



К. т. н. С. Н. Перевислов^{1,2} (✉), М. В. Томкович³,
к. т. н. А. С. Лысенков⁴, М. Г. Фролова⁴

¹ ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)», Санкт-Петербург, Россия

² ФГБУН «Институт химии силикатов им. И. В. Гребенщикова РАН», Санкт-Петербург, Россия

³ ФГБУН «Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН», Санкт-Петербург, Россия

⁴ ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН», Москва, Россия

УДК 666.3]486

МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ И СВОЙСТВА АРМИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Представлен обзор литературы, посвященный способам получения и отличительным особенностям армированных волокнами и нитевидными кристаллами композиционных материалов на основе карбидов, нитридов и боридов переходных металлов, а также ковалентных соединений (SiC , Si_3N_4) и Al_2O_3 . Изучены основные свойства волокон и нитевидных кристаллов.

Ключевые слова: волокна, нитевидные кристаллы, карбиды, нитриды, бориды, SiC , Si_3N_4 , армированные материалы.

ВВЕДЕНИЕ

Современные условия использования техники требуют создания новых высокоэффективных материалов, работающих при 1200–1800 °С. К таким материалам в первую очередь можно отнести изделия из технической керамики, основными преимуществами которой являются термическая стабильность, низкая плотность, инертность к многим агрессивным средам, высокий уровень механических свойств (модуль упругости, твердость, прочность). Однако большая хрупкость технической керамики ограничивает возможность ее использования при значительных термических нагрузках.

Одним из главных решений данной проблемы является создание композиционных материалов (КМ), армированных дискретными и непрерывными волокнами. Данные КМ проявляют нелинейную деформацию до максимальной

нагрузки, сохраняя несущую способность при дальнейшем нагружении, в отличие от неармированной керамики [1–3].

Из армированных КМ изготавливают высокотемпературные защитные конструкции и крепления для космических летательных аппаратов, элементы газовых турбин и двигателей, тормозные системы для автомобилей, калибровочные платы в измерительной технике, элементы оптических измерительных систем, конструкции энергоемких производств, режущий инструмент, элементы брони, сопла пескоструйной обработки, узлы трения и др. [4–9]. Однако их создание связано с рядом проблем, наиболее важными из которых являются достижение равномерности распределения армирующих компонентов в матрице, обеспечение направленности армирования (анизотропии свойств), создание необходимой границы раздела компонентов по составу и структуре и достижение высокой плотности материала [10].

Для получения армированных КМ используют непрерывные или дискретные волокна (с небольшим отношением длины к диаметру). Короткие волокна могут быть случайно ори-



С. Н. Перевислов
E-mail: perevislov@mail.ru

ентрированными или иметь преимущественно направленную ориентацию, например однонаправленные волокна (уложенные в одном направлении) [10].

В качестве матричного материала применяют Al_2O_3 , муллит, кордиерит, Si_3N_4 , AlN , SiC , углерод и др. В качестве армирующей фазы используют оксидные, карбидные, нитридные, борные волокна (табл. 1) [11]. Но наибольший интерес для разработчиков представляют волокна SiC и углерода [12–15].

Для армирования нитевидными кристаллами (НК) широко применяют алюмооксидные, кордиеритовые и циркониевые матрицы. Однако для алюмооксидных матриц характерно интенсивное снижение прочности выше $1000\text{ }^\circ\text{C}$ [16]. Введение $HKSiC_w$ в кордиеритовую матрицу повышает ее вязкость разрушения K_{Ic} с 2,2 до 3,8 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. Керамика на основе частично стабилизированного ZrO_2 разупрочняется при введении SiC_w , но ее K_{Ic} при этом возрастает. Наиболее перспективными для изготовления КМ являются матрицы SiC и Si_3N_4 , преимущество которых заключается в устойчивости к окислению до $1500\text{--}1800\text{ }^\circ\text{C}$ [17–20]. Для армирования матрицы Si_3N_4 широко используют нитевидные кристал-

лы SiC_w и Si_3N_{4w} . Эффект от армирования волокнами Si_3N_{4w} достигается лишь при условии нанесения на НК барьерного покрытия (интерфазы) [21–25]. Борные волокна изготавливают методом химического разложения газообразного трихлорида бора, при котором атомы бора осаждаются на нагреваемую вольфрамовую проволоку диаметром 30–40 мкм [26–31]. Волокна Al_2O_3 чаще всего используют в композитах на основе металлических матриц (алюминия и его сплавов). Используемый метод их производства близок к технологии золь-гель с последующей высокотемпературной обработкой [32–34].

Существуют два метода получения непрерывных волокон SiC_f : разложение поликарбосилана и осаждение газообразного SiC на вольфрамовое волокно (кernовые волокна) [11, 35, 36] (рис. 1, а); пиролиз полидиметилсилана в автоклаве при давлении 100 атм с дальнейшей вакуумной термообработкой (бескernовые волокна) [11, 37] (рис. 1, б).

Нитевидные кристаллы SiC_w и Si_3N_{4w} (рис. 2) обычно выращивают из пересыщенной высококипящей газовой фазы при высоких температурах, поэтому по составу они чище, чем SiC_f . НК являются монокристаллами и практически не содержат примесей, уровень их свойств может достигать высоких значений: предел прочности при разрыве $\sigma_{разр}$ и модуль упругости $E_{упр}$, равные 14–20 ГПа и 700 ГПа соответственно. Нитевидные кристаллы имеют ряд недостатков: на их основе трудно получить однородный материал, так как они имеют тенденцию к образованию переплетенных агломератов, кристаллы могут ориентироваться, в результате чего материал становится анизотропным [38–45].

Таблица 1. Свойства неорганических волокон

| Тип волокна | Плотность, г/см ³ | Модуль Юнга $E_{упр}$, ГПа | Предел прочности при разрыве $\sigma_{разр}$, МПа |
|-----------------|------------------------------|-----------------------------|--|
| Стекло | 2,54 | 70 | 2200 |
| SiC (Nicalon) | 2,60 | 250 | 2200 |
| Al_2O_3 | 3,90 | 380 | 1400 |
| Борные | 2,65 | 420 | 3500 |
| Углеродные | 1,86 | 380 | 2700 |

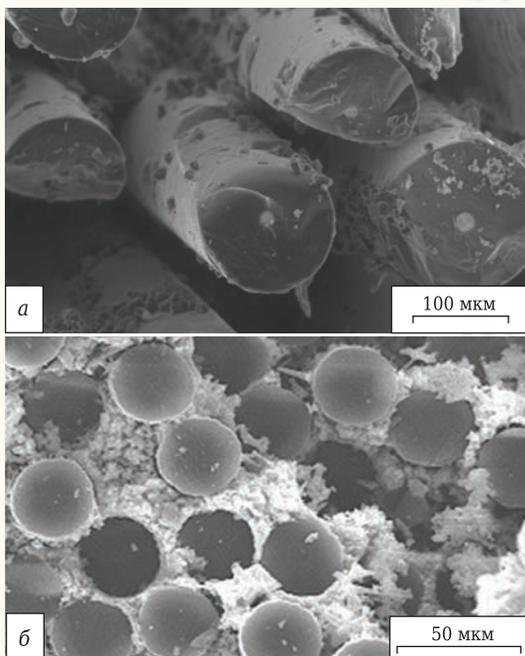


Рис. 1. Микрофотографии kernовых (а) и бескernовых волокон (б) SiC

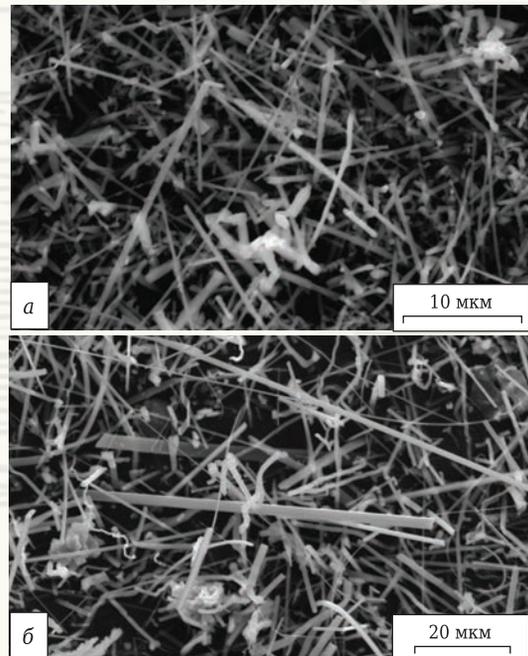


Рис. 2. Микрофотографии нитевидных кристаллов SiC_w (а) и Si_3N_{4w} (б)

Главными преимуществами углеродных волокон (C_f) являются низкая плотность ρ , высокая жаростойкость в инертной среде (до 2500 °С), однако при работе в окислительной среде при температуре выше 400 °С они требуют специальной защиты [46–50]. Сырьем для получения углеродных волокон (рис. 3) служат органические волокна, чаще всего целлюлозные волокна (вискоза) и синтетические волокна (полиакрилонитрил). Эти волокна получают выдавливанием полимера через фильеры в вязкотекучем состоянии с последующим термическим разложением [51]. В зависимости от содержания углерода волокна делят на: карбонизованные (< 90 % С), угольные (91–98 % С) и графитовые (> 98 % С) [51–53]. Углеродные волокна обладают высоким уровнем $\sigma_{\text{разр}}$ и $E_{\text{упр}}$ [49, 50, 53], КМ на их основе легко обрабатываются механически.

Процесс разрушения армированных КМ включает в себя несколько этапов: начало микрорастрескивания матрицы, увеличение количества матричных микротрещин, разрыхление волокон; выдергивание волокон [46, 47]. Наибольшие затраты энергии при разрушении армированных КМ приходится на преодоление сил трения при выдергивании волокон из матрицы, что показывает важность изучения взаимодействия фаз на границе раздела волокно – матрица. Для этого на волокна наносят покрытия (интерфазы), повышающие прочность сцепления с матрицей [54].

