозного клея марки КМЦ-55, а затем тщательно размешивали до получения однородной массы. Пастообразную композицию наносили с помощью шпателя на поверхность соприкосновения карбидкремниевых образцов размерами 40×8×5 мм. Затем образцы помещали в сушильный шкаф при 80 °С и держали в нем не менее 1 ч для удаления влаги.

Процесс соединения карбидкремниевых образцов проводили на установке гибридного искрового плазменного спекания FCT Н-НР D 25 (FCT, Германия) в вакууме (в атмосфере азота) по следующему режиму: комбинированный нагрев (режим искрового плазменного спекания SPS/FAST с одновременным индукционным нагревом), скорость нагрева до 100 °С/мин, выдержка при конечной температуре до 45 мин, усилие прессования не менее 15 кН. Более подробная информация по конструктивным особенностям установки и режимам спекания керамических материалов приведена в публикациях [4, 5]. Изменение температуры графитовой пресс-формы и карбидкремниевых образцов фиксировали с помощью двух пирометров марки IGA6, расположенных, как показано на рис. 3, сбоку и сверху рабочей камеры установки. После соединения карбидкремниевых образцов охлаждение рабочей камеры происходило при избыточном давлении азота или в вакууме.

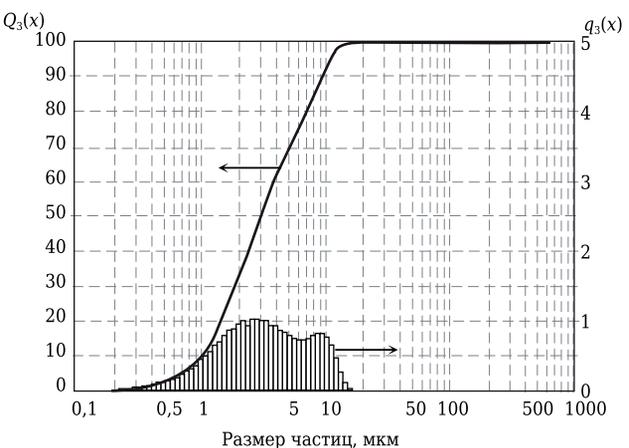


Рис. 2. Интегральная $Q_3(x)$ и дифференциальная $q_3(x)$ функции распределения частиц по размерам смеси порошков SiO_2 (38 мас. %)- Al_2O_3 (27 мас. %)- Y_2O_3 (35 мас. %) после совместного измельчения

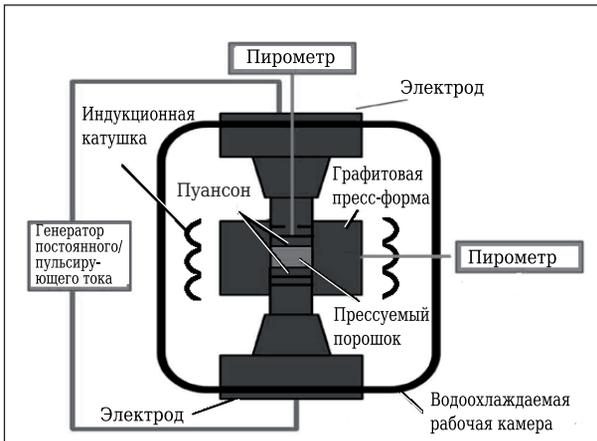


Рис. 3. Схема рабочей камеры гибридной установки истрогого плазменного спекания

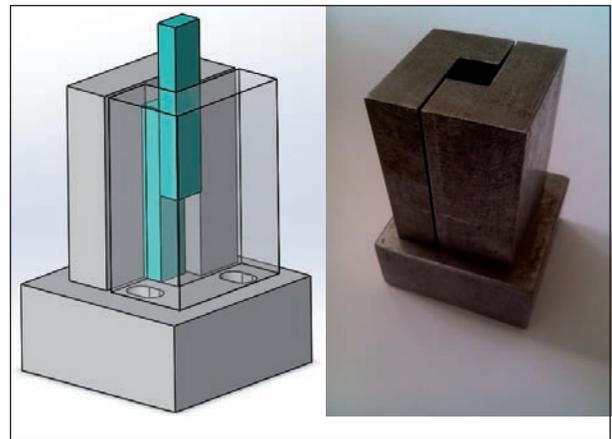


Рис. 4. Оснастка для измерения предела прочности на сдвиг нахлесточного соединения SiC-образцов

