

УДК 66.017:666.7

С.В. Житнюк¹**ВЛИЯНИЕ СПЕКАЮЩИХ ДОБАВОК НА СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-79-86

Карбид кремния обладает рядом уникальных физико-химических свойств. Исследования в области уплотнения материалов на основе карбида кремния в процессе синтеза показали, что перспективным методом консолидации является жидкофазное спекание с применением добавок различного состава, способствующих снижению температуры синтеза до 1850°C, интенсификации процессов диффузии, заполнению межзеренных пустот и перестройке зерен карбида кремния. В данной работе рассмотрены современные подходы к модификации керамики на основе карбида кремния добавками различного состава.

Ключевые слова: карбид кремния, спекающие добавки, жидкофазное спекание, горячее прессование, микроструктура, механические свойства, теплопроводность.

S.V. Zhitnyuk¹**EFFECT OF SINTERING ADDITIVES ON THE PROPERTIES OF SILICON CARBIDE-BASED CERAMICS (review)**

Silicon carbide has a number of unique physical and chemical properties. Studies in the field of silicon carbide-based materials densification in the synthesis process have shown that a promising method of consolidation is liquid-phase sintering with the additives of different composition, contributing to reduction of the synthesis temperature to 1850°C, intensification of diffusion processes, filling of intergranular pores and restructuring of silicon carbide grains. In this paper the modern approaches to modification of silicon carbide-based ceramics with the additives of different composition are considered.

Keywords: silicon carbide, sintering additives, liquid-phase sintering, hot pressing, microstructure, mechanical properties, thermal conductivity.

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

Введение

Карбид кремния обладает рядом уникальных физико-химических свойств, среди которых значительная твердость и механическая прочность при высоких температурах, высокая теплопроводность и низкий температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР), превосходная износостойкость и сопротивление воздействию агрессивных сред [1–9]. Керамика на основе карбида кремния находит широкое применение в автомобильной и авиакосмической промышленности в качестве конструкционного, полупроводникового, абразивного, а также высокотемпературного материала для изготовления деталей двигателей, электроники, тепловых установок [10–16]. По мнению некоторых исследователей, объемы производимой керамики на основе SiC, Al₂O₃, ZrO₂ на мировом рынке конструкционных материалов существенно вырастут в ближайшем будущем [17].

Среди методов получения керамики на основе карбида кремния наиболее распространены реакционное спекание, спекание без приложения давления, горячее прессование и искровое плазменное спекание [18, 19]. Каждый метод имеет свои особенности и недостатки, однако ключевыми являются высокие температуры спекания (~2000°C), влекущие за собой значительную энерго- и ресурсоемкость и неудовлетворяющие растущим требованиям научно-технического прогресса показатели основных свойств керамики. Исследования в области уплотнения материалов на основе карбида кремния в процессе синтеза показали, что перспективным методом консолидации является жидкофазное спекание с применением добавок различного состава, способствующих снижению температуры синтеза до 1850°C, интенсификации процессов диффузии, заполнению межзеренных пустот и перестройке зерен карбида кремния. Кроме того, каждая добавка вносит индивидуальный вклад в характеристики синтезированного материала. Такими добавками являются соединения: Al_2O_3 , Y_2O_3 , ZrO_2 , CaO , MgO , La_2O_3 , SiO_2 , Sc_2O_3 , AlN и некоторые другие [19–21].

В данной работе рассмотрены современные подходы к модификации керамики на основе карбида кремния добавками различного состава.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 14.1. «Конструкционные керамические композиционные материалы (ККМ)» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Процессы, протекающие во время жидкофазного спекания

