Д. т. н. **Б. Л. Красный**[1], к. т. н. **К. И. Иконников**[1] (✉),
к. т. н. **М. А. Вартанян**[2], **О. И. Родимов**[1,2]

[1] *ООО «НТЦ «Бакор», Москва, г. Щербинка, Россия*

[2] *ФГБОУ ВО «Российский химико-технологический университет имени Д. И. Менделеева», Москва, Россия*

УДК 666.762.854:666.3.015.4

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТОЙ ПРОНИЦАЕМОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ ФИЛЬТРАЦИИ ГОРЯЧИХ ДЫМОВЫХ ГАЗОВ (Обзор)*

Приведен аналитический обзор литературы по оксидным керамическим связующим, которые используются для получения пористых карбидкремниевых материалов. Определены наиболее перспективные керамические связующие и приведены свойства материалов на основе данных керамических связующих. Рассмотрены механизмы действия модификаторов, позволяющих снизить температуру термообработки до 100 °С.

Ключевые слова: *карбид кремния, пористая проницаемая керамика, очистка газов.*

ВВЕДЕНИЕ

Одной из наиболее острых экологических проблем производства различных отраслей промышленности является высокий уровень выбросов загрязняющих веществ в атмосферный воздух. В связи с ужесточением экологического законодательства и переходом на комплексные экологические разрешения [1] предприятиям необходимо осуществлять ряд мер по снижению выбросов загрязняющих веществ.

Основным источником загрязнения атмосферного воздуха в отходящих газах является пыль, которая негативно влияет как на окружающую среду, так и на здоровье человека. Пыль состоит в основном из частиц размерами 0,5–40 мкм [2]. В зависимости от вида производства пыль имеет различный химический состав и включает оксиды металлов и неметаллов, тяжелые металлы, сажу. Для очистки загрязненных отходящих газов применяют рукавные фильтры или электрофильтры. Несмотря на то что эти агрегаты обладают высокой степенью очистки, температура их применения ограничена 260 °С [3]. Однако на многих производствах температура отходящих газов может достигать 1000 °С [4–19]. Таким образом, необходимо производить охлаждение отходящих газов до заданной температуры. На современном этапе развития технологий эта процедура осуществляется разбавлением горячих газов холодным воздухом или орошением. В первом случае многократно увеличивается объем фильтруемых газов, во втором появляется необходимость создания замкнутой системы оборотной воды [20].

Фильтрация горячих отходящих газов позволит исключить стадию разбавления. Попутно появляется возможность осуществлять рекуперацию тепловой энергии, что значительно повысит эффективность использования невозобновимых источников энергии (газ, мазут, уголь) [21]. В процессе очистки частицы, удаляемые из отходящих газов, остаются на пористой перегородке. С течением времени увеличивающийся слой пыли при осаждении на пористой перегородке значительно повышает ее гидравлическое сопротивление. Поэтому в процессе срока службы фильтрующего элемента необходимо производить его регенерацию с применением обратной продувки импульсом воздуха с последующим удалением образовавшегося осадка в специальные емкости [22]. Исходя из условий работы установки, фильтрующие элементы для очистки горячих отходящих газов должны обладать высокой механической прочностью, термостойкостью, химической, коррозионной и эрозионной стойкостью к веществам, содержащимся в отходящих газах, выдерживать температуру до 1000 °С.

* По материалам Международной конференции огнеупорщиков и металлургов (16–17 мая 2019 г., Москва).

✉
К. И. Иконников
E-mail: elendevel@gmail.com

Пористые проницаемые керамические материалы способны выдерживать температуру до 1000 °С [2]. Существуют два вида керамических фильтров для очистки горячих отходящих газов: волокнистые и зернистые. В волокнистых фильтрах основным компонентом обычно являются алюмосиликатные волокна и пористость фильтра может достигать порядка 90 %. Волокнистые фильтры имеют высокую проницаемость, но при этом обладают низкой механической прочностью из-за рыхлой структуры волокон. Кроме того, в процессе очистки волокнистого фильтра необходимо контролировать силу импульса сжатого воздуха для устранения преждевременного разрушения фильтрующих элементов. Зернистые керамические фильтры состоят из связанных зерен абразивного материала (как правило, SiC) и керамической связки, представляющей собой неорганическое соединение. Фильтры имеют пористость порядка 40 %, высокую механическую прочность (предел прочности при диаметральном сжатии >20 МПа), химическую и термическую стойкость [23].