Для нитевидных кристаллов SiC наиболее часто используемое покрытие состоит из тонкого слоя (< 1 мкм) анизотропного пироуглерода, осажденного на поверхность SiC_w методом химического осаждения из газовой фазы [55–61]. Одним из недостатков пироуглерода является его окисление при 450–500 °С. Устойчивость SiC– SiC_f композитов к окислению повышается при введении бора, образующего B_2O_3 , который при температуре от 470 до 1100 °С может залечивать микротрещины матрицы, как это делает SiO_2 при более высокой температуре (≥ 1400 °С). Эффективным является также создание многослойных покрытий.

Оксиды, за исключением HfO_2 и ZrO_2 , взаимодействуют с углеродным волокном и поэтому неприменимы для его защиты. Оксиды SiO_2 и B_2O_3 способствуют залечиванию микротрещин, что позволяет использовать такие волокна до 1400–1500 °С. При более высокой температуре используют покрытия из SiC и TiC, Si_3N_4 и AlN, $MoSi_2$ и $TiSi_2$ или комбинаций этих материалов, которые могут защитить волокна до 1700–1800 °С. При температуре выше 1800 °С пленка SiO_2 на поверхности волокон начинает разлагаться, что делает невозможным их дальнейшее использование [62, 63].

В статье рассмотрены наиболее распространенные методы получения КМ [64].

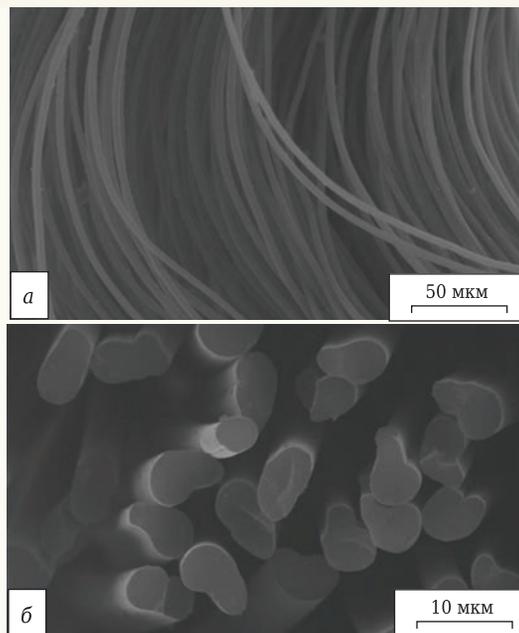


Рис. 3. Микрофотографии углеродных волокон: а — непрерывные C_f ; б — торец C_f

МЕТОД ПОРОШКОВОГО ПЕРЕМЕШИВАНИЯ КОМПОНЕНТОВ

Микронный или субмикронный порошок (≤ 1 мкм) матричного компонента (Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 (рис. 4, а, б, в, соответственно)) смешивают с ни-

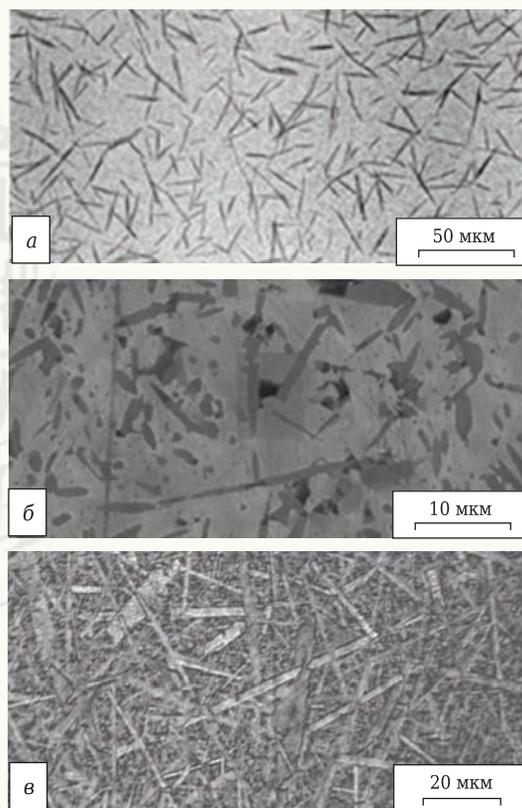


Рис. 4. Микроструктуры материалов Al_2O_3 + 10 об. % SiC_w (а), SiC + 5 об. % SiC_w (б), Si_3N_4 + 20 об. % Si_3N_{4w} (в)

Таблица 2. Физико-механические свойства КМ на основе Al_2O_3 , SiC и Si_3N_4

| Компоненты, об. % | | Способ получения | Содержание НК, об. % | ρ , г/см ³ | $\sigma_{изг}$, МПа | | $K_{1с}$, МПа·м ^{1/2} |
|-------------------|--------------------|---------------------|----------------------|----------------------------|----------------------|-------------|---------------------------------|
| матрица | спекающая добавка* | | | | при 20 °С | при 1300 °С | |
| 90 Al_2O_3 | 10 MeO | Спекание | – | 3,85 | 350–380 | 150–200 | 3,5–3,7 |
| 90 SiC | 10 YAG | » | – | 3,20 | 430–450 | 380–400 | 4,5–4,8 |
| 80 Si_3N_4 | 20 YAG | Горячее прессование | – | 3,15 | 600–650 | 450–480 | 5,8–6,0 |
| 80 Al_2O_3 | 10 MeO | » | 10 SiC _w | 3,45 | 650–680 | 220–250 | 5,8–6,2 |
| 85 SiC | 10 YAG | Спекание | 5 SiC _w | 3,05 | 550–570 | 400–440 | 5,6–6,0 |
| 60 Si_3N_4 | 20 YAG | Горячее прессование | 20 Si_3N_{4w} | 3,00 | 720–750 | 530–550 | 7,0–7,5 |

* MeO — смесь легкоплавких оксидов эвтектического состава; YAG — алюмоиттриевый гранат.

тевидными кристаллами (SiC_w, Si₃N_{4w}), формируют заготовки и термообработывают [65–69]. В качестве спекающих добавок используют легкоплавкие оксидные смеси, чаще всего эвтектического состава. При равномерном распределении НК в матрице материалы обладают повышенным уровнем механических свойств в сравнении со стандартными материалами, не содержащими нитевидных кристаллов (табл. 2). Достоинствами данных материалов являются значительные механические (прочность при изгибе $\sigma_{изг}$, $E_{упр}$, $K_{1с}$) и высокотемпературные свойства (жаропрочность, термическая и жаростойкость), химическая стойкость, низкая плотность и ТКЛР. Недостатками являются: высокая хрупкость, необходимость использования микронных и субмикронных исходных порошков, большая усадка при спекании или горячем прессовании (до 20 об. %), сложность механической обработки [21–25].

ПОЛИМЕРНАЯ ПРОПИТКА С ПОСЛЕДУЮЩИМ ПИРОЛИЗОМ (POLYMER IMPREGNATION AND PYROLYSIS (PIP))

Процесс получения композитов, армированных непрерывными углеродными [70–75] или карбидокремневыми [76–83] волокнами, выглядит так: каркас из непрерывно-сплетенных волокон пропитывается расплавом полимера, после чего подвергается многократному пиролизу при температуре до 1000 °С. Свойства PIP-материалов представлены в табл. 3. Достоинствами PIP-материалов являются технологическая легкость изготовления, возможность получения изделий различной геометрической формы и конфигурации, низкие плотность ρ и ТКЛР. Недостатками являются низкий уровень механических характеристик, невозможность использования при высоких температурах (>400 °С) без дополнительных жаростойких покрытий, длительность

Таблица 3. Физико-механические свойства композиционных PIP-материалов

| Материал | Содержание волокон C _f , об. % | ρ , г/см ³ | $\sigma_{изг}$, МПа | $E_{упр}$, ГПа |
|------------------|---|----------------------------|----------------------|-----------------|
| C–C _f | 45–50 | 1,6–1,8 | 250–330 | 60–80 |
| | 45–48 | 1,6–1,8 | 227–330 | – |
| | 38–42 | 1,85 | 108 | 39–78 |

технологического процесса получения изделий из-за многократного режима пропитки полимером – пиролиза.

ПРОПИТКА РАСПЛАВОМ КРЕМНИЯ (LIQUID SILICON INFILTRATION (LSI))

Порошок SiC перемешивают с технической сажей, для армирования в материал добавляют волокна SiC_f (C_f). Отформованные заготовки пропитывают жидким Si (рис. 5). Сажа взаимодействует с расплавом кремния, образуя вторичный SiC между первичными зёрнами SiC [84–91]. Полученный материал, аналог реакционно-спеченного карбида кремния (SiSiC), имеет ряд преимуществ: низкая ρ , высокий уровень механических свойств (табл. 4), высокая теплопроводность, возможность использования крупных исходных порошков SiC, низкая температура спекания. Недостатки армированных SiSiC-материалов — высокая хрупкость, низкая жаростойкость (выше 1200 °С), жаропрочность и химическая стойкость [92–95].