Формирование структуры керамических материалов во время обжига в большинстве случаев сопровождается повышением плотности и прочности спекаемого тела. В течение процесса консолидации протекает ряд физико-химических превращений, обусловленных массопереносом, происходящим в результате стремления системы снизить поверхностную энергию. Существует несколько механизмов перераспределения вещества: диффузионный (перенос вещества с большей поверхностной энергией в местах соприкосновения зерен на частицы с меньшей свободной энергией); жидкофазный (смачивание зерен основного материала жидкой фазой и ее растекание по поверхности частиц под действием капиллярных сил с последующим заполнением межзеренных пор и перестройкой частиц); процесс «растворение–перекристаллизация» (частичное растворение зерен кристаллической фазы в жидкости и последующее осаждение вещества на других зернах); пластическая деформация (уплотнение материала при воздействии температуры и давления) и некоторые другие [20, 22]. Наблюдаются также процессы образования вторичных продуктов, являющихся результатом фазовых переходов и реакций химического взаимодействия карбида кремния, спекающих добавок и газовой среды в печи. Керамику на основе карбида кремния синтезируют методом жидкофазного спекания как с приложением давления, так и без него, поэтому химические превращения, а также каждый из перечисленных механизмов массопереноса проявляют себя в той или иной степени.

Влияние спекающих добавок на свойства керамики на основе карбида кремния

Ключевыми факторами, оказывающими непосредственное влияние на эффективность спекания в присутствии жидкой фазы, являются: поверхностное натяжение на границе раздела фаз, вязкость жидкой фазы, размер частиц кристаллической фазы, равномерное распределение спекающей добавки между зернами основного материала. В работе [20] в качестве спекающей добавки использовали иттрий-алюминиевый гранат ($3Y_2O_3 \cdot 5Al_2O_3$). Угол смачивания поверхности карбида кремния расплавом иттрий-алюминиевого граната, по данным автора работы [20], при температуре >1750°C

составляет 5–10 градусов, что создает перспективу синтезировать материал на основе SiC с близким к теоретическому значению плотности. В работе применяли порошки α -SiC и β -SiC, содержание спекающей добавки составило 5 и 10% (по массе). Обжиг материала проводили в атмосфере аргона при температуре $1930 \pm 10^\circ\text{C}$, выдержке 1 и 4 ч без приложения давления и при температуре $1850 \pm 10^\circ\text{C}$, выдержке 15 и 90 мин при давлении 30 МПа. Наилучшими физико-механическими показателями обладала керамика состава 10% (по массе) α -SiC, 80% (по массе) β -SiC и 10% (по массе) $3\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{Al}_2\text{O}_3$. В результате обжига без приложения давления с выдержкой 1 ч относительная плотность составила 98,5%, прочность при изгибе 460 ± 10 МПа при комнатной температуре, коэффициент трещиностойкости $4,5 \pm 0,1$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, твердость по Виккерсу $20,4 \pm 0,1$ ГПа; в результате горячего прессования с выдержкой 15 мин относительная плотность составила 98,9%, прочность при изгибе 570 ± 10 МПа при комнатной температуре, коэффициент трещиностойкости $6,0 \pm 0,1$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, твердость по Виккерсу $22,2 \pm 0,1$ ГПа. Микроструктура синтезированной керамики характеризовалась равноосными зёрнами правильной формы размером не более 4 мкм и равномерным распределением модифицирующей добавки в объеме материала. Высокий уровень механических свойств связан с незавершенным фазовым переходом β -модификации карбида кремния в α -SiC, влекущим за собой удлинение зерен и, как следствие, повышение пористости [20].

Авторы работы [23] также получили керамику на основе карбида кремния с равномерно распределенной спекающей добавкой и мелкозернистой структурой. При использовании в качестве модификатора иттрий-алюминиевого граната в количестве 5% (по массе) и температуре синтеза 1950°C механическая прочность составила 650 МПа. По мнению авторов работы [23], разница значений ТКЛР соединений $3\text{Y}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{Al}_2\text{O}_3$ ($8 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) и SiC ($4,5 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) приводит к появлению микротрещин на границе раздела фаз во время охлаждения керамического материала, что способствует рассеянию энергии магистральных трещин и их торможению. Следовательно, такой материал способен обладать повышенной трещиностойкостью.