Методы исследований

Основные физико-химические характеристики (краевой угол смачивания, температура размягчения/плавления) в системе расплав – карбидкремниевая подложка определяли методом покоящейся капли с помощью нагревающего микроскопа «Misura 3 HSML 1600-30» («Expert System Solutions» S.r.l., Италия) в токе аргона. Высокотемпературные физико-химические процессы на поверхности SiC-образцов оценивали на образцах, спрессованных из порошков SiO_2 , Al_2O_3 и Y_2O_3 на спиртовой связке. Диаметр образцов 2 мм, высота 3 мм. Непосредственно перед проведением измерений основных физико-химических характеристик поверхность SiC-образцов шлифовали с помощью алмазных кругов, а затем определяли степень шероховатости с помощью профилометра «HOMMEL TESTER T500» («Hommel-Etamic», Германия).

Предел прочности на сдвиг нахлесточного соединения SiC-образцов определяли по стандарту ФГУП ВИАМ СТО 1-595-30-487-2015 на испытательной машине «Zwick Z100», Германия. Для испытания образцов на сдвиг была изготовлена специальная оснастка (рис. 4). Открытую пористость и кажущуюся плотность образцов определяли на лабораторных аналитических весах ANDGR-200, Япония, гидростатическим взвешиванием по ГОСТ 2409. Прочность при разрушении σ_p , МПа, вычисляли по формуле $\sigma_p = P_p / (b \cdot l)$, где P_p — нагрузка при разрушении, Н; b — ширина нахлесточного соединения, мм; l — длина нахлесточного соединения, мм. Микроструктуру шва нахлесточного соединения SiC-образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии («Hitachi SU 8010»). Элементный состав оценивали методом микроанализа рентгеновского спектра (Oxford Instruments X-Max^N). Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) SiC-образцов измеряли при нагревании со скоростью 5 К/мин

в среде аргона в диапазоне от 20 до 800 (1400) °С на dilatометре DIL 402 C «NETZSCH». Термическое поведение исследуемых материалов на воздухе исследовали с использованием прибора синхронного термического анализа «STA 449 C Jupiter» фирмы «Netzsch».

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для изучения процесса соединения SiC-материалов были использованы SiC-образцы размерами 82×8×5 мм. Технология получения образцов включала стадию подготовки шихты, «теплого» прессования, обжига, стадию пропитки расплавом кремния пористых образцов. В состав шихты вводили порошок карбида кремния, углеродный наполнитель в виде мелкодисперсного графита/кокса с максимальным размером зерна не более 50 мкм, фенолформальдегидное связующее [6, 7]. Пропитка пористых образцов расплавом Si включает ряд физико-химических процессов: смачивание углеродного материала и SiC расплавом Si с его одновременным растеканием по их поверхности, капиллярную пропитку, взаимодействие углерода с расплавом Si, образование вторичного SiC, изменение вязкости расплава Si за счет насыщения углеродом, тепловые эффекты, возникающие при силицировании, и др. [8, 9]. Проведенные эксперименты по получению SiC-образцов различной пористости показали, что на полноту пропитки влияют общий объем пористости образцов и распределение пор по эквивалентным диаметрам.