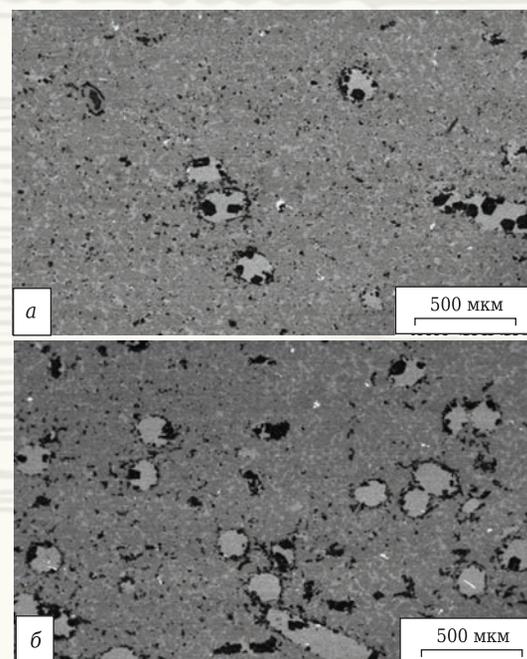
Рис. 5. Микроструктуры армированных SiSiC-материалов с добавлением SiC_f, об. %: а — 4; б — 16

Таблица 4. Физико-механические свойства SiSiC-материалов, армированных волокнами SiC_f и C_f

| Содержание волокон, об. % | ρ, г/см ³ | Пористость П, % | E _{упр} , ГПа | σ _{изг} , МПа | K _{1с} , МПа·м ^{1/2} | Твердость по Виккерсу HV, ГПа |
|---------------------------|----------------------|-----------------|------------------------|------------------------|--|-------------------------------|
| Без армирования | 3,07 | 0,3 | 290 | 390 | 3,4 | 21,3 |
| 4 SiC _f | 3,01 | 3,7 | 220 | 260 | 3,8 | 20,4 |
| 8 SiC _f | 2,96 | 5,4 | 190 | 230 | 5,1 | 19,7 |
| 12 SiC _f | 2,92 | 8,9 | 170 | 215 | 4,3 | 18,4 |
| 16 SiC _f | 2,88 | 12,5 | 150 | 180 | 3,3 | – |
| 25 C _f | 1,7–1,8 | – | 60–80 | 330–500 | – | – |
| 30 C _f | 1,55–1,95 | – | 12–60 | 60–240 | – | – |

ПРОПИТКА СУСПЕНЗИЕЙ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ (SLURRY IMPREGNATION AND HOT PRESSING (SHIP)) [96]

Волокнистая углеродная ткань пропитывается суспензией (раствор порошка SiC или Si₃N₄ с оксидными добавками), высушивается и укладывается ровными листами друг на друга, после чего заготовка композита подвергается горячему прессованию (рис. 6) [97–106]. Достоинствами SHIP-материалов являются низкие ρ и ТКЛР, хорошая обрабатываемость, более высокая жаростойкость (по сравнению с PIP-материалами), повышенный уровень механических свойств (табл. 5), высокие трибологические и коррозионные свойства. Недостатки — технологическая сложность про-

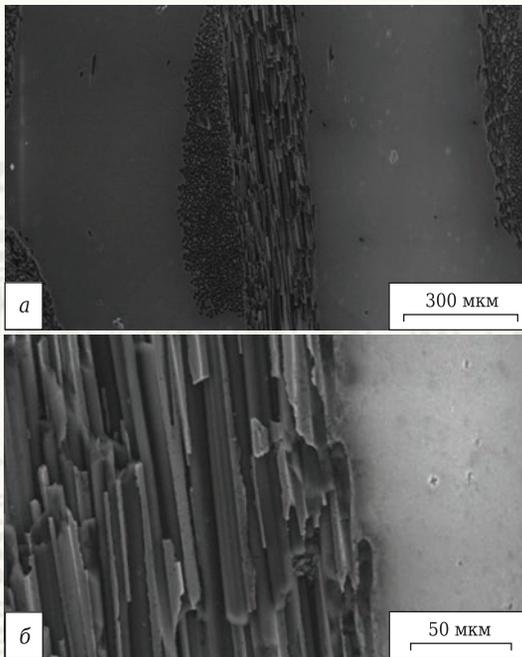


Рис. 6. Микроструктура горячепрессованного материала Si₃N₄ + 20 об. % C_f (а), распределение керамического материала между волокнами C_f (б)

Таблица 5. Физико-механические свойства SHIP-материалов

| Содержание компонентов матрицы, мас. % | | Количество волокон C _f , об. % | ρ, г/см ³ | σ _{изг} , МПа | K _{1с} , МПа·м ^{1/2} |
|--|-----|---|----------------------|------------------------|--|
| Si ₃ N ₄ | YAG | | | | |
| 80 | 10 | 10 | 3,0 | 830 | 7,5 |
| 70 | 10 | 20 | 4,3 | 980 | 8,6 |

изводства, энергозатратность, низкая производительность метода горячего прессования, ограничения изделий по форме и размерам.

ПРОПИТКА ХИМИЧЕСКИ АКТИВНЫМ РАСПЛАВОМ (REACTIVE MELT INFILTRATION (RMI))

Метод основан на свободной пропитке расплавом металла пористой заготовки. Глубина пропитки зависит от угла смачивания матрицы расплавом и размера пор в заготовке. В качестве материала матрицы используют Al₂O₃ [107], SiC [108, 109], TiC и TiB₂ [109], ZrC [110–115], ZrB₂ [116], SiBC [117], композиционные материалы в системах ZrB₂–SiC [118–120] и ZrB₂–SiC–ZrC [121], MoSi₂–SiC [122] и др. Матрица может содержать нитевидные кристаллы и волокна. Металлом может быть Al, Ti, Mo и др., а также Si (рис. 7) [107–122]. Данный процесс позволяет получать изделия сложной формы практически без механической обработки. RMI-материалы отличаются высоким уровнем механических (табл. 6) и трибологических свойств. Недостатками данных материалов

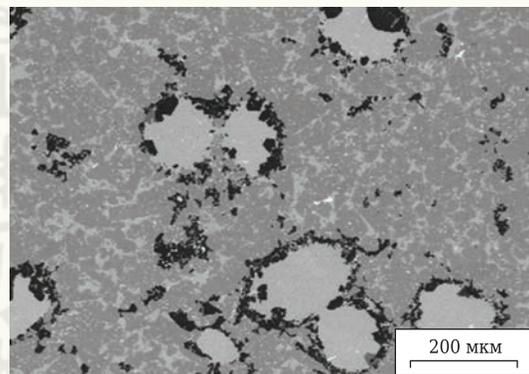


Рис. 7. Микроструктура материала состава 80 об. % SiC + 10 об. % Ti + 10 об. % B_f

Таблица 6. Свойства армированных композиционных материалов, полученных методом RMI [109]

| Исходный состав | ρ, г/см ³ | П, % | σ _{изг} , МПа | K _{1с} , МПа·м ^{1/2} | HV, ГПа |
|---|----------------------|------|------------------------|--|---------|
| 80 об. % SiC + 10 об. % Ti + 10 об. % B _f | 2,88 | 11,3 | 630 | 6,8 | 9,5 |
| 80 об. % TiB ₂ + 10 об. % Ti + 10 об. % B _f | 3,87 | 9,8 | 595 | 6,0 | 10,4 |
| 80 об. % TiC + 10 об. % Ti + 10 об. % B _f | 4,16 | 10,4 | 780 | 8,2 | 9,8 |

являются высокая ρ ряда КМ, худшие коррозионные свойства, низкие жаропрочность и жаростойкость (рабочая температура не выше 0,8 от температуры плавления металла).

МЕТОДЫ ГАЗОФАЗНОГО НАСЫЩЕНИЯ (CHEMICAL VAPOR INFILTRATION (CVI))

Метод CVI используется для получения B_f , SiC_f и нитевидных кристаллов SiC_w , Si_3N_{4w} [123, 124] и создания покрытия на поверхности волокон, однако он также используется и для получения КМ (матрицей является каркас из углерод-углеродного материала) [125] из биоморфной пористой керамики на основе SiC [126, 127], включающих или на основе карбидов (B_4C , SiC , TaC и TiC) [128–131], нитридов (BN и Si_3N_4) [129, 132], боридов (TiB_2 , ZrB_2) [133, 134] или Al_2O_3 [135]. Достоинствами CVI-материалов являются возможность получения изделий разной геометрической формы и конфигураций, низкие ρ и ТКЛР, значительный уровень механических характеристик (табл. 7), большой температурный диапазон использования (по сравнению с PIP-материалами) — до 1000–1100 °С. Недостатками являются сложность и длительность технологического процесса получения изделий, низкие жаропрочность, термостойкость и коррозионная стойкость.

Таблица 7. Свойства КМ, полученных методом CVI

| Материал наполнителя | Содержание волокон C_f , % | ρ , г/см ³ | $E_{упр}$, ГПа | $\sigma_{изг}$, МПа |
|----------------------|------------------------------|----------------------------|-----------------|----------------------|
| SiC | 42–47 | 2,1–2,2 | 90–100 | 450–500 |
| SiC | 45–52 | 1,9–2,1 | 60–80 | 380–450 |

САМОАРМИРОВАННАЯ В ПРОЦЕССЕ СПЕКАНИЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ КАРБИДА И НИТРИДА КРЕМНИЯ

Спеченный (SSN) и горячепрессованный (HPSN) нитрид кремния. Спекание керамических материалов осуществляется за счет уплотнения частиц в жидкой фазе в соответствии с механизмом поворота и скольжения частиц относительно друг друга при условии малой вязкости жидкой фазы и ее хорошей смачиваемости поверхности частиц Si_3N_4 . Благодаря силам поверхностного натяжения оксидный расплав тонким слоем растекается по поверхности частиц Si_3N_4 . Капиллярные силы обеспечивают заполнение всех поровых пространств между частицами Si_3N_4 . Массоперенос материала в жидкой фазе способствует его наиболее полному уплотнению. В процессе высокотемпературного спекания частицы $\alpha-Si_3N_4$ трансформируются в более стабильные $\beta-Si_3N_4$, что сопровождается ростом в структуре вытянутых пластинчатых зерен Si_3N_4 (рис. 8), упрочняющих материал. В качестве исходных компонентов используют ми-

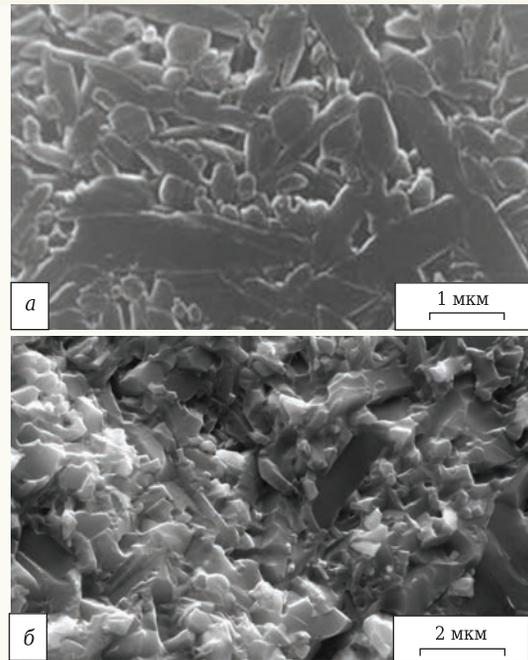


Рис. 8. Микроструктура (а) и фрактограмма (б) спеченного материала 85 мас. % Si_3N_4 + 15 мас. % YAG