Керамическое связующее является важной составляющей зернистых фильтров, так как оно определяет конечные эксплуатационные характеристики изделия. Существует множество керамических связок с разной природой (нитридная, волокнистая, карбидкремниевая, кремнеземистая, алюмосиликатная и т. д.) [24–27]. В настоящей работе уделено особое внимание влиянию оксидных керамических связок на конечные свойства пористых материалов для горячей газоочистки, так как с применением таких связок можно получить пористые материалы на основе карбида кремния в окислительных условиях и при относительно низких температурах. Среди оксидных керамических связок большое внимание в настоящее время уделяется муллитовой, кордиеритовой и кремнеземистой связкам. Ниже подробно будут рассмотрены все вышеупомянутые материалы.

КЕРАМИЧЕСКОЕ СВЯЗУЮЩЕЕ НА ОСНОВЕ КРЕМНЕЗЕМА

Получение пористых карбидкремниевых материалов возможно с помощью частичного окисления зерен карбида кремния в окислительной среде. В рабочем интервале температур (как обжига изделий, так и их эксплуатации) SiC подвержен пассивному окислению [28–30] по реакции

$$SiC\ (тв) + O_2\ (г) \rightarrow SiO_2\ (тв) + CO\ (г). \quad (1)$$

В работе [31] исследовали механизм окисления зерен SiC разного размера. Установлено, что кинетика окисления зерен SiC описывается параболической кривой. Это свидетельствует о том, что лимитирующей стадией окисления SiC является диффузия ионов кислорода через образующийся слой SiO_2. С помощью термогравиметрического анализа исследовано влияние размера зерен SiC на процесс их окисления [32]. По увеличению массы системы была установлена температура начала процесса окисления. Так, в результате использования частиц с размером зерен 0,2 мкм температура начала окисления зерен SiC составляет 783 °С, энергия активации 82,6 кДж/моль. В то время как для зерен SiC размером 1,2 мкм аналогичные показатели составляют 843 °С и 110,7 кДж/моль соответственно. Для зерен SiC со средним размером 15 мкм энергия активации составляет 270 кДж/моль [33].

В результате взаимодействия с кислородом на поверхности зерен SiC образуется пленка SiO_2, которая придает пористой керамике прочность. Большую роль в окислении зерен SiC играет температура обжига. В процессе синтеза окисленный слой может претерпевать различные полиморфные превращения. Установлено [34], что окисление SiC начинается при температуре выше 750 °С, при этом образуется аморфный слой SiO_2. По результатам дифференциального термического анализа (ДТА), выше 883 °С аморфный кремнезем начитает переходить в кристобалит, что также подтверждается образованием небольшого пика кристобалита. В работе [35] получена пористая керамика на основе SiC в окислительной среде при 1450 °С с выдержкой 1 ч. Установлено, что с уменьшением размера зерен SiC предел прочности при изгибе такой керамики значительно увеличивается. Пористая керамика, полученная из порошка SiC с размером зерен 2,3 мкм, обладала открытой пористостью 36 % и пределом прочности при изгибе 40 МПа (рис. 1). При уменьшении размера частиц до 0,3 мкм открытая пористость материала снижалась до 31,5 %, при этом предел прочности при изгибе увеличивался до 133 МПа. Такое значительное повышение прочности материала связано с ростом количества контактов между зернами SiC через кремнеземистую пленку. При 1450 °С образуются достаточно массивные соединительные перешейки, которые придают материалу значительную механическую прочность.