Достаточно большое внимание исследователи уделяют изучению особенностей жидкофазового спекания и свойств синтезированной керамики на основе карбида кремния, модифицированной добавками состава $3\text{Re}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{Al}_2\text{O}_3$ (где Re: La^{3+} , Nd^{3+} , Y^{3+} , Er^{3+} , Tm^{3+} , Yb^{3+}). Безусловно, наибольшее распространение получил иттрий-алюминиевый гранат, однако, по мнению многих авторов, другие комбинации Al_2O_3 и AlN с Y_2O_3 или иными редкоземельными оксидами не менее эффективно влияют на процессы спекания [24, 25]. Например, показано, что в результате применения менее дорогостоящего оксида лантана вместо оксида иттрия основные характеристики спеченного материала остаются на том же уровне, а температура синтеза увеличивается на 50°C [26].

Керамика на основе карбида кремния широко применяется в качестве конструкционного материала благодаря превосходным механическим характеристикам. Однако материалы, содержащие SiC, также обладают хорошими тепло- и электрофизическими свойствами. При комнатной температуре ширина запрещенной зоны карбида кремния составляет 2,4; 3,0; 3,2 и 3,3 эВ для 3С, 6Н, 4Н и 2Н политипных разновидностей кристаллических фаз соответственно [27]. Исследования электрических характеристик керамики на основе SiC проводят на протяжении трех последних десятилетий с целью контролировать и улучшить ее электропроводность, которая сильно зависит от модифицирующих добавок и среды обжига. По некоторым данным, керамика, спеченная в среде азота, проявляет лучшую электропроводность, чем керамика того же состава, спеченная в аргоне. Такой эффект возникает за счет легирования кристаллической решетки карбида кремния атомами азота, источником которых может быть не только атмосфера в печи, но и дополнительно вводимые нитриды металлов (AlN , BN , Si_3N_4 , TiN и др.) [28].

Так, в работе [29] синтезировали материал, содержащий 63% (объемн.) β -SiC, 35% (объемн.) ZrN и 2% (объемн.) Y_2O_3 - Sc_2O_3 . Температура обжига составила 2000°C, выдержка 3 ч при давлении 40 МПа в среде азота. Микроструктура керамики представлена равноосными зёрнами карбида кремния и образовавшимся в процессе синтеза Zr_2CN . Средний размер зёрен не превышал 3 мкм (рис. 1). Теплопроводность полученного материала составила 81 Вт/(м·К), удельная электропроводность $2,3 \cdot 10^5 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$. Значение удельной электропроводности, по данным авторов работы [29], на порядок больше, чем самый высокий показатель той же характеристики когда-либо регистрируемый для керамики на основе карбида кремния. Такой результат связан с полным отсутствием фазового перехода $\beta \rightarrow \alpha$ -SiC, легированием зёрен карбида кремния атомами азота и образовавшимся в процессе синтеза Zr_2CN , удельная электропроводность которого составляет $4,8 \cdot 10^6 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$.

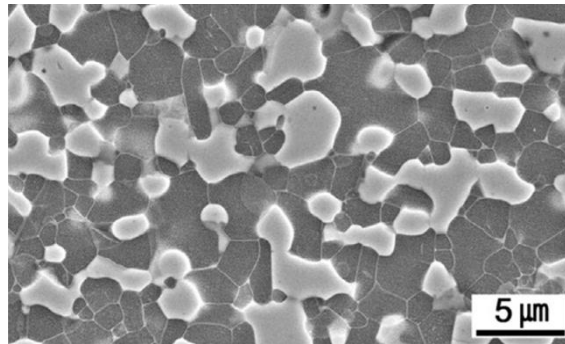


Рис. 1. Микроструктура керамики, содержащей 63% (объемн.) β -SiC, 35% (объемн.) ZrN и 2% (объемн.) Y_2O_3 - Sc_2O_3 [29]