Увеличение плотности пористых образцов, прошедших стадию отжига при температуре не ниже 900 °С для удаления связующего, приводит к уменьшению среднего диаметра транспортных пор и, как следствие, к появлению дефектов в виде недопропитанных областей (рис. 5). Уменьшение среднего размера зерна при одинаковом



Рис. 5. Поперечное сечение SiC-образцов

значении плотности (постоянстве открытой пористости) также приводит к появлению недопитанных областей. Проведенные исследования микроструктуры пористых образцов для силицирования с помощью электронного микроскопа показали, что значение критического диаметра транспортных пор, при котором еще происходит их полная пропитка, около 1 мкм.

В ходе исследований было также установлено, что при среднем размере частиц шихты 3,8 мкм открытая пористость SiC-материала должна составлять $(20 \pm 2) \%$. В этом случае его структура получается равномерной и без видимых дефектов. Измеренное значение ТКЛР полученных SiC-образцов составляет $(5,1 \pm 0,2) \cdot 10^{-6}$ 1/К в диапазоне от 20 до 1400 °С (рис. 6, а), что хорошо согласуется с ТКЛР карбидкремниевой керамики, производимой различными компаниями: $4,9 \cdot 10^{-6}$ 1/К — Rocar® SiC («CeramTec»), $5,0 \cdot 10^{-6}$ 1/К — EKasic®-G («3М Technical Ceramics») [7, 9].

Как известно, для получения прочного соединения необходимо соблюдение нескольких условий, среди которых основными являются: близость

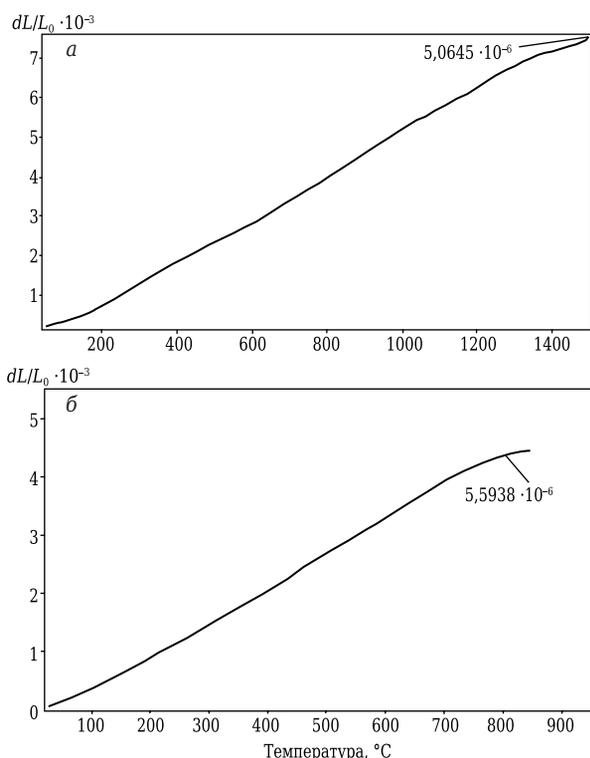


Рис. 6. Типичные значения ТКЛР SiC-образца (а) и композиции (б) для соединения SiC-керамики состава $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ (38 : 27 : 35 мас. %)

значений ТКЛР соединяемых материалов и материала образующегося шва (желательно не более 10 %); хорошее смачивание композицией для соединения материала-подложки, т. е. значение краевого угла смачивания ниже 90 град. Проведенный анализ литературных данных показал, что значения ТКЛР образующихся соединений в системе $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ могут изменяться в достаточно широком диапазоне: от $3,96 \cdot 10^{-6}$ 1/К для $\text{Y}_2\text{Si}_2\text{O}_7$ до $9,26 \cdot 10^{-6}$ 1/К для $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ [10]. Наибольшей схожестью по значению ТКЛР с карбидкремниевой керамикой обладают тройные системы $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$.