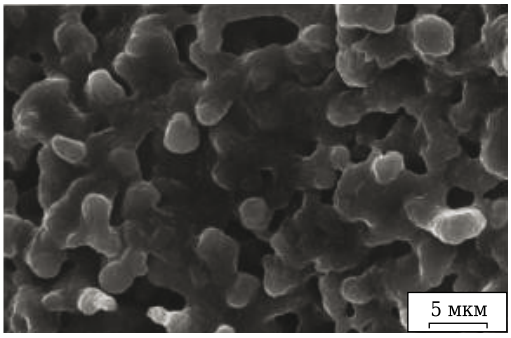

Рис. 1. Микроструктура пористой керамики на основе SiC, полученная путем окисления при 1450 °С [35]

КЕРАМИЧЕСКОЕ СВЯЗУЮЩЕЕ НА ОСНОВЕ МУЛЛИТА

Муллитовая керамическая связка и карбидкремниевая матрица обладают близкими ТКЛР, что обеспечивает хорошую совместимость карбида кремния и муллита. Кроме того, муллитовая керамическая связка благодаря высокой химической стойкости защищает зерна SiC от окисления при обжиге и в процессе эксплуатации. Так, авторы статьи [34] получили пористую керамику путем смешения кальцинированного боксита с зернами карбида кремния. Установлено, что при обжиге в воздушной среде окисление SiC начинается при 900 °С и с повышением температуры происходит интенсивней, о чем свидетельствуют пики на рентгенограмме. Таким образом, при взаимодействии кальцинированного боксита с SiO_2, образующимся в результате окисления SiC, происходит синтез муллита по реакции

$$3Al_2O_3 + 2SiO_2 \rightarrow 3Al_2O_3{\cdot}2SiO_2. \quad (2)$$

Для определения оптимальных параметров обжига было исследовано влияние температуры обжига на конечные свойства материала. Материал обжигали от 1350 до 1500 °С с шагом подъема температуры 50 °С. Наилучшие свойства были достигнуты при 1400 °С: образцы обладали наибольшим пределом прочности при изгибе (85,2 МПа) и открытой пористостью 31,4 %.

Получена керамика на основе карбида кремния с муллитовой связкой [36]. Температура обжига материала от 1400 до 1550 °С. По данным термогравиметрического анализа, окисление SiC происходило выше 750 °С, выше 1100 °С начинался переход аморфного SiO_2 в α-кристобалит. По данным РФА, при 1400 °С материал в основном состоял из карбида кремния, кристобалита и корунда (α-Al_2O_3); на рентгенограмме присутствовал также небольшой пик муллита. Таким образом, при 1400 °С начинается синтез муллита, что подтверждается также диаграммой состояния Al_2O_3–SiO_2 [37]. При 1500–1550 °С уменьшается содержание Al_2O_3, что указывает на активный синтез муллита. При 1400 °С SiO_2 еще не образует расплав, происходит только его вязкое размягчение. Частицы Al_2O_3 проникают в размягченный SiO_2, создавая тем самым зародыши кристаллов муллита. При повышении температуры вязкость расплава SiO_2 резко снижается, при этом растворяется большее количество ионов Al^{3+}. При 1500 °С и выше кристобалит полностью переходит в расплав и реагирует с Al_2O_3. Вследствие небольших расстояний при спекании за счет вязкого движения вещества облегчается взаимная диффузия ионов, интенсифицируя тем самым муллитообразование. После синтеза достаточного количества муллита появляется граница раздела фаз SiO_2 – муллит – Al_2O_3. Дальнейшее образование муллита лимитируется диффузией ионов Al_2O_3 и SiO_2 через слой $3Al_2O_3{\cdot}2SiO_2$. Таким образом, интенсивное образование муллита происходит при 1500 °С и выше. Предел прочности при изгибе материалов, обожженных в интервале от 1400 до 1550 °С, увеличивается от 5,1 до 24 МПа. Значительное упрочнение материала достигается выше 1500 °С, подтверждая тем самым механизм образования муллита.

Исследовано влияние природы источника алюминия на свойства пористой карбидкремниевой керамики на муллитовой связке [38]. В качестве источника алюминия использовали металлический Al, AlN, $Al(OH)_3$ и Al_2O_3. В первых трех случаях Al_2O_3 образуется по реакциям:

$$2Al + 1{,}5O_2\ (г) = Al_2O_3, \quad (3)$$

$$AlN + 1{,}5O_2\ (г) = Al_2O_3 + N_2, \quad (4)$$

$$2Al(OH)_3 = Al_2O_3 + 3H_2O. \quad (5)$$

При использовании AlN материал обладал наименьшим пределом прочности при изгибе. Этот факт авторы [38] связывают с тем, что присутствующий в качестве примеси SiO_2 может подавлять окисление AlN, замедляя скорость диффузии кислорода и снижая интенсивность образования SiO_2.