Таблица 8. Физико-механические свойства спеченных керамических SSN-материалов

| Содержание оксидов, мас. % | ρ , г/см ³ | Π , % | $E_{упр}$, ГПа | $\sigma_{изг}$, МПа | $K_{1с}$, МПа·м ^{1/2} | HV, ГПа |
|----------------------------|----------------------------|-----------|-----------------|----------------------|---------------------------------|---------|
| 5 | 3,12 | 4,6 | 310 | 410 | 4,2 | 18,8 |
| 10 | 3,16 | 3,9 | 360 | 490 | 4,9 | 17,8 |
| 15 | 3,18 | 2,6 | 400 | 580 | 5,4 | 16,4 |
| 20 | 3,21 | 2,0 | 390 | 660 | 5,7 | 15,7 |

Таблица 9. Физико-механические свойства горячепрессованных HPSN-материалов

| Содержание оксидов, мас. % | ρ , г/см ³ | Π , % | $E_{упр}$, ГПа | $\sigma_{изг}$, МПа | $K_{1с}$, МПа·м ^{1/2} | HV, ГПа |
|----------------------------|----------------------------|-----------|-----------------|----------------------|---------------------------------|---------|
| 5 | 3,15 | 3,6 | 380 | 570 | 5,5 | 20,4 |
| 10 | 3,20 | 2,2 | 400 | 680 | 6,2 | 19,3 |
| 15 | 3,23 | 1,5 | 440 | 720 | 7,0 | 17,9 |

кронные порошки Si_3N_4 ($d_{0,5} \leq 1$ мкм), представляющие из себя смесь α -, β -модификации Si_3N_4 и оксиды эвтектического состава, используемые в качестве активирующих добавок при спекании. Свойства SSN- и HPSN-материалов приведены в табл. 8 и 9 [136–141].

Преимуществами данных материалов являются повышенный уровень механических характеристик, в частности $K_{1с}$, равномерное распределение армирующих зерен по объему материала, высокие жаростойкость и жаропрочность, коррозионная и износостойкость КМ.

Недостатками данных материалов являются высокая температура спекания, большая усадка при жидкофазном спекании, низкая производительность и невозможность получения изделий сложной формы при горячем прессовании.

Реакционно-связанный нитрид кремния (RBSN). Исходными компонентами для реакционно-связанного нитрида кремния являются частицы Si_3N_4 , иногда композиционная смесь Si_3N_4 -SiC и порошок Si. Отформованные заготовки спекают в атмосфере N_2 , который взаимодействует с Si в составе материалов с образованием вытянутых зерен вторичного Si_3N_4 по аналогии с нитевидными кристаллами, который кристаллизуется в межзеренном пространстве между частицами первичного Si_3N_4 (рис. 9) и способствует повышению уровня механических характеристик материала. В процессе спекания первичные зерна α - Si_3N_4 переходят в стабильную фазу β - Si_3N_4 , что также сопровождается ростом зерен [142–147]. Часто в состав материалов вводят небольшое количество (до 5 мас. %) оксидных добавок и проводят дополнительное спекание при 1800–1900 °С, что дополнительно уплотняет материал (табл. 10). На заключительной стадии RBSN-материал пропитывают раствором этилсиликата для снижения поверхностной пористости. Преимуществами данных материалов являются малая усадка при спекании, возможность получения крупногабаритных изделий методами холодного и горячего шликерного литья, малое количество добавок, относительно невысокая температура спекания, использование крупногабаритных исходных порошков Si_3N_4 , равномерное распределение армирующих зерен по объему материала, высокая жаростойкость и коррозионная стойкость. В качестве недостатков можно отметить длительность процесса спекания, высокую P конечных изделий и низкий уровень механических характеристик (см. табл. 10).

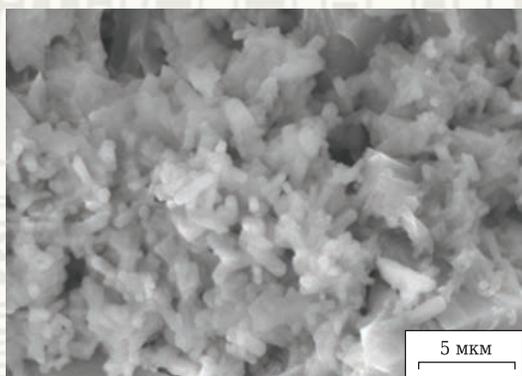


Рис. 9. Микроструктура реакционно-связанного Si_3N_4

Таблица 10. Физико-механические свойства реакционно-связанных материалов на основе Si_3N_4 [142]

| Температура спекания, °С | Количество оксидных добавок, мас. % | P , % | $\sigma_{изг}$, МПа | K_{1c} , МПа·м ^{1/2} | HV , ГПа |
|--------------------------|-------------------------------------|---------|----------------------|---------------------------------|------------|
| 1600 | – | 25–30 | 120–130 | – | – |
| 1600–1800 | 5 YAG | 12–15 | 180–190 | 2,0 | 13–14 |
| 1600–1900 | 5 YAG | 8–10 | 200–220 | 2,5 | 14–15 |

Жидкофазно-спекенный карбид кремния (LPSSiC). В качестве активирующих добавок для жидкофазно-спекенных SiC-материалов используют оксиды, равномерно распределенные по объему материала. При использовании различных модифицированных порошков карбида кремния α - и β -SiC. β -SiC при длительном спекании (>4 ч) в результате трансформационного превращения переходят в термодинамически стабильные α -SiC-зерна. Фазовый переход $\beta \rightarrow \alpha$ -SiC сопровождается ростом зерен игольчатой формы (рис. 10), преимущественно перпендикулярных оси формования заготовок [148], которые армируют КМ, придавая ему повышенный уровень механических характеристик (табл. 11) [149–154]. Преимуществами данных материалов являются повышенный K_{1c} , равномерное распределение армирующих зерен по объему материала, высокие жаростойкость и жаропрочность, коррозионная и износостойкость КМ. Недостатками данных материалов являются высокая температура спекания, отсутствие производства отечественных порошков SiC кубической модификации (β -SiC), значительное снижение уровня некоторых ме-

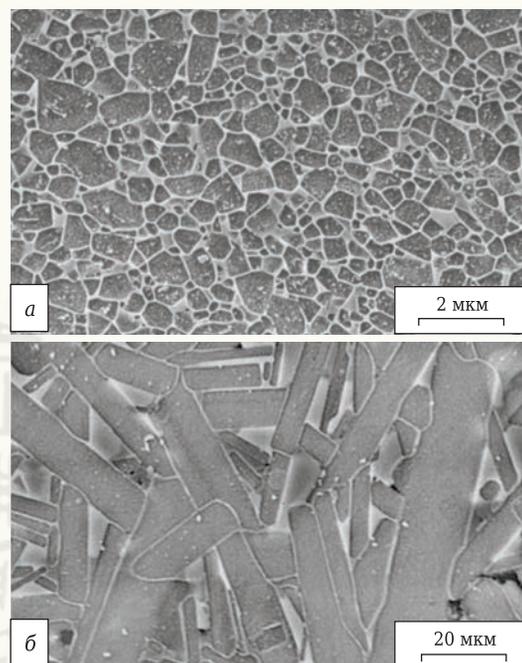


Рис. 10. Микроструктура жидкофазно-спекенного материала 85 мас. % β -SiC + 15 мас. % YAG с разной высокотемпературной выдержкой: а — 1 ч; б — 8 ч

Таблица 11. Механические свойства самоармированных жидкофазно-спекенных материалов

| Состав | Выдержка при спекании | $\sigma_{изг}$, МПа | K_{1c} , МПа·м ^{1/2} |
|---|-----------------------|----------------------|---------------------------------|
| 85 % мас. α -SiC + 15 % мас. YAG | 1 | 480 ± 20 | 4,0 ± 0,2 |
| | 4 | 445 ± 20 | 4,6 ± 0,2 |
| | 8 | 405 ± 20 | 5,0 ± 0,3 |
| 85 % мас. β -SiC + 15 % мас. YAG | 1 | 515 ± 20 | 4,8 ± 0,2 |
| | 4 | 405 ± 30 | 5,6 ± 0,3 |
| | 8 | 365 ± 30 | 6,4 ± 0,3 |

ханических характеристик ($E_{упр}$, $\sigma_{изг}$) при повышении количества исходных порошков β -SiC >50 об. % и длительности спекания (см. табл. 11).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рассмотрены способы получения, отличительные особенности, достоинства и недостатки армированных углеродными волокнами и волокнами SiC, а также нитевидными кристаллами SiC и Si₃N₄ композиционных материалов на основе