В качестве добавки, модифицирующей керамику на основе карбида кремния, также применяют нитрид алюминия. В работе [30] исследовали характеристики керамики, содержащей 50% (по массе) α -SiC, 40% (по массе) AlN и 10% (по массе) Y_2O_3 -BaO-SiO₂. Модифицирующая добавка в системе оксидов бария и кремния обладает довольно низкой температурой появления жидкой фазы, а нитриду алюминия присущи высокая теплопроводность, низкие плотность и электропроводность. Обжиг проводили в среде азота при температуре 1850°C с выдержкой 1 ч без приложения давления. Синтезированная керамика обладала следующими характеристиками: температуропроводность 26,21 мм²/с, теплопроводность 61,02 Вт/(м·К), диэлектрическая проницаемость 33–37, тангенс угла диэлектрических потерь 0,4–0,5 в диапазоне частот 12,4–18 ГГц (с увеличением частоты воздействующих на материал электромагнитных волн оба показателя уменьшались). Микроструктура представлена равноосными зёрнами размером ~4 мкм (рис. 2).

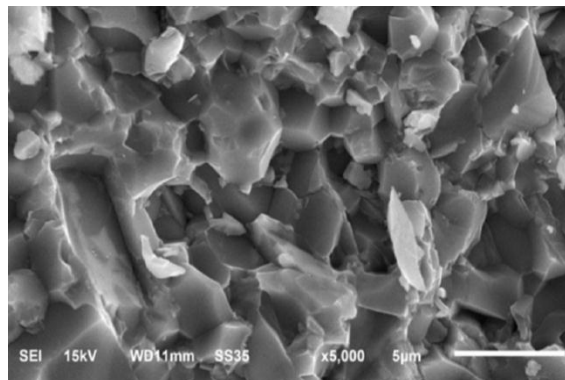


Рис. 2. Поверхность разрушения керамики, содержащей 50% (по массе) SiC, 40% (по массе) AlN и 10% (по массе) Y_2O_3 -BaO-SiO₂ [30]

Теплопроводность однофазной керамики на основе SiC и AlN составляет 270 и 200 Вт/(м·К) соответственно [31, 32]. Значительное отличие теплопроводности синтезированного материала авторы работы [30] объясняли рассеянием фононов порами и различными дефектами, образовавшимися в результате формирования твердого раствора SiC–AlN и других фаз на границах зерен. Дефекты, а также фазовые и межзеренные границы, ограничивают способность керамики передавать тепло, так как она обусловлена взаимодействием соседних атомов кристаллической решетки.

Как следует из данных работы [30], микро- и макродефекты в материале, образовавшиеся в результате формирования вторичных фаз, оказывают значительное влияние на тепло- и электрофизические характеристики керамики на основе карбида кремния, модифицированной добавками различного состава. Особое внимание этой проблеме уделено авторами работы [33], которые дают следующие рекомендации по выбору добавок, активирующих спекание керамики, содержащей SiC:

– необходимо использовать спекающие добавки, не содержащие соединения алюминия, так как алюминий способствует созданию вакансий по кремнию, согласно следующему уравнению: $Al_2O_3 \rightarrow 2Al_{Si'} + 3O_{C''} + V_{Si}''''$. Такие вакансии становятся дополнительными центрами рассеяния фононов, что снижает теплопроводность;

– целесообразно использовать спекающие добавки, способствующие удалению кислорода из пустот в кристаллической решетке карбида кремния. Присутствие кислорода также приводит к созданию дополнительных вакансий по кремнию, согласно следующему уравнению: $SiO_2 \rightarrow Si_{Si} + 2O_{C''} + V_{Si}''''$;

– крайне желательно минимизировать содержание оксидных добавок, так как теплопроводность оксидов и вторичных оксидных фаз, образовавшихся на границах зерен карбида кремния в процессе обжига, значительно ниже теплопроводности SiC.