Для улучшения механических свойств материала, а также для снижения температуры обжига используют различные спекающие добавки. Так, исследовано влияние добавок оксидов щелочноземельных металлов в карбидкремниевую керамику с муллитовой связкой [39]. Введение оксидов кальция, магния и стронция увеличивало содержание муллита в конечной композиции за счет образования жидкой фазы, обеспечивающей рост скорости диффузии ионов кремния и алюминия. Получены материалы без добавок и с добавками оксидов щелочноземельных металлов, и проведены их сравнительные испытания. Установлено, что наиболее перспективной является добавка оксида стронция. При открытой пористости 46 % керамика с муллитовой связкой обладала пределом прочности при изгибе 44 МПа, в то время как без спекающих добавок ее предел прочности при изгибе составлял всего 6 МПа при открытой пористости 49 %. Кроме того, температура обжига образцов керамики от 1350 до 1450 °С, что на 100 °С ниже, чем указано в имеющихся источниках [34, 39].

Добавка Y_2O_3 позволяет улучшить механические свойства материала при пониженной температуре обжига. В данном случае происходит образование метастабильного эвтектического расплава в системе Al_2O_3–Y_2O_3–SiO_2 при более низких температурах [40], чем в случае с эвтектическим расплавом системы Al_2O_3–SiO_2. Снижение температуры образования муллита происходит за счет увеличения скорости диф-

фузии кислорода к поверхности зерен карбида кремния, существенно интенсифицируя тем самым образование SiO_2 и позволяя ему быстрее реагировать с Al_2O_3 через метастабильный расплав. В качестве исходных материалов использован SiC со средним размером зерен 20 мкм, Al_2O_3 со средним размером зерен 0,6 мкм, Y_2O_3 со средним размером зерен 5 мкм, в качестве выгорающей добавки — графит со средним размером частиц 20 мкм. Установлено, что при 1450 °С степень окисления SiC без добавки Y_2O_3 составляет 17,1 %, а при повышении содержания Y_2O_3 до 4,5 мас. % она увеличивается до 53,9 %. Пористость материала снижается от 49,9 до 41,8 %, предел прочности при изгибе увеличивается от 9,8 до 27,5 МПа при повышении количества Y_2O_3 до 1,5 мас. %. Дальнейшее увеличение содержания Y_2O_3 до 4,5 мас. % приводит к снижению предела прочности при изгибе материала до 24,1 МПа. Это связано с тем, что муллит и кристобалит улучшают механические свойства материала, а стеклофаза в системе Y_2O_3–Al_2O_3–SiO_2, образующаяся в закрытых порах, ухудшает их. Исследована термостойкость образцов с 3 мас. % Y_2O_3 по режиму 1200 °С – 20 °С (вода) [41]. После первой теплосмены предел прочности при изгибе образцов снизился от 26 до 8 МПа; дальнейшие теплосмены не приводили к уменьшению прочности. Снижение предела прочности при изгибе после первой теплосмены связано с образованием трещин, образующихся в результате термомеханических напряжений, возникающих при резком перепаде температуры. При последующих теплосменах трещинообразование не происходило, так как дефекты, возникшие при первой теплосмене, эффективно рассеивали возникающие напряжения.

Исследована добавка V_2O_5 для получения пористой керамики на основе карбида кремния [42]. В качестве исходных компонентов использовали порошок SiC со средним размером зерен 23 мкм, а также $Al(OH)_3$. Образцы обжигали в воздушной среде при 1000–1300 °С. Увеличение количества V_2O_5 до 4 мас. % повышало степень окисления SiC от 3 до 29 % уже при 1100 °С. При увеличении содержания V_2O_5 до 5 мас. % степень окисления SiC не изменялась. На рис. 2 показана микроструктура образцов с разным содержанием V_2O_5. Установлено, что даже при 1300 °С в образцах без добавки не происходит взаимодействия между Al_2O_3 и SiO_2. По данным РФА, небольшое количество муллита обнаружено при температуре обжига образцов 1400 °С.