Библиографический список

1. **Батаев, А. А.** Композиционные материалы. Строение. Получение. Применение; уч. пособие / А. А. Батаев, В. А. Батаев. — М.: Логос, 2006. — 400 с.
2. **Баурова, Н. И.** Применение углеродных волокон в системах мониторинга технического состояния металлоконструкций / Н. И. Баурова // Ремонт. Восстановление. Модернизация. — 2008. — № 8. — С. 12–15.
3. **Милейко, С. Т.** Композиты и наноструктуры / С. Т. Милейко // Композиты и наноструктуры. — 2009. — № 1. — С. 6–37.
4. **Каримбаев, Т. Д.** Волокна и композиционные материалы на их основе для создания перспективных двигателей / Т. Д. Каримбаев, В. А. Скибин // Конверсия в машиностроении. — 2000. — № 5. — С. 74–78.
5. **Костиков, В. И.** Конструкционные материалы на основе углерода в современной технике / В. И. Костиков // Современные проблемы производства и эксплуатации углеродной продукции: сб. науч. трудов. — 2000. — С. 8–11.
6. **Костиков, В. И.** Сверхвысокотемпературные композиционные материалы / В. И. Костиков, А. Н. Варенков. — М.: Интернет Инжиниринг, 2003. — 560 с.
7. **Коган, Д. И.** Перспективные композиционные материалы для создания силовых элементов вертолетных областей / Д. И. Коган, Ю. О. Попов, А. В. Хрульков, В. В. Кривонос // Современные проблемы аэрокосмической науки и техники (СПАН-2004). — 2004. — С. 25, 26.
8. **Каблов, Е. Н.** Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы / Е. Н. Каблов, Д. В. Гращенков, Н. В. Исаева [и др.] // Российский химический журнал. — 2010. — Т. 54, № 1. — С. 20.
9. **Гращенков, Д. В.** Стратегия развития композиционных и функциональных материалов / Д. В. Гращенков, Л. В. Чурсова // Авиационные материалы и технологии. — 2012. — № 5. — С. 231–242.
10. **Иванов, Д. А.** Дисперсноупрочненные волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы: уч. пособие / Д. А. Иванов, А. И. Ситников, С. Д. Шляпин; под ред. акад. РАН А. А. Ильина. — М.: МГИУ, 2010. — 230 с.
11. **Мэттьюз, Ф.** Композитные материалы. Механика и технология / Ф. Мэттьюз, Р. Роллингс. — М.: Техносфера, 2004. — 408 с.
12. **Чернышова, Т. А.** Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, П. Шебою. — М.: Наука, 1993. — 272 с.
13. **Михеев, С. В.** Керамические и композиционные материалы в авиационной технике / С. В. Михеев, Г. Б. Строганов, А. Г. Ромашин. — М.: Альтекс, 2002. — 276 с.
14. **Каблов, Е. Н.** Материалы и химические технологии для авиационной техники / Е. Н. Каблов // Вестник Российской академии наук. — 2012. — Т. 82, № 6. — С. 520.
15. **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.
16. **Шевченко, В. Я.** Техническая керамика / В. Я. Шевченко, С. М. Баринов. — М.: Наука, 1993. — 187 с.
17. **Афанасьев, Н. В.** Кратковременная термостойкость неметаллических материалов / Н. В. Афанасьев, О. Ф. Шленский. — СПб.: СПбГТУ, 1995. — 282 с.
18. **Pettersson, P.** Thermal shock resistance of α/β sialon ceramic composites / P. Pettersson, Z. Shen, M. Johnsson, M. Nygren // J. Eur. Ceram. Soc. — 2001. — Vol. 21, № 8. — P. 999–1005.
19. **Суворов, С. А.** Спеченные термостойкие сиалоновые материалы / С. А. Суворов, Н. В. Долгушев, А. И. Поникаровский [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2006. — № 3. — С. 2–5.
20. **Суворов, С. А.** Спеченные термостойкие материалы на основе сиалона и карбида кремния / С. А. Суворов, Н. В. Долгушев, А. И. Поникаровский // Огнеупоры и техническая керамика. — 2007. — № 5. — С. 3–8.
21. **Келина, И. Ю.** Влияние армирования матрицы из нитрида кремния нитевидными кристаллами карбида кремния / И. Ю. Келина, Н. И. Ершова, Л. А. Плясункова // Огнеупоры и техническая керамика. — 2000. — № 9. — С. 14–19.
22. **Kelina, I. Yu.** Effect of reinforcing of silicon-nitride matrix with whisker crystals of silicon carbide / I. Yu. Kelina, N. I. Ershova, L. A. Plyasunkova // Refractories and Industrial Ceramics. — 2000. — Vol. 41, № 9/10. — P. 300–305.
23. **Park, D. S.** Microstructural development of silicon nitride with aligned β -Si₃N₄ whiskers / D. S. Park, T. W. Roh, B. D. Han [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2000. — Vol. 20, № 14. — P. 2673–2677.
24. **Каргин, Ю. Ф.** Получение нитевидных кристаллов карбида кремния из нитрида кремния / Ю. Ф. Каргин, С. Н. Ивичева, А. С. Лысенков [и др.] // Неорганические материалы. — 2009. — Т. 45, № 7. — С. 820–828.
25. **Park, D. S.** Two cores in one grain in the microstructure of silicon nitride prepared with aligned whisker seeds / D. S. Park, T. W. Roh, B. J. Hockey [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2003. — Vol. 23, № 3. — P. 555–560.
26. **Kim, S. H.** Microstructure and fracture toughness of liquid-phase-sintered β -SiC containing β -SiC whiskers as seeds / S. H. Kim, Y. W. Kim, M. Mitomo // J. Mater. Sci. — 2003. — Vol. 38, № 6. — P. 1117–1121.
27. **Ochiai, S.** Preparation of boron fiber-reinforced aluminum matrix composites and their deformation and fracture behavior / S. Ochiai, K. Abe, K. Osamura // J. Jpn. Inst. Met. — 1984. — Vol. 48, № 10. — P. 1028–1034.
28. **Ochiai, S.** A study on tensile behaviour of boron fibre-reinforced aluminium sheet in terms of computer simulation / S. Ochiai, K.

- Osamura, K. Abe // Zeitschrift für Metallkunde. — 1985. — Vol. 76. — P. 402–408.
28. **Buck, M. E.** Continuous boron fiber MMCs / M. E. Buck, R. J. Suplinskas // ASM International, Engineered Materials Handbook. — 1987. — Vol. 1. — P. 851–857.
29. **Hwan, L.** Silicon carbide-coated boron fibers / L. Hwan, S. Suib, F. Galasso // J. Am. Ceram. Soc. — 1989. — Vol. 72, № 7. — P. 1259–1261.
30. **Берлин, А. А.** Современные полимерные композиционные материалы (ПКМ) / А. А. Берлин // Сталь. — 1995. — № 35. — С. 57–65.
31. **Patent 6500370 USA.** Process of making boron-fiber reinforced composite tape / H. L. Belvin, R. J. Cano, N. J. Johnston, J. M. Marchello. — 2002.
32. **Fan, T.** Biomorphic Al_2O_3 fibers synthesized using cotton as bio-templates / T. Fan, B. Sun, J. Gu, D. Zhang, L.W. Lau // Scripta Mater. — 2005. — Vol. 53, № 8. — P. 893–897.
33. **Cerecedo, C.** New massive vapor–liquid–solid deposition of $\alpha-Al_2O_3$ fibers / C. Cerecedo, V. Valcárcel, M. Gómez [et al.] // Adv. Eng. Mater. — 2007. — Vol. 9, № 7. — P. 600–603.
34. **Wang, T.** Synthesis and thermal conductivities of the biomorphic Al_2O_3 fibers derived from silk template / T. Wang, S. Kong, Y. Jia [et al.] // Int. J. Appl. Ceram. Technol. — 2013. — Vol. 10, № 2. — P. 285–292.
35. **Cooke, T. F.** Fibrous composites: thermomechanical properties / T. F. Cooke // Concise Encyclopedia of Composite Materials. — 1995. — 378 p.
36. **Chawla, K. K.** Fibrous materials / K. K. Chawla. — Cambridge University Press, 1998. — 309 p.
37. **Апухтина, Т. Л.** Армирующие волокна карбида кремния с защитными стеклокерамическими покрытиями / Т. Л. Апухтина, Г. И. Щербакоева, Д. В. Сидоров [и др.] // Неорганические материалы. — 2015. — Т. 51, № 8. — С. 872–877.
38. **Bai, S.** Microstructure of dumbbell-shaped biomimetic SiC whiskers / S. Bai, H. Cheng, G. Su [et al.] // Chinese Journal of Materials Research (China). — 2000. — Vol. 14, № 5. — P. 469–474.
39. **Zheng, J.** In situ growth of SiC whisker in pyrolyzed monolithic mixture of AHPCS and SiC / J. Zheng, M. J. Kramer, M. Akinc // J. Am. Ceram. Soc. — 2000. — Vol. 83, № 12. — P. 2961–2966.
40. **Zhi-liang, J. I. N.** Performance and application of the complex material reinforced by whiskers [J] / J. I. N. Zhi-liang, L. Sheng-li, L. I. Wu // Journal of Salt Lake Research. — 2003. — Vol. 4. — P. 10–21.
41. **Baldacim, S. A.** Mechanical properties evaluation of hot-pressed Si_3N_4 -SiC_w composites / S. A. Baldacim, C. Santos, O. M. M. Silva, C. R. M. Silva // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. — 2003. — Vol. 21, № 5/6. — P. 233–239.
42. **Baldacim, S. A.** Development and characterization by HRTEM of hot-pressed Si_3N_4 -SiC_w composites / S. A. Baldacim, C. Santos, K. Strecker, O. M. M. Silva, C. R. M. Silva // J. Mater. Proc. Technol. — 2005. — Vol. 169, № 3. — P. 445–451.
43. **Neergaard, L. J.** Mechanical properties of beta-silicon nitride whisker/silicon nitride matrix composites / L. J. Neergaard, J. Homeny // 13th Annual Conference on Composites and Advanced Ceramic Materials, Part 2 of 2. — John Wiley & Sons. — 2009. — Vol. 118. — P. 1049–1062.
44. **Zhang, H.** Synthesis and characterization of hydroxyapatite whiskers by hydrothermal homogeneous precipitation using acetamide / H. Zhang, B. W. Darvell // Acta Biomaterialia. — 2010. — Vol. 6, № 8. — P. 3216–3222.
45. **Bertram, B.** Properties and applications of ceramic composites containing silicon carbide whiskers / B. Bertram, R. Gerhardt // Properties and Applications of Silicon Carbide. — InTech. — 2011. — P. 197–230.
46. **Buckley, J. D.** Carbon-carbon materials and composites / J. D. Buckley, D. D. Edie // William Andrew. — 1993. — Vol. 1254. — 280 p.
47. **Chand, S.** Review carbon fibers for composites / S. Chand // J. Mater. Sci. — 2000. — Vol. 35, № 6. — P. 1303–1313.
48. **Vigolo, B.** Macroscopic fibers and ribbons of oriented carbon nanotubes / B. Vigolo, A. Penicaud, C. Coulon [et al.] // Science. — 2000. — Vol. 290, № 5495. — P. 1331–1334.
49. **Morgan, P.** Carbon fibers and their composites / P. Morgan. — CRC press. — 2005. — 1132 p.
50. **Chung, D. D. L.** Carbon fiber composites / D. D. L. Chung, D. Chung // Butterworth-Heinemann. — 2012. — 216 p.
51. **Rubin, L.** Applications of carbon-carbon / L. Rubin // Carbon-Carbon Materials and Composites. — 1993. — P. 267–281.
52. **Gardner, S. D.** Surface characterization of carbon fibers using angle-resolved XPS and ISS / S. D. Gardner, C. S. Singamsetty, G. L. Booth [et al.] // Carbon. — 1995. — Vol. 33, № 5. — P. 587–595.
53. **Savage, E.** Carbon-carbon composites / E. Savage. — Springer Science & Business Media, 2012. — 388 p.
54. **Барунов, С. М.** Прочность технической керамики / С. М. Барунов, В. Я. Шевченко. — М.: Наука, 1996. — 159 с.
55. **Naslain, R.** The concept of layered interphases in SiC/SiC / R. Naslain // American Ceramic Society, Westerville, OH (United States). — 1995. — № 58. — P. 23–39.
56. **Naslain, R. R.** Interphases in ceramic matrix composites / R. R. Naslain // Ceram. Trans. — 1996. — Vol. 79. — P. 37–52.
57. **Kerans, R. J.** Issues in the control of fiber-matrix interface properties in ceramic composites / R. J. Kerans // Scripta Metallurgica et Materialia (United States). — 1994. — Vol. 31, № 8. — P. 1079–1084.
58. **Taguchi, T.** Fabrication of advanced SiC fiber/F-CVI SiC matrix composites with SiC/C multi-layer interphase / T. Taguchi, T. Nozawa, N. Igawa [et al.] // J. Nucl. Mater. — 2004. — Vol. 329. — P. 572–576.
59. **Katoh, Y.** Mechanical properties of thin pyrolytic carbon interphase SiC-matrix composites reinforced with near-stoichiometric SiC fibers / Y. Katoh, T. Nozawa, L. L. Snead // J. Am. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 88, № 11. — P. 3088–3095.
60. **Liu, H.** Effects of the single layer CVD SiC interphases on the mechanical properties of the SiC/SiC composites fabricated by PIP process / H. Liu, H. Cheng, J. Wang, G. Tang // Ceram. Int. — 2010. — Vol. 36, № 7. — P. 2033–2037.
61. **Liu, H.** Dielectric properties of the SiC fiber-reinforced SiC matrix composites with the CVD SiC interphases / H. Liu, H. Cheng, J. Wang, G. Tang // J. Alloys Compd. — 2010. — Vol. 491, № 1/2. — P. 248–251.
62. **Baldus, P.** Ceramic fibers for matrix composites in high-temperature engine applications / P. Baldus, M. Jansen, D. Sporn // Science. — 1999. — Vol. 285, № 5428. — P. 699–703.
63. **Wuchina, E.** UHTCs: ultra-high temperature ceramic materials for extreme environment applications / E. Wuchina, E. Opila, M. Opeka, W. Fahrenholtz, I. Talmay // Electrochem. Soc. Interface. — 2007. — Vol. 16, № 4. — P. 30–36.
64. **Плясункова, Л. А.** Микроструктура и свойства армированных керамоматричных композитов с матрицами Si_3N_4 и SiC / Л. А. Плясункова // Диссертация на соискание степени кандидата технических наук. — 2012. — 159 с.
65. **Gerhardt, R. A.** Volume fraction and whisker orientation dependence of the electrical properties of SiC whisker reinforced mullite composites / R. A. Gerhardt, R. Ruh // J. Am. Ceram. Soc. — 2001. — Vol. 84, № 10. — P. 2328–2334.