Так, в работе [33] для спекания порошка β -SiC в качестве спекающей добавки выбрана оксидная композиция Y_2O_3 – Sc_2O_3 – MgO . По данным авторов этой работы, применение оксида магния положительно сказывается на теплопроводности, так как MgO не растворяется в кристаллической решетке SiC. Сочетание щелочноземельного оксида с редкоземельными оксидами также способствует получению материала с высокой плотностью при температуре $<1900^\circ C$. Содержание модификатора ограничили 1,87% (по массе). Образцы спекали в среде аргона (SCA) и азота (SCN). Обжиг проводили при температуре $1850^\circ C$, выдержке 2 ч и давлении 30 МПа. Относительная плотность керамики в обоих случаях составила 99,9%. В таблице приведены механические свойства полученных материалов [33]. Микроструктура представлена равноосными зернами со средним размером 0,59 и 0,51 мкм для образцов SCA и SCN соответственно, что, по мнению авторов работы [33], стало причиной высоких показателей механических характеристик (рис. 3). Разница в значении прочности при изгибе вызвана отличием среднего размера зерен и химического состава межзеренной фазы, которая для образцов SCA представлена стеклом композиции Y – Sc – Mg – Si – OC , а для образцов SCN: Y – Sc – Mg – Si – OCN .

Механические свойства горячепрессованной керамики на основе SiC, содержащей Y_2O_3 – Sc_2O_3 – MgO [33]

Обозначение образцов	Трещиностойкость, МПа $\sqrt{м}$	Прочность при изгибе, МПа	Твердость по Виккерсу, ГПа
SCA	4,7±0,3	800±57	24,5±0,8
SCN	4,3±0,3	1077±46	25,4±1,2

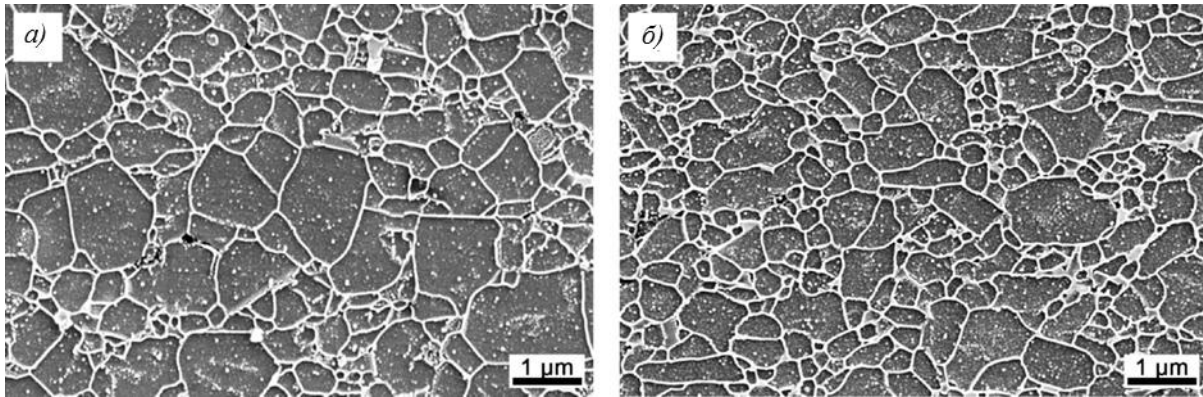


Рис. 3. Микроструктура горячепрессованной керамики на основе SiC, содержащей Y_2O_3 – Sc_2O_3 – MgO , после спекания образцов в среде аргона (а) и азота (б) [33]

Исследовали также влияние модифицирующей добавки на теплофизические свойства синтезированной керамики. Для образцов SCA температуропроводность составила $39,9 \text{ мм}^2/\text{с}$, теплопроводность $113,9 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$; для образцов SCN: $39,7 \text{ мм}^2/\text{с}$ и $99,3 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ соответственно [33]. Различие показателей теплопроводности авторы работы [33] объясняли следующим:

- размер зерен $<1 \text{ мкм}$ в обоих случаях обуславливал наличие большого количества межзеренных границ на единицу объема, которые препятствовали распространению тепловых упругих волн, а следовательно, снижали теплопроводность. Поскольку средний размер зерен образцов SCA больше, теплопроводность этой керамики выше;

- содержание кислорода в пустотах кристаллической решетки карбида кремния уменьшилось с изначального значения $0,67\%$ (по массе) в порошке β -SiC до $0,23\%$ (по массе) в керамике SCA и $0,30\%$ (по массе) в керамике SCN.