В образцах, содержащих 4 мас. % V_2O_5 и обожженных при 1100 °С, по данным РФА, присутствует небольшое количество муллита (см. рис. 2, *в*). Таким образом, V_2O_5 позволяет уменьшить энергию муллитообразования и тем самым снизить температуру обжига материала.

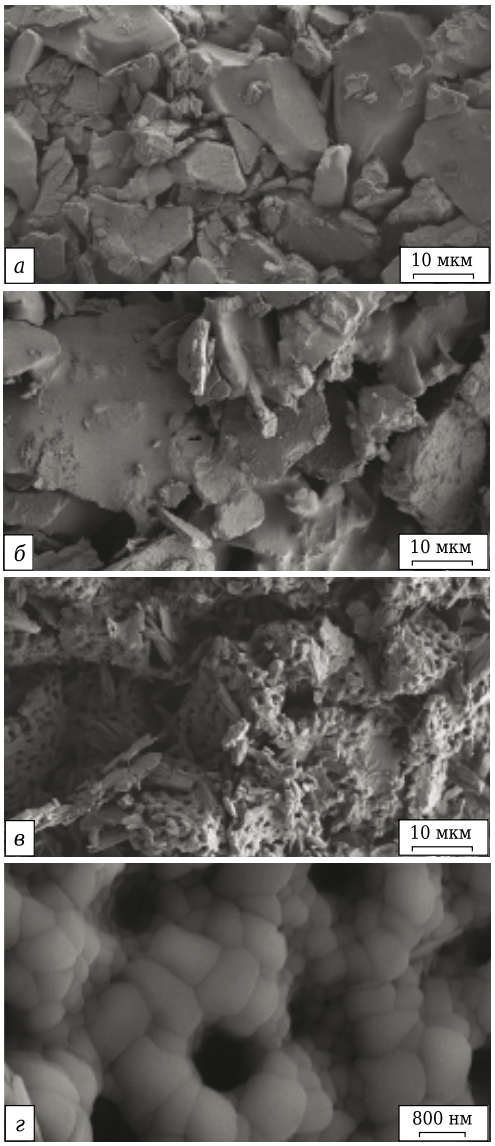

Рис. 2. Микроструктура образцов пористой керамики на основе карбида кремния с муллитовой связкой без добавки, обожженных при 1300 (*а*) и 1400 °С (*б*), и с добавкой 4 мас. % V_2O_5, обожженных при 1100 °С (*в, г*) [42]

КЕРАМИЧЕСКОЕ СВЯЗУЮЩЕЕ НА ОСНОВЕ КОРДИЕРИТА

Фильтрующие элементы, предназначенные для очистки горячих отходящих промышленных газов, должны обладать высокой термостойкостью. Как известно, на способность противостоять термическому шоку значительно влияет ТКЛР добавки. При введении в состав композиции второй фазы, обладающей низким ТКЛР, термостойкость материала возрастает. Среди всех известных материалов наименьшим ТКЛР обладают такие соединения, как сподумен и кордиерит. По данным [43], ТКЛР кордиерита составляет $1{\cdot}10^{-6}$–$3{\cdot}10^{-6}$ K^{-1}, сподумена $1{,}85{\cdot}10^{-6}$ K^{-1}. Однако химическая стойкость кордиерита в несколько раз выше, чем у сподумена. Таким об-

разом, в качестве керамического связующего целесообразнее использовать кордиерит.

Авторы публикации [44] использовали кордиеритовую керамическую связку для получения карбидкремниевой керамики. В качестве исходных компонентов были выбраны высокочистые оксиды алюминия и магния, в то время как SiO_2 образовывался по реакции (1) окисления зерен SiC в процессе обжига материала. Образование кордиерита происходило по реакциям:

$$MgO + Al_2O_3 \rightarrow MgO{\cdot}Al_2O_3, \quad (6)$$

$$2MgO + 2Al_2O_3 + 5SiO_2 \rightarrow 2MgO{\cdot}2Al_2O_3{\cdot}5SiO_2, \quad (7)$$

$$2(MgO{\cdot}Al_2O_3) + 5SiO_2 \rightarrow 2MgO{\cdot}2Al_2O_3{\cdot}5SiO_2. \quad (8)$$