66. **Fei, W. D.** Thermal expansion and thermal mismatch stress relaxation behaviors of SiC whisker reinforced aluminum composite / *W. D. Fei, M. Hu, C. K. Yao* // *Mater. Chem. Phys.* — 2003. — Vol. 77, № 3. — P. 882–888.
67. **Garnier, V.** Influence of SiC whisker morphology and nature of SiC/Al₂O₃ interface on thermomechanical properties of SiC reinforced Al₂O₃ composites / *V. Garnier, G. Fantozzi, D. Nguyen* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2005. — Vol. 25, № 15. — P. 3485–3493.
68. **Nakao, W.** Critical crack-healing condition for SiC whisker reinforced alumina under stress / *W. Nakao, M. Ono, S. K. Lee* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2005. — Vol. 25, № 16. — P. 3649–3655.
69. **Zhang, X.** Thermal shock behavior of SiC-whisker-reinforced diboride ultrahigh-temperature ceramics / *X. Zhang, L. Xu, S. Du* [et al.] // *Scripta Mater.* — 2008. — Vol. 59, № 1. — P. 55–58.
70. **Suo, J.** Influence of an initial hot-press processing step on the mechanical properties of 3D-C/SiC composites fabricated via PIP / *J. Suo, Z. Chen, J. Xiao, W. Zheng* // *Ceram. Int.* — 2005. — Vol. 31, № 3. — P. 447–452.
71. **Jian, K.** Effects of pyrolysis temperatures on the microstructure and mechanical properties of 2D-C_f/SiC composites using polycarbosilane / *K. Jian, Z. H. Chen, Q. S. Ma* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2007. — Vol. 33, № 1. — P. 73–76.
72. **Jian, K.** Effects of polycarbosilane infiltration processes on the microstructure and mechanical properties of 3D-C_f/SiC composites / *K. Jian, Z. H. Chen, Q. S. Ma* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2007. — Vol. 33, № 6. — P. 905–909.
73. **Zhu, Y. Z.** Correlation of PyC/SiC interphase to the mechanical properties of 3D HTA C/SiC composites fabricated by polymer infiltration and pyrolysis / *Y. Z. Zhu, Z. R. Huang, S. M. Dong* [et al.] // *New Carbon Materials.* — 2007. — Vol. 22, № 4. — P. 327–331.
74. **Zhu, Y.** Manufacturing 2D carbon-fiber-reinforced SiC matrix composites by slurry infiltration and PIP process / *Y. Zhu, Z. R. Huang, S. M. Dong* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2008. — Vol. 34, № 5. — P. 1201–1205.
75. **Luo, Z.** High-performance 3D SiC/PyC/SiC composites fabricated by an optimized PIP process with a new precursor and a thermal molding method / *Z. Luo, X. Zhou, J. Yu, F. Wang* // *Ceram. Int.* — 2014. — Vol. 40, № 5. — P. 6525–6532.
76. **Dong, S. M.** Microstructural evolution and mechanical performances of SiC/SiC composites by polymer impregnation/microwave pyrolysis (PIMP) process / *S. M. Dong, Y. Katoh, A. Kohyama* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2002. — Vol. 28, № 8. — P. 899–905.
77. **Dong, R.** Polymer impregnation and pyrolysis (PIP) method for the preparation of laminated woven fabric/mullite matrix composites with pseudoductility / *R. Dong, Y. Hirata, H. Sueyoshi* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2004. — Vol. 24, № 1. — P. 53–64.
78. **Lee, S. G.** Polymer impregnation and pyrolysis process development for improving thermal conductivity of SiC_p/SiC-PIP matrix fabrication / *S. G. Lee, J. Fourcade, R. Latta, A. A. Solomon* // *Fusion Eng. Des.* — 2008. — Vol. 83, № 5/6. — P. 713–719.
79. **Yin, J.** The effects of SiC precursors on the microstructures and mechanical properties of SiC_p/SiC composites prepared via polymer impregnation and pyrolysis process / *J. Yin, S. H. Lee, L. Feng* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2015. — Vol. 41, № 3. — P. 4145–4153.
80. **Kohyama, A.** High-performance SiC/SiC composites by improved PIP processing with new precursor polymers / *A. Kohyama, M. Kotani, Y. Katoh* [et al.] // *J. Nucl. Mater.* — 2000. — Vol. 283. — P. 565–569.
81. **Kotani, M.** Development of SiC/SiC composites by PIP in combination with RS / *M. Kotani, A. Kohyama, Y. Katoh* // *J. Nucl. Mater.* — 2001. — Vol. 289, № 1/2. — P. 37–41.
82. **Katoh, Y.** Properties and radiation effects in high-temperature pyrolyzed PIP-SiC/SiC / *Y. Katoh, M. Kotani, H. Kishimoto* [et al.] // *J. Nucl. Mater.* — 2001. — Vol. 289, № 1/2. — P. 42–47.
83. **Zhao, S.** Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of PIP-SiC/SiC composites / *S. Zhao, X. Zhou, J. Yu, P. Mummery* // *Mater. Sci. Eng., A.* — 2013. — Vol. 559. — P. 808–811.
84. **Gern, F. H.** Liquid silicon infiltration: description of infiltration dynamics and silicon carbide formation / *F. H. Gern, R. Kochendörfer* // *Composites Part A.* — 1997. — Vol. 28, № 4. — P. 355–364.
85. **Kochendörfer, R.** Applications of CMCs made via the liquid silicon infiltration (LSI) technique / *R. Kochendörfer, N. Lützenburger* // *High Temperature Ceramic Matrix Composites.* — 2001. — P. 275–287.
86. **Margiotta, J. C.** Formation of dense silicon carbide by liquid silicon infiltration of carbon with engineered structure / *J. C. Margiotta, D. Zhang, D. C. Nagle, C. E. Feeser* // *J. Mater. Res.* — 2008. — Vol. 23, № 5. — P. 1237–1248.
87. **Margiotta, J. C.** Microstructural evolution during silicon carbide (SiC) formation by liquid silicon infiltration using optical microscopy / *J. C. Margiotta, D. Zhang, D. C. Nagle* // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* — 2010. — Vol. 28, № 2. — P. 191–197.
88. **Zhou, H.** Friction and wear properties of 3D carbon/silicon carbide composites prepared by liquid silicon infiltration / *H. Zhou, S. Dong, Y. Ding, Z. Wang, D. Wu* // *Tribology Letters.* — 2010. — Vol. 37, № 2. — P. 337–341.
89. **Li, Z.** Preparation and tribological properties of C fibre reinforced C/SiC dual matrix composites fabrication by liquid silicon infiltration / *Z. Li, P. Xiao, X. Xiong, B. Y. Huang* // *Solid State Sciences.* — 2013. — Vol. 16. — P. 6–12.
90. **Fan, X.** Processing, microstructure and ablation behavior of C/SiC-Ti₃SiC₂ composites fabricated by liquid silicon infiltration / *X. Fan, X. Yin, L. Wang, L. Cheng, L. Zhang* // *Corros. Sci.* — 2013. — Vol. 74. — P. 98–105.
91. **Fan, X.** Improvement of the mechanical and thermophysical properties of C/SiC composites fabricated by liquid silicon infiltration / *X. Fan, X. Yin, X. Cao, L. Chen* [et al.] // *Compos. Sci. Technol.* — 2015. — Vol. 115. — P. 21–27.
92. **Dezellus, O.** Wetting and infiltration of carbon by liquid silicon / *O. Dezellus, S. Jacques, F. Hodaj, N. Eustathopoulos* // *J. Mater. Sci.* — 2005. — Vol. 40, № 9/10. — P. 2307–2311.
93. **Krenkel, W.** Cost effective processing of CMC composites by melt infiltration (LSI-process) / *W. Krenkel* // *Ceramic Engineering and Science Proceedings.* — 2009. — P. 443–454.
94. **Kumar, S.** Capillary infiltration studies of liquids into 3D-stitched C-C preforms. Part B: Kinetics of silicon infiltration / *S. Kumar, A. Kumar, R. Devi, A. Shukla, A. K. Gupta* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2009. — Vol. 29, № 12. — P. 2651–2657.
95. **Patel, M.** High temperature C/C-SiC composite by liquid silicon infiltration: a literature review / *M. Patel, K. Saurabh, V. B. Prasad, J. Subrahmanyam* // *Bull. Mater. Sci.* — 2012. — Vol. 35, № 1. — P. 63–73.
96. **Naslain, R.** Materials design and processing of high temperature ceramic matrix composites: state of the art and future trends / *R. Naslain* // *Adv. Compos. Mater.* — 1999. — Vol. 8, № 1. — P. 3–16.
97. **Yoshida, K.** Processing and microstructure of silicon carbide fiber-reinforced silicon carbide composite by hot-pressing / *K. Yoshida, M. Imai, T. Yano* // *J. Nucl. Mater.* — 1998. — Vol. 258. — P. 1960–1965.
98. **Yano, T.** Fabrication of silicon carbide fiber-reinforced silicon carbide composite by hot-pressing / *T. Yano, K. Budiyanoto,*