В работе [11] газонепроницаемое соединение карбидкремниевой керамики получали с помощью лазерного нагрева, причем наилучшее значение показала тройная система оксидов $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$, взятых в соотношении 38:27:35 мас. %. Для уточнения применимости этой системы для соединения карбидкремниевых образцов с помощью установки гибридного искрового плазменного спекания было измерено значение ТКЛР в диапазоне до 800 °С. Полученное значение составило $(5,5 \pm 0,2) \cdot 10^{-6}$ 1/К (рис. 6, б), что примерно менее чем на 10 % превышает значение ТКЛР полученной карбидкремниевой керамики. Это обстоятельство способствует уменьшению уровня внутренних напряжений в контактной области при изменении температурного поля и, следовательно, приводит к снижению вероятности появления термических трещин в образованном шве [12].

Как известно, шероховатость смачиваемой поверхности вызывает отклонение измеряемого краевого угла смачивания по сравнению со значением для гладкой поверхности [13]. В этом случае для расчета эффективного угла смачивания используют соотношение Венцеля – Дерягина $\cos\theta_{\text{ш}} = K\cos\theta_0$, где K — коэффициент шероховатости; $\theta_{\text{ш}}$ и θ_0 — краевые углы смачивания шероховатой и идеально гладкой поверхности. Проведенные эксперименты по смачиванию SiC-образцов со степенью шероховатости $Ra = 3$ (0,5) расплавом состава $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ (38 : 27 : 35 мас. %) не выявили заметных различий в конечных значениях краевых углов смачивания (16 и 14 град соответственно, рис. 7, 8). Как следует из рис. 8, в начале эксперимента $\theta = 96$ град. Не-

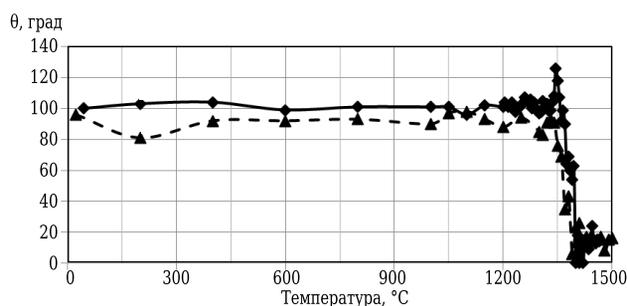


Рис. 7. Температурная зависимость краевого угла смачивания θ SiC-образцов со степенью шероховатости $Ra = 3$ (♦) и $Ra = 0,5$ (▲) расплавом состава $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ (38 : 27 : 35 мас. %)

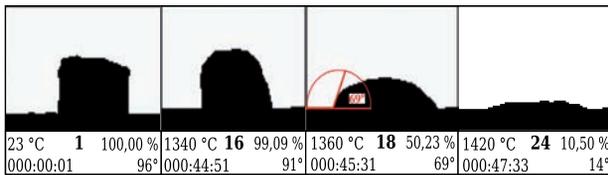


Рис. 8. Изображения № 1, 16, 18 и 24 капли состава SiO₂–Al₂O₃–Y₂O₃ (38 : 27 : 35 мас. %) на поверхности SiC-образца в ходе проведения эксперимента: слева сверху — температура эксперимента, слева снизу — длительность эксперимента; справа сверху — процент от высоты образца в исходном состоянии, справа снизу — краевой угол смачивания

которые различия в температурных зависимостях краевого угла смачивания до температуры 1200 °C могут быть вызваны невозможностью получения образцов строго цилиндрической формы. Затем по мере повышения температуры при 1340 °C происходят размягчение образца (соответствует снижению высоты образца на 5 %) и его плавление. Интенсивное растекание расплава по поверхности SiC наблюдается выше 1400 °C.