В работе было исследовано влияние температуры обжига на конечные свойства пористых материалов. Установлено, что при повышении температуры обжига от 1200 до 1400 °С открытая пористость материала уменьшалась от 52 до 42 %, предел прочности при изгибе возрастал от 11 до 26 МПа в интервале от 1200 до 1350 °С. При повышении температуры от 1350 до 1400 °С предел прочности при изгибе уменьшался до 23 МПа. Вероятнее всего, ухудшение прочностных характеристик связано с рекристаллизацией кордиерита, который имеет весьма узкий интервал спекания [43].

Синтезирована кордиеритовая керамическая связка из природных материалов [45]. В качестве исходных компонентов были использованы каолинитсодержащая глина и тальк, а также оксид алюминия. По данным ДТА установлено, что синтез кордиерита начинается при 1351 °С, однако результаты РФА показали присутствие интенсивных пиков кордиерита уже при температуре обжига 1300 °С. Основываясь на данных этих двух методов анализа, автор [45] выбрал температуру обжига 1360 °С. После термообработки карбидкремниевая керамика с 40 мас. % кордиеритовой керамической связки обладала пределом прочности при изгибе 54,6 МПа и пористостью 27,6 %. Термостойкость материала определяли по потере прочности после термоударов по режиму 1000 °С – вода. Для этих испытаний был выбран материал с пределом прочности при изгибе 30,1 МПа и открытой пористостью 43,4 %. После первого термоудара предел прочности уменьшился практически в 2,5 раза и достиг 12,3 МПа, однако последующие термоудары не вызывали деградации механических свойств. Полученные результаты свидетельствуют о высокой термостойкости материала, что предполагает применение изделий на его основе в качестве фильтрующих элементов для очистки горячих отходящих газов.

Для снижения температуры обжига пористых карбидкремниевых материалов с кордиеритовой керамической связкой применяют различные добавки, в частности CeO_2 в качестве модификатора [46]. Исходными компонентами являлись SiC со средним размером частиц 10 мкм, Al_2O_3 и MgO. По данным РФА установлено, что ионы Ce^{4+} не растворяются в кристаллической решетке кордиерита. Введение этого модификатора значительно влияет на интенсивность фазообразования в системе, повышая содержание кордиерита; при этом снижается содержание алюмомагнезиальной шпинели. Увеличение количества CeO_2 в составе до 2 мас. % приводит к большему содержанию кордиерита при температуре обжига 1250 °С, чем в составе без добавки, обожженном при 1350 °С. Однако дальнейшее повышение количества CeO_2 не увеличивает степень окисления зерен SiC. Как было показано выше, лимитирующей стадией процесса окисления зерен SiC является диффузия молекулярного кислорода через растущую оксидную пленку. Добавка CeO_2 позволяет снизить вязкость расплава, облегчая тем самым фазообразование кордиерита. Высокое содержание кордиерита замедляет процессы диффузии молекулярного кислорода. На рис. 3 показана микроструктура образцов с разным количеством добавки CeO_2, обожженных при различных температурах.