- K. Yoshida, T. Iseki // Fusion Eng. Des. — 1998. — Vol. 41, № 1/4. — P. 157–163.
99. **Келина, И. Ю.** Поведение дискретных и непрерывных SiC и C волокон в матрице нитрида кремния при горячем прессовании / И. Ю. Келина, Н. И. Ершова, Л. А. Плясункова [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2000. — № 11. — С. 37–44.
- Kelina, I. Yu.** Behavior of discrete and continuous SiC and C fibers in a silicon nitride matrix under conditions of hot pressing / I. Yu. Kelina, N. I. Ershova, L. A. Plyasunkova [et al.] // Refractories and Industrial Ceramics. — 2000. — Vol. 41, № 11/12. — С. 405–411.
100. **Келина, И. Ю.** High-temperature oxidation resistance of ceramic matrix Si₃N₄/C_f composites / I. Yu. Kelina, L. A. Plyasunkova, L. A. Chevykalova // Powder Metall. Met. Ceram. — 2003. — Vol. 42, № 11/12. — P. 592–595.
101. **Параносенков, В. П.** Композит SiC–C_f с покрытием из SiC на углеродных волокнах / В. П. Параносенков, А. С. Шаталин, А. А. Чикина [и др.] // Перспективные материалы. — 2003. — № 5. — С. 20–24.
102. **Dong, S.** Preparation of SiC/SiC composites by hot pressing, using tyranno-SA fiber as reinforcement / S. Dong, Y. Katoh, A. Kohyama // J. Am. Ceram. Soc. — 2003. — Vol. 86, № 1. — P. 26–32.
103. **Келина, И. Ю.** Сопротивление высокотемпературному окислению керамических матричных композитов Si₃N₄/C_f / И. Ю. Келина, Л. А. Плясункова, Л. А. Чевыкалова // Огнеупоры и техническая керамика. — 2003. — № 5. — С. 7–11.
- Kelina, I. Yu.** Resistance of Si₃N₄/C_f ceramic-matrix composites to high-temperature oxidation / I. Yu. Kelina, L. A. Plyasunkova, L. A. Chevykalova // Refractories and Industrial Ceramics. — 2003. — Vol. 44, № 4. — С. 249–253.
104. **Плясункова, Л. А.** Исследование микроструктуры керамоматричных композитов в системе SiC–C_f / Л. А. Плясункова, В. П. Параносенков, В. Н. Рудыкина, И. Ю. Келина // Новые огнеупоры. — 2004. — № 10. — С. 41–46.
- Plyasunkova, L. A.** Study of the microstructure of ceramic matrix composites in the SiC–C_f system / L. A. Plyasunkova, V. P. Paranosenkov, V. N. Rudykina, I. Yu. Kelina // Refractories and Industrial Ceramics. — 2005. — Vol. 46, № 1. — С. 7–11.
105. **Плясункова, Л. А.** Микроструктура и механические свойства керамических матричных композитов Si₃N₄–SiC_f / Л. А. Плясункова, И. Ю. Келина, Л. А. Чевыкалова // Новые огнеупоры. — 2013. — № 5. — С. 28–34.
- Plyasunkova, L. A.** Microstructure and properties of ceramic matrix composites in the system Si₃N₄–SiC_f / L. A. Plyasunkova, I. Y. Kelina, L. A. Chevykalova // Refractories and Industrial Ceramics. — 2013. — Vol. 54, № 3. — С. 196–202.
106. **Yu, H. W.** Fabrication of the tube-shaped SiC_f/SiC by hot pressing / H. W. Yu, P. Fitriani, S. Lee [et al.] // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 41, № 6. — P. 7890–7896.
107. **Wu, C. M. L.** Synthesis of an Al₂O₃/Al co-continuous composite by reactive melt infiltration / C. M. L. Wu, G. W. Han // Mater. Charact. — 2007. — Vol. 58, № 5. — P. 416–422.
108. **Jiang, G.** Effect of graphitization on microstructure and tribological properties of C/SiC composites prepared by reactive melt infiltration / G. Jiang, J. Yang, Y. Xu [et al.] // Comp. Sci. Technol. — 2008. — Vol. 68, № 12. — P. 2468–2473.
109. **Румянцев, И. А.** Облегченные композиционные керметы, полученные методом титанирования / И. А. Румянцев, С. Н. Перевислов // Новые огнеупоры. — 2017. — № 7. — С. 54–57.
- Rumyantsev, I. A.** Lightweight composite cermets obtained by titanium-plating / I. A. Rumyantsev, S. N. Perevislov // Refractories and Industrial Ceramics. — 2017. — Vol. 58, № 4. — P. 405–409.
110. **Zou, L.** Microstructural development of a C_f/ZrC composite manufactured by reactive melt infiltration / L. Zou, N. Wali, J. M. Yang, N. P. Bansal // J. Eur. Ceram. Soc. — 2010. — Vol. 30, № 6. — P. 1527–1535.
111. **Wang, Y.** Reaction kinetics and ablation properties of C/C–ZrC composites fabricated by reactive melt infiltration / Y. Wang, X. Zhu, L. Zhang, L. Cheng // Ceram. Int. — 2011. — Vol. 37, № 4. — P. 1277–1283.
112. **Zou, L.** Microstructural characterization of a C_f/ZrC composite manufactured by reactive melt infiltration / L. Zou, N. Wali, J. M. Yang, N. P. Bansal, D. Yan // International Journal of Applied Ceramic Technology. — 2011. — Vol. 8, № 2. — P. 329–341.
113. **Tong, Y.** C/C–ZrC composite prepared by chemical vapor infiltration combined with alloyed reactive melt infiltration / Y. Tong, S. Bai, K. Chen // Ceram. Int. — 2012. — Vol. 38, № 7. — P. 5723–5730.
114. **Zhu, Y.** Preparation of carbon fiber-reinforced zirconium carbide matrix composites by reactive melt infiltration at relative low temperature / Y. Zhu, S. Wang, W. Li, S. Zhang, Z. Chen // Scripta Mater. — 2012. — Vol. 67, № 10. — P. 822–825.
115. **Zhang, C.** Influence of pyrocarbon amount in C/C preform on the microstructure and properties of C/ZrC composites prepared via reactive melt infiltration / C. Zhang, Y. Zhang, H. Hu // Mater. Des. — 2014. — Vol. 58. — P. 570–576.
116. **Zhang, S.** Preparation of ZrB₂ based composites by reactive melt infiltration at relative low temperature / S. Zhang, S. Wang, W. Li, Y. Zhu, Z. Chen // Mater. Lett. — 2011. — Vol. 65, № 19/20. — P. 2910–2912.
117. **Cao, X.** Effect of PyC interphase thickness on mechanical behaviors of SiBC matrix modified C/SiC composites fabricated by reactive melt infiltration / X. Cao, X. Yin, X. Fan, L. Cheng, L. Zhang // Carbon. — 2014. — Vol. 77. — P. 886–895.
118. **Zhang, S.** Fabrication of ZrB₂–ZrC-based composites by reactive melt infiltration at relative low temperature / S. Zhang, S. Wang, Y. Zhu, Z. Chen // Scripta Mater. — 2011. — Vol. 65, № 2. — P. 139–142.
119. **Yang, X.** Microstructure and mechanical properties of C/C–ZrC–SiC composites fabricated by reactive melt infiltration with Zr, Si mixed powders / X. Yang, Z. Su, Q. Huang, X. Fang, L. Chai // J. Mater. Sci. Technol. — 2013. — Vol. 29, № 8. — P. 702–710.
120. **Zhang, C.** Preparation and properties of carbon fiber reinforced ZrC–ZrB₂ based composites via reactive melt infiltration / C. Zhang, Y. Zhang, H. Hu // Composites Part B. — 2014. — Vol. 60. — C. 222–226.
121. **Pi, H.** C/SiC–ZrB₂–ZrC composites fabricated by reactive melt infiltration with ZrSi₂ alloy / H. Pi, S. Fan, Y. Wang // Ceram. Int. — 2012. — Vol. 38, № 8. — P. 6541–6548.
122. **Esfehanian, M.** Development of a high temperature C_f/XSi₂–SiC (X = Mo, Ti) composite via reactive melt infiltration / M. Esfehanian, J. Günster, F. Moztafzadeh, J. G. Heinrich // J. Eur. Ceram. Soc. — 2007. — Vol. 27, № 2/3. — P. 1229–1235.
123. **Kim, W. J.** Effect of a SiC whisker formation on the densification of Tyranno SA/SiC composites fabricated by the CVI process / W. J. Kim, S. M. Kang, J. Y. Park, W. S. Ryu // Fusion Eng. Des. — 2006. — Vol. 81, № 8/14. — P. 931–936.
124. **Qiangang, F.** Microstructure and growth mechanism of SiC whiskers on carbon/carbon composites prepared by CVD / F. Qiangang, L. Hejun, S. Xiaohong [et al.] // Mater. Lett. — 2005. — Vol. 59, № 19/20. — P. 2593–2597.
125. **Delhaes, P.** Chemical vapor infiltration processes of carbon materials / P. Delhaes // Fibers and Composites. — CRC Press. — 2003. — С. 97–121.