Помимо этого, общее снижение теплопроводности материалов, по сравнению с показателями однофазной керамики на основе SiC, связано с тем, что $\sim 58\%$ β -модификации карбида кремния перешло в α -SiC. Такой трансформационный переход привел к образованию межфазных границ, ставших дополнительными центрами рассеяния фононов [33].

Заключение

Использование модифицирующих добавок, интенсифицирующих процесс жидкофазного спекания керамики на основе карбида кремния, представляется весьма перспективным для получения материалов, обладающих высоким уровнем механических, тепло- и электрофизических свойств. Применение таких материалов, вероятно, позволит в ближайшем будущем решить широкий спектр задач, возникших перед конструкторами и материаловедами. Однако немаловажным остается тот факт, что добавки, активизирующие процесс консолидации основного материала, неизменно становятся дополнительными фазами, обладающими своими собственными характеристиками, которые существенно меняются при высоких температурах. Более того, значительное количество модификаторов может привести как к испарению жидкой фазы, так и к химической реакции с карбидом кремния, что негативно скажется на уплотнении материала. Для эффективного применения спекающих добавок необходимо вводить минимально возможное их количество и повышать однородность их распределения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. Каблов Е.Н., Фоломейкин Ю.И., Столярова В.Л., Лопатин С.И. Процессы взаимодействия ниобий-кремниевого расплава с огнеупорной керамикой // Журнал общей химии. 2016. Т. 86. №9. С. 1542–1546.
3. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // Тез. докл. XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. УрО РАН, 2016. С. 25–26.
4. Каблов Е.Н., Жестков Б.Е., Гращенков Д.В., Сорокин О.Ю., Лебедева Ю.Е., Ваганова М.Л. Исследование окислительной стойкости высокотемпературного покрытия на SiC-материале под воздействием высокоэнтальпийного потока // Теплофизика высоких температур. 2017. Т. 55. №6. С. 704–711.
5. Житнюк С.В. Керамика на основе карбида кремния, модифицированная добавками эвтектического состава: дис. ... канд. техн. наук. М.: РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2014. 174 с.
6. Березовский В.В., Шавнев А.А., Ломов С.Б., Курганова Ю.А. Получение и анализ структуры дисперсноупрочненных композиционных материалов системы Al–SiC с различным содержанием армирующей фазы // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S6. С. 17–23. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-17-23.
7. Сорокин О.Ю., Солнцев С.Ст., Евдокимов С.А., Осин И.В. Метод гибридного искрового плазменного спекания: принцип, возможности, перспективы применения // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S6. С. 11–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-11-16.
8. Гришина О.И., Шавнев А.А., Серпова В.М. Особенности влияния структурных параметров на механические характеристики металлического композиционного материала на основе алюминиевых сплавов, упрочненных частицами карбида кремния (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S6. С. 24–27. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-24-27.
9. Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В., Ходькин Л.Г., Нигметов М.С. Исследование влияния добавки кремния на фазовый состав алюминиевых композиционных материалов, армированных частицами карбида кремния // Авиационные материалы и технологии. 2014. №S6. С. 35–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s6-35-38.
10. Fides M., Kovalcikova A., Hvizdos P. et al. Mechanical and tribological properties of electrically conductive SiC based cermets // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2017. No. 65. P. 76–82.
11. Lee K.N. Current status of environmental barrier coatings for Si-based ceramics // Surface and Coatings Technology. 2000. No. 133. P. 1–7.
12. Jianxin D., Lili L., Jianfeng L. et al. Development of SiC/(W, Ti)C gradient ceramic nozzle materials for sand blasting surface treatments // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2007. No. 25. P. 130–137.
13. Gupta S., Sharma S.K., Kumar B.V.M., Kim Y.-W. Tribological characteristics of SiC ceramics sintered with a small amount of yttria // Ceramics International. 2015. No. 41. P. 14780–14789.
14. Ji R., Liu Y., Zhang Y., Wang F. Machining performance of silicon carbide ceramic in end electric discharge milling // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2011. No. 29. P. 117–122.
15. Jianxin D., Lili L., Jinlong Z., Junlong S. Erosion wear of laminated ceramic nozzles // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2007. No. 25. P. 263–270.
16. Sharma S.K., Kumar B.V.M., Kim Y.-W. Tribological behavior of silicon carbide ceramics – a review // Journal of the Korean Ceramic Society. 2016. No. 53. P. 581–596.
17. Мэттьюз Ф., Ролингс Р. Композиционные материалы. Механика и технология. Пер. с англ. М.: Техносфера, 2004. 408 с.
18. Low I.M., Sakka Y., Hu C.F. MAX phases and ultra-high temperature ceramics for extreme environments // Engineering Science Reference. 2013. 649 p.
19. Heimann R.B. Classic and Advanced Ceramics: From Fundamentals to Applications. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2010. 553 p.
20. Перевислов С.Н. Роль модификации структуры спеченных и горячепрессованных SiC-материалов // Огнеупоры и техническая керамика. 2018. №10. С. 18–24.