Полученные результаты ДСК- и ТГ-анализов композиции для соединения SiC-керамики состава SiO₂–Al₂O₃–Y₂O₃ также подтверждают температуру начала ее плавления — 1350 °C (рис. 9). В связи с этим температура проведения процесса соединения карбидкремневой керамики не ниже 1350 °C. С помощью алмазного диска образцы разрезали на две половины, соединение которых осуществляли по схеме внахлестку. Для определения влияния режима нагрева на качество соединения SiC-керамики исследуемые образцы разделяли на две группы. Соединение первой группы образцов проводили в установке FCT H-HP D 25 в режиме SPS/FAST, второй — в режиме SPS/FAST с одновременным индукционным нагревом (рис. 10). Как следует из рис. 10, а, изменение температуры между верхним пуансоном и боковой стенкой пресс-формы различается приблизительно на 100 °C, что косвенным образом указывает на предпочтительное протекание электрического тока по стенкам графитовой пресс-формы. Быстрый нагрев со скоростью около 100 °C/мин не позволяет добиться уменьшения разности температур ΔT бокового и верхнего пирометров по объему пресс-формы, что в конечном счете приводит к формированию неравномерного и неплотного шва между карбидкремневыми образцами. Напротив, проведение процесса соединения карбидкремневой керамики в режиме SPS/FAST с одновременным индукционным нагревом, а также снижение скорости нагрева позволяют добиться равномерного распределения поля температур и свести практически к нулю значение ΔT (рис. 10, б). Было установлено также, что наиболее оптимальной продолжительностью выдержки является 5–15 мин, при этом в зоне шва не наблюдается появление дефектов в

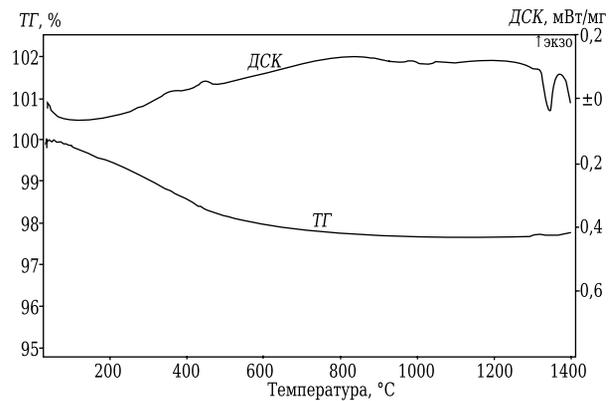


Рис. 9. Результаты ДСК- (верхняя зависимость) и ТГ- (нижняя зависимость) анализов композиции для соединения SiC-керамики состава SiO₂–Al₂O₃–Y₂O₃ (38 : 27 : 35 мас. %)

виде трещин и отслоений, микроструктура шва наиболее однородная.

Полученные значения предела прочности на сдвиг подтверждают сильное влияние градиен-