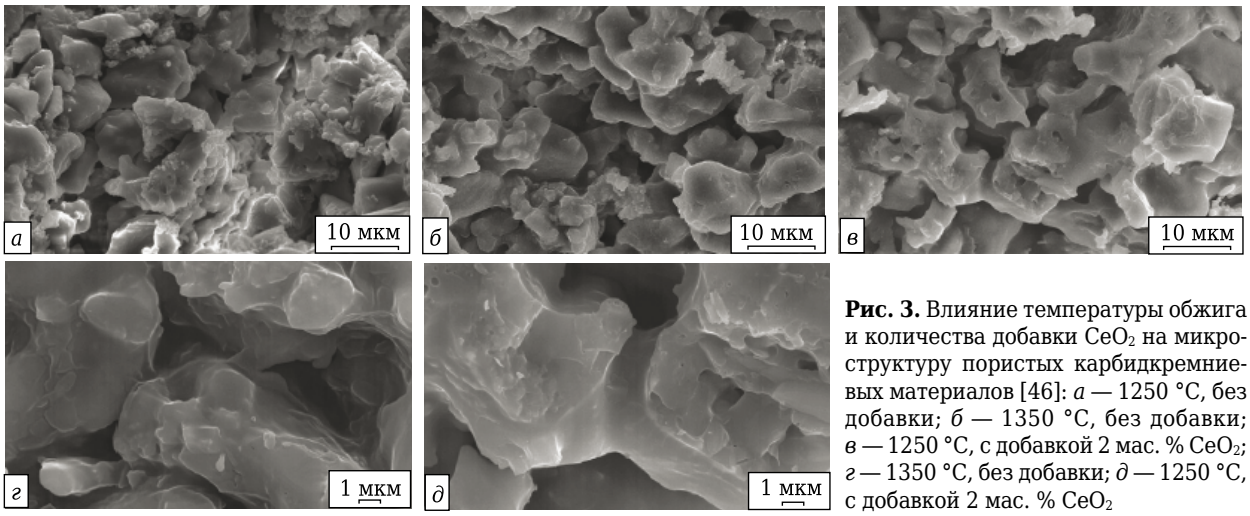

Рис. 3. Влияние температуры обжига и количества добавки CeO_2 на микроструктуру пористых карбидкремниевых материалов [46]: *а* — 1250 °С, без добавки; *б* — 1350 °С, без добавки; *в* — 1250 °С, с добавкой 2 мас. % CeO_2; *г* — 1350 °С, без добавки; *д* — 1250 °С, с добавкой 2 мас. % CeO_2

В образцах без добавки, полученных при 1250 °С, выявлено присутствие агрегированных частиц на поверхности зерен SiC. Это свидетельствует о том, что порошки оксидов алюминия и магния находятся в непрореагировавшем состоянии (см. рис. 3, *а*). При повышении температуры обжига до 1350 °С наблюдаются хорошо различимые соединительные перешейки между зернами SiC. Этот факт, а также результаты РФА показывают, что при этой температуре образуется кордиерит. На рис. 3, *г*, *д* видно, что образцы с 2 мас. % CeO_2 имеют более массивные перешейки, чем образцы без добавки. На основании данных РФА и электронной микроскопии можно заключить, что добавка CeO_2 способствует протеканию реакции образования кордиерита за счет увеличения скорости диффузии ионов основных компонентов.

Увеличение количества добавки CeO_2 снижает пористость образцов от 56 до 40 % при температуре обжига 1200 °С. Показано, что в образцах без добавки открытая пористость при повышении температуры обжига снижается от 56 до 42 %, а в образцах с 4 мас. % CeO_2 — от 42 до 31 %. При этом предел прочности материала при изгибе повышается от 5 до 36 МПа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Пористая керамика с кремнеземистой связкой характеризуется пределом прочности при изгибе до 133 МПа и открытой пористостью 31,5 %, с муллитовой связкой — соответственно до 85,2 МПа и 31,4 %, с кордиеритовой связкой — соответственно до 54,6 МПа и 27,6 %. Однако использование кремнеземистой связки затруднено ввиду следующих причин:

– SiO_2 обладает обширным полиморфизмом, и при использовании рабочих температур высока вероятность перехода α- → β-кристобалит с изменением объема до 3 %. Это обусловливает возникновение напряженного состояния на границе раздела между SiO_2 и SiC с последующим трещинообразованием и значительной деградацией механических свойств [43, 47];

– присутствие свободного SiO_2 в карбидкремниевых материалах обеспечивает активное взаимодействие с оксидами щелочных металлов, содержащимися в отходящих газах, с образованием новых кристаллических фаз с низкими прочностными характеристиками. Это приводит к деградации прочностных характеристик пористой керамики [48].

Таким образом, наиболее перспективными керамическими связующими для пористых карбидкремниевых материалов, предназначенных для фильтрации горячих дымовых газов, являются муллитовое и кордиеритовое. Температура обжига таких материалов составляет соответственно 1500 и 1360 °С. Применение модификаторов позволяет снизить температуру термообработки материала. Применение Y_2O_3 и SrO_2 в качестве модификатора обеспечивает снижение температуры обжига до 1450 °С, V_2O_5 — до 1400 °С для муллитового связующего. Для кордиеритового связующего добавка CeO_2 позволяет снизить температуру термообработки до 1250 °С. Действие модификаторов основано на увеличении скорости диффузии основных компонентов за счет образования жидкой фазы.