126. **Streitwieser, D. A.** Application of the chemical vapor infiltration and reaction (CVI-R) technique for the preparation of highly porous biomorphic SiC ceramics derived from paper / *D. A. Streitwieser, N. Popovska, H. Gerhard, G. Emig* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2005. — Vol. 25, № 6. — P. 817–828.
127. **Streitwieser, D. A.** Optimization of the ceramization process for the production of three-dimensional biomorphic porous SiC ceramics by chemical vapor infiltration (CVI) / *D. A. Streitwieser, N. Popovska, H. Gerhard* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2006. — Vol. 26, № 12. — P. 2381–2387.
128. **Popovska, N.** Paper derived biomorphic porous titanium carbide and titanium oxide ceramics produced by chemical vapor infiltration and reaction (CVI-R) / *N. Popovska, D. A. Streitwieser, C. Xu, H. Gerhard* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2005. — Vol. 25, № 6. — P. 829–836.
129. **Li, X.** Effect of chemical vapor infiltration of SiC on the mechanical and electromagnetic properties of Si₃N₄-SiC ceramic / *X. Li, L. Zhang, X. Yin, L. Feng, Q. Li* // *Scripta Mater.* — 2010. — Vol. 63, № 6. — P. 657–660.
130. **Wang, H.** Fabrication of SiC/SiC composites by chemical vapor infiltration and vapor silicon infiltration / *H. Wang, X. Zhou, J. Yu, Y. Cao, R. Liu* // *Mater. Lett.* — 2010. — Vol. 64, № 15. — P. 1691–1693.
131. **Chen, Z. K.** Phase composition and morphology of TaC coating on carbon fibers by chemical vapor infiltration / *Z. K. Chen, X. Xiong, B. Y. Huang* [et al.] // *Thin Solid Films.* — 2008. — Vol. 516, № 23. — P. 8248–8254.
132. **Li, X.** Effect of chemical vapor infiltration of Si₃N₄ on the mechanical and dielectric properties of porous Si₃N₄ ceramic fabricated by a technique combining 3-D printing and pressureless sintering / *X. Li, L. Zhang, X. Yin* // *Scripta Mater.* — 2012. — Vol. 67, № 4. — P. 380–383.
133. **Naslain, R.** Boron-bearing species in ceramic matrix composites for long-term aerospace applications / *R. Naslain, A. Guette, F. Rebillat, R. Pailler* [et al.] // *J. Solid State Chem.* — 2004. — T. 177, № 2. — P. 449–456.
134. **Wang, Y.** Preparation and properties of 2D C/ZrB₂-SiC ultra high temperature ceramic composites / *Y. Wang, W. Liu, L. Cheng, L. Zhang* // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2009. — Vol. 524, № 1/2. — P. 129–133.
135. **Semyannikov, P. P.** Chemical vapor infiltration method for deposition of gold nanoparticles on porous alumina supports / *P. P. Semyannikov, B. L. Moroz, S. V. Trubin* [et al.] // *J. Struct. Chem.* — 2006. — Vol. 47, № 3. — P. 458–464.
136. **Келина, И. Ю.** Композиционные материалы на основе нитрида кремния с широким спектром регулируемых свойств / *И. Ю. Келина, Н. И. Ершова, Л. А. Плясункова* // *Конструкции из композиционных материалов.* — 2001. — № 2. — С. 20–24.
137. **Wasanapiarnpong, T.** Effect of post-sintering heat-treatment on thermal conductivity of Si₃N₄ ceramics containing different additives / *T. Wasanapiarnpong, S. Wada, M. Imai, T. Yano* // *J. Ceram. Soc.* — 2005. — Vol. 113, № 6. — P. 394–399.
138. **Vucevac, D.** Correlation between fracture toughness and microstructure of seeded silicon nitride ceramics / *D. Vucevac, S. Boskovic, B. Matovic, Lj. Zivkovicetal* // *J. Mater. Sci.* — 2007. — Vol. 42. — P. 7920–7926.
139. **Лысенков, А. С.** Получение керамики на основе порошков нитрида кремния методом СВС / *А. С. Лысенков, Ю. Ф. Каргин, А. И. Захаров* [и др.] // *Успехи в химии и химической технологии.* — 2007. — Т. 21, № 7. — С. 70–72.
140. **Каргин, Ю. Ф.** Микроструктура и свойства керамики из нитрида кремния с добавками алюминатов кальция / *Ю. Ф. Каргин, А. С. Лысенков, С. Н. Ивичева* [и др.] // *Неорганические материалы.* — 2010. — Т. 46, № 7. — С. 892–896.
141. **Перевислов, С. Н.** Жидкофазно-спеченные материалы на основе нитрида кремния с оксидными добавками в системе MgO–Y₂O₃–Al₂O₃ / *С. Н. Перевислов* // *Перспективные материалы.* — 2013. — № 10. — С. 47–53.
142. **Перевислов, С. Н.** Реакционно-спеченные композиционные материалы на основе нитрида-карбида кремния / *С. Н. Перевислов* // *Вопросы материаловедения.* — 2013. — Т. 74, № 2. — С. 45–52.
143. **Zhu, X.** Post-densification behavior of reaction-bonded silicon nitride (RBSN): effect of various characteristics of RBSN / *X. Zhu, Y. Zhou, K. Hirao* // *J. Mater. Sci.* — 2004. — Vol. 39, № 18. — P. 5785–5797.
144. **Lee, J. S.** Effect of raw-Si particle size on the properties of sintered reaction-bonded silicon nitride / *J. S. Lee, J. H. Mun, B. D. Han* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2004. — Vol. 30, № 6. — P. 965–976.
145. **Zhu, X.** Effect of sintering additive composition on the processing and thermal conductivity of sintered reaction bonded Si₃N₄ / *X. Zhu, Y. Zhou, K. Hirao* // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2004. — Vol. 87, № 7. — P. 1398–1400.
146. **Müller, M.** Processing of micro-components made of sintered reaction-bonded silicon nitride (SRBSN). Part 1: Factors influencing the reaction-bonding process / *M. Müller, W. Bauer, R. Knitter* // *Ceram. Int.* — 2009. — Vol. 35, № 7. — P. 2577–2585.
147. **Müller, M.** Processing of micro-components made of sintered reaction-bonded silicon nitride (SRBSN). Part 2: Sintering behaviour and micro-mechanical properties / *M. Müller, J. Rögner, B. Okolo, W. Bauer, R. Knitter* // *Ceram. Int.* — 2010. — Vol. 36, № 2. — P. 707–717.
148. **Перевислов, С. Н.** Исследование структуры и прочностных свойств жидкофазно-спеченной карбидокремниевой керамики / *С. Н. Перевислов* // *Деформация и разрушение материалов.* — 2013. — № 5. — С. 25–31.
149. **Kim, J.-Y.** R-curve behaviour and microstructure of liquid-phase sintered α-SiC / *J.-Y. Kim, H.-G. An, Y.-W. Kim, M. Mitomo* // *J. Mater. Sci.* — 2000. — Vol. 35. — P. 3693–3697.
150. **Nagano, T.** Superplasticity of liquid-phase-sintered β-SiC with Al₂O₃-Y₂O₃-AlN additions in an N₂ atmosphere / *T. Nagano, K. Kaneko* // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2000. — Vol. 83, № 10. — P. 2497–2502.
151. **Kim, Y.-W.** Microstructure control of liquid-phase sintered β-SiC by seeding / *Y.-W. Kim, M. Mitomo, G.-D. Zhan* // *J. Mater. Sci. Lett.* — 2001. — Vol. 20. — P. 2217–2220.
152. **Zhan, G.-D.** Effect of β-to-α phase transformation on the microstructural development and mechanical properties of fine-grained silicon carbide ceramics / *G.-D. Zhan, R.-J. Xie, M. Mitomo, Y.-W. Kim* // *J. Am. Ceram. Soc.* — 2001. — Vol. 84, № 5. — P. 945–950.
153. **Mandal, S.** Gas pressure sintering of β-SiC – γ-AlON composite in nitrogen/argon environment / *S. Mandal, A. S. Sanyal, K. K. Dhrupta, S. Ghatak* // *Ceram. Int.* — 2001. — Vol. 27. — P. 473–479.
154. **Kim, W.** Texture development and phase transformation in liquid-phase-sintered SiC ceramics / *W. Kim, Y.-W. Kim, M.-H. Choi* // *Mater. Sci. Forum.* — 2002. — Vol. 408–412. — P. 1693–1698. ■

Получено 14.08.18

© С. Н. Перевислов, М. В. Томкович,
А. С. Лысенко, М. Г. Фролова, 2018 г.