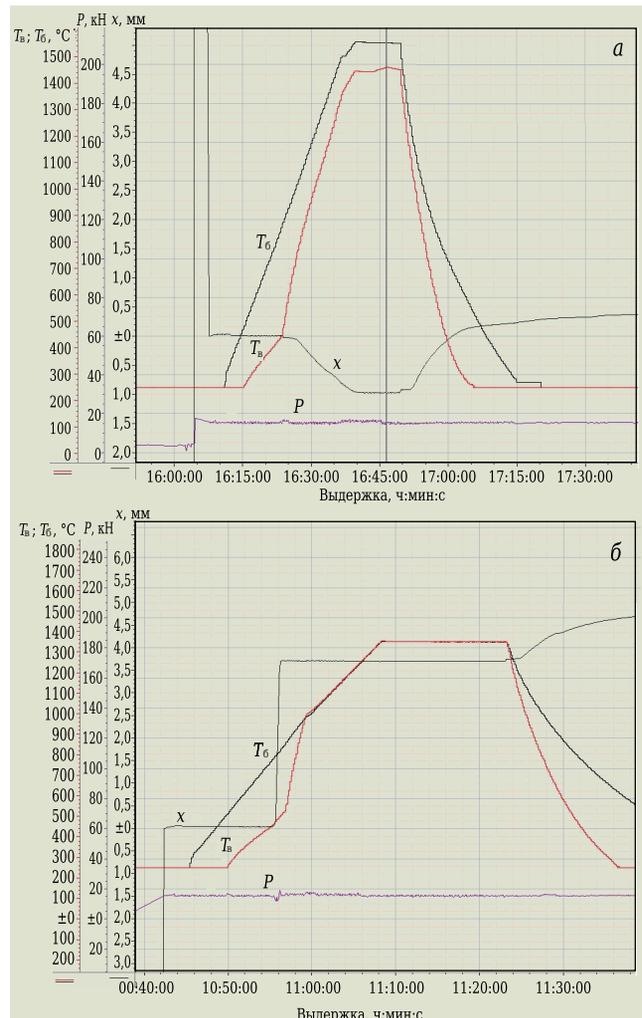


Рис. 10. Соединение SiC-образцов в режиме SPS/FAST (а) и в режиме SPS/FAST с одновременным индукционным нагревом (б): T_в и T_б — показания верхнего и бокового пирометра; P — усилие прессования; x — перемещение пуансона

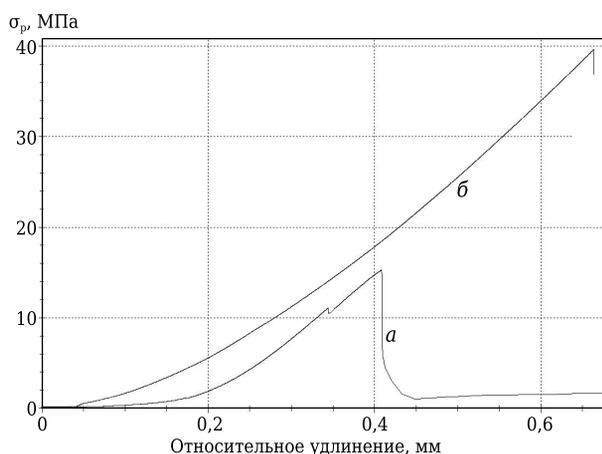


Рис. 11. Типичный график зависимости напряжение – относительное удлинение SiC-образцов, полученных в режиме SPS/FAST (а) и в режиме SPS/FAST с одновременным индукционным нагревом (б)

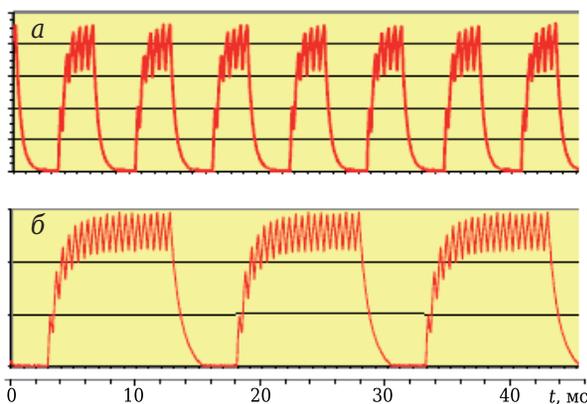


Рис. 12. Модуляция формы импульсов в образцах 1-й (а) и 2-й серии (б)

та температур внутри пресс-формы на качество полученного шва. Значение предела прочности на сдвиг σ_p в случае соединения SiC-керамики в режиме SPS/FAST с одновременным индукционным нагревом практически в 3 раза больше, чем σ_p соединения, полученного в режиме SPS/FAST, и составляет (43 ± 5) и (13 ± 3) МПа соответственно (рис. 11).

Следует отметить, что в ходе экспериментов по соединению карбидкремниевых образцов были проведены серии, в которых генератор импульсов постоянного тока установки Н-HPD 25-SD генерировал короткие импульсы постоянного тока (1-я серия: $t_{on} = 3$ мс, $t_{off} = 3$ мс; 2-я серия: $t_{on} = 15$ мс, $t_{off} = 5$ мс, рис. 12) для максимально полной эксплуатации желаемого SPS-эффекта (здесь t_{on} — длительность импульса постоянного тока, мс; t_{off} — длительность межимпульсного интервала, мс). Тем не менее заметных отклонений по значениям σ_p нахлесточных соединений SiC-образцов отмечено не было.