Библиографический список

1. Федеральный закон «Об охране окружающей среды» от 10.01.2002 № 7-ФЗ.

2. ***Красный, Б. Л.*** Керамические фильтры — реальные возможности для эффективного пылеудаления из горячих отходящих газов / *Б. Л. Красный, В. П. Тарасовский, А. Ю. Вальдберг* // Новые огнеупоры. — 2005. — № 2. — С. 33–37.

3. ***Троицкий, А. А.*** Электрофильтры, рукавные фильтры, трубы Вентури и другие типы газоочистного оборудования. Новейшие разработки экологической машиностроительной группы «ФИНГО» / *А. А. Троицкий, В. А. Гузаев* // Пылегазоочистка-2009 : междунар. конф. (Москва, 29–30 сентября 2009 г.). — М. : ООО ИНТЕХЭКО, 2009. — С. 12–16.

4. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 26–2017 «Производство чугуна, стали и ферросплавов». — М. : Бюро НДТ, 2017. — 478 с.

5. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 27–2017 «Производство изделий дальнейшего передела черных металлов». — М. : Бюро НДТ, 2017. — 394 с.

6. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 3–2015 «Производство меди». — М. : Бюро НДТ, 2015. — 344 с.

7. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 4–2015 «Производство керамических изделий». — М. : Бюро НДТ, 2015. — 222 с.

8. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 5–2015 «Производство стекла». — М. : Бюро НДТ, 2015. — 89 с.

9. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 6–2015 «Производство цемента». — М. : Бюро НДТ, 2015. — 293 с.

10. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 7–2015 «Производство извести». — М. : Бюро НДТ, 2015. — 125 с.

11. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 11–2016 «Производство алюминия». — М. : Бюро НДТ, 2016. — 146 с.

12. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 12–2016 «Производство никеля и кобальта». — М. : Бюро НДТ, 2016. — 194 с.

13. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 13–2016 «Производство цинка, кадмия, свинца». — М. : Бюро НДТ, 2016. — 253 с.

14. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 14–2016 «Производство драгоценных металлов». — М. : Бюро НДТ, 2016. — 173 с.

15. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 21–2016 «Производство оксида магния, гидроксида магния, хлорида магния». — М. : Бюро НДТ, 2016. — 156 с.

16. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 22–2016 «Очистка выбросов вредных (загрязняющих) веществ в атмосферный воздух при производстве продукции (товаров), а также при проведении работ и оказании услуг на крупных предприятиях». — М. : Бюро НДТ, 2016. — 198 с.

17. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 9–2015 «Обезвреживание отходов термическим способом (сжигание отходов)». — М. : Бюро НДТ, 2015. — 249 с.

18. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 30–2017 «Переработка нефти». — М. : Бюро НДТ, 2017. — 635 с.

19. Информационно-технический справочник по наилучшим доступным технологиям ИТС 38–2017 «Сжигание топлива на крупных установках производства энергии». — М. : Бюро НДТ, 2017. — 322 с.

20. ***Вальдберг, А. Ю.*** Фильтры для очистки промышленных газов : уч. пособие / *А. Ю. Вальдберг, В. П. Александров.* — М. : МГУИЭ, 2009. — 204 с.

21. ***Красный, Б. Л.*** Высокотемпературная очистка горячих дымовых газов промышленных печей от пыли фильтрующими элементами из пористой проницаемой керамики / *Б. Л. Красный, В. П. Тарасовский, А. Б. Красный* [и др.] // Новые огнеупоры. — 2006. — № 3. — С. 43–48.

22. ***Панов, С. Ю.*** Анализ условий проведения процесса регенерации высокотемпературных фильтров при пылеулавливании в огнеупорном производстве / *С. Ю. Панов, Ю. В. Красовицкий, З. С. Гасанов* // Новые огнеупоры. — 2012. — № 