21. Jang S.H., Kim Y.-W., Kim K.J. Electrical and thermal properties of SiC–Zr₂CN composites sintered with Y₂O₃–Sc₂O₃ additives // *Journal of the European Ceramic Society*. 2017. Vol. 37. P. 477–484.
22. Балкевич В.Л. Техническая керамика. М.: Стройиздат, 1984. 256 с.
23. Omori M., Takei H. Preparation of Pressureless Sintered SiC–Y₂O₃–Al₂O₃ // *Journal of Materials Science*. 1988. No. 23. P. 3744–3749.
24. Zhou Y., Hirao K., Toriyama M. et al. Effects of Intergranular Phase Chemistry on the Microstructure and Mechanical Properties of Silicon Carbide Ceramics Densified with Rare–Earth Oxide and Alumina Additives // *Journal of the American Ceramic Society*. 2001. Vol. 84. No. 7. P. 1642.
25. Liu D.-M. Oxidation of Polycrystalline–Silicon Carbide Ceramic // *Ceramics International*. 1997. Vol. 23. No. 5. P. 425.
26. Dijen F.K., Mayer E. Liquid Phase Sintering of Silicon Carbide // *Journal of the European Ceramic Society*. 1996. No. 16. P. 413–420.
27. Iwata H.P., Lindefelt U., Oberg S., Briddon P.R. Stacking faults in silicon carbide // *Physica B Condensed Matter*. 2003. Vol. 340–342. P. 165–170.
28. Kim Y.-W., Cho T.Y., Kim K.J. Effect of grain growth on electrical properties of silicon carbide ceramics sintered with gadolinia and yttria // *Journal of the European Ceramic Society*. 2015. No. 35. P. 4137–4142.
29. Jang S.H., Kim Y.-W., Kim K.J. Electrical and thermal properties of SiC–Zr₂CN composites sintered with Y₂O₃–Sc₂O₃ additives // *Journal of the European Ceramic Society*. 2017. No. 37. P. 477–484.
30. Gu J., Sang L., Pan B. et al. Thermal Conductivity and High–Frequency Dielectric Properties of Pressureless Sintered SiC–AlN Multiphase Ceramics // *Materials*. 2018. No. 11 (6). P. 969.
31. Virkar A.V., Jackson T.B., Culter R.A. Thermodynamic and kinetic effects of oxygen removal on the thermal conductivity of aluminum nitride // *Journal of the American Ceramic Society*. 1989. No. 72. P. 2031–2042.
32. Nakano H., Watari K., Kinemuchi Y. et al. Microstructural characterization of high–thermal–conductivity SiC ceramics // *Journal of the European Ceramic Society*. 2004. No. 24. P. 3685–3690.
33. Kim Y.-H., Kim Y.-W., Lim K.-Y., Lee S.-J. Mechanical and thermal properties of silicon carbide ceramics with yttria–scandia–magnesia // *Journal of the European Ceramic Society*. 2019. Vol. 39 (2–3). P. 144–149.