Проведенное исследование зоны шва показало, что микроструктура соединения SiC-керамики однородная, без видимых трещин и пор. Толщина шва равномерная и составляет 4–7 мкм по всей площади соединения (рис. 13). Результаты микрорентгеноспектрального анализа подтвердили присутствие элементов Si, Al, Y, O, а также C, Zr в зоне шва. Присутствие циркония, по всей видимости в виде соединения ZrO_2 , связано с неизбежным намолем при применении размольной гарнитуры из диоксида циркония.

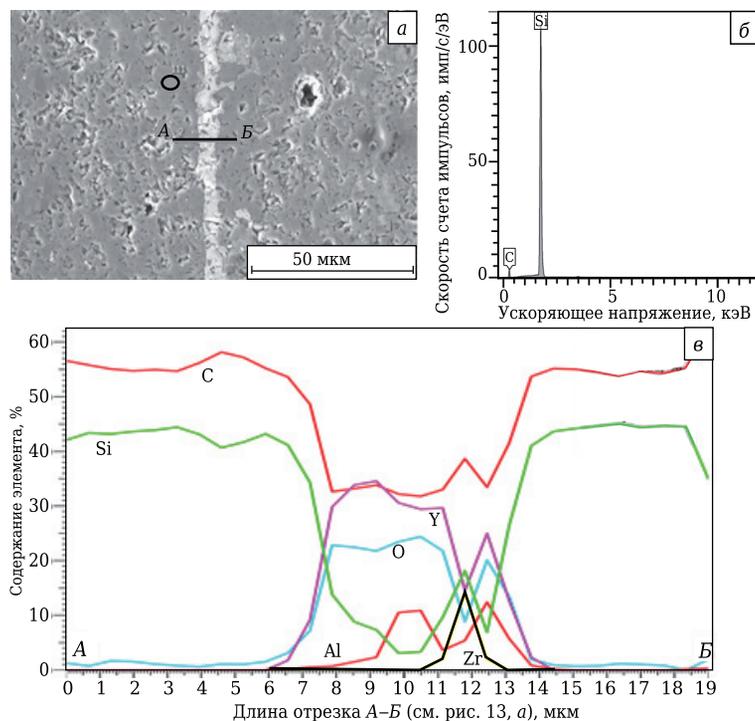


Рис. 13. Микроструктура зоны шва (а), результаты энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа SiC-образца в области 111 (б), концентрационные кривые распределения Si, Al, Y, O, C, Zr вдоль линии А–В (в)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что появление дефектов в образцах после процесса силицирования в виде недопропитанных областей связано с уменьшением среднего диаметра транспортных пор и снижением объема открытой пористости образцов. Показано, что при среднем размере частиц шихты 3,8 мкм значение открытой пористости должно составлять (20 ± 2) %, средний диаметр транспортных пор должен быть не менее 1 мкм. В этом случае структура полученного SiC-материала получается равномерной и без видимых дефектов.

2. На основе результатов ДСК-анализа, экспериментов по смачиванию SiC-образцов каплей состава $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ (38:27:35 мас. %) определена температура проведения процесса соединения карбидкремниевой керамики — выше 1350 °С.

3. Методом покоящейся капли определены температурные зависимости краевого угла смачивания SiC-образцов расплавом состава $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$, показана хорошая их смачиваемость выше 1350 °С ($\theta = 12 \div 14$ град).

4. Установлено, что проведение процесса соединения карбидкремниевой керамики в режиме SPS/FAST с одновременным индукционным нагревом позволяет свести практически к нулю значение градиента температуры ΔT по объему пресс-формы и, как следствие, добиться прочного однородного соединения без видимых трещин и пор с пределом прочности на сдвиг $\sigma_p = (43 \pm 5)$ МПа.

5. Установлено, что ТКЛР тройной системы оксидов $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ выше ТКЛР SiC-керамики не более чем на 10 % — $(5,5 \pm 0,2) \cdot 10^{-6}$ и $(5,1 \pm 0,2) \cdot 10^{-6}$ 1/К соответственно. Это способствует снижению уровня внутренних напряжений в области шва при возможных теплосменах нахлесточного соединения SiC-образцов.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 14.1: Конструкционные керамические композиционные материалы («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г.») [14–16].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-00253 мол_а.

Библиографический список

1. Singh, M. Microstructure and mechanical properties of reaction-formed joints in reaction-bonded silicon carbide ceramics / M. Singh // J. Mater. Sci. — 1998. — Vol. 33, № 24. — P. 5781–5787.
2. Zheng, J. Green state joining of silicon carbide using polymer precursors. PhD Dissertation. Iowa State University, 2000. — 128 p.
3. Advances in brazing: science, technology and applications / ed. by Dušan P. Sekulić, 2003. — 619 p.
4. Сорокин, О. Ю. Метод гибридного искрового плазменного спекания: принцип, возможности, перспективы применения / О. Ю. Сорокин, С. С. Солнцев, С. А. Евдокимов, И. В. Осин // Авиационные материалы и технологии. — 2014. — № S6. — С. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-11-16.
5. Сорокин, О. Ю. Керамические композиционные материалы с высокой окислительной стойкостью для перспективных летательных аппаратов (обзор) / О. Ю. Сорокин, Д. В. Гращенков, С. С. Солнцев, С. А. Евдокимов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. — 2014. — № 6. — Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.04.2017). DOI: dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2014-0-6-8-8.
6. Гнесин, Г. Г. Карбидокремниевые материалы / Г. Г. Гнесин. — М.: Металлургия, 1977. — 216 с.
7. Официальный сайт компании CERAMTEC [Электронный ресурс]. — Германия. — Режим доступа: <http://www.ceramtec.com> (дата обращения 01.06.2016).
8. Сорокин, О. Ю. К вопросу о механизме взаимодействия углеродных материалов с кремнием (обзор) / О. Ю. Сорокин // Авиационные материалы и технологии. — 2015. — № 1. — С. 65–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-65-70.
9. Официальный сайт компании 3M Technical Ceramics [Электронный ресурс]. — Германия. — Режим доступа: <http://www.esk.com> (дата обращения 01.06.2016).

10. Shelby, J. Formation and properties of yttrium-alumosilicate glasses / J. Shelby, S. Minton, C. Lord, M. R. Tuzzolo // Phys. Chem Glasses. — 1992. — Vol. 3. — P. 93–98.
11. Herrmann, M. $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ -based glass-ceramic fillers for the laser-supported joining of SiC / M. Herrmann, W. Lippmann, A. Hurtado // J. Eur. Ceram. Soc. — 2014. — Vol. 34. — P. 1935–1948.
12. Няфкин, А. Н. Исследование влияния состава гетерогенных систем с высоким содержанием карбидной фазы на теплофизические свойства / А. Н. Няфкин, О. И. Гришина, А. А. Шавнев [и др.] // Авиационные материалы и технологии. — 2014. — № S6. — С. 28–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-11-16.
13. Сумм, Б. Д. Физико-химические основы смачивания и растекания / Б. Д. Сумм, Ю. В. Горюнов. — М.: Химия, 1976. — 232 с.
14. 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. DOI:10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
15. Каблов, Е. Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. — 2012. — № S. — С. 7–17.
16. Каблов, Е. Н. Контроль качества материалов — гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. — 2001. — № 1. — С. 3–8. ■

Получено 19.04.17

© О. Ю. Сорокин, И. В. Осин, С. А. Евдокимов, В. Д. Шурыгин, 2017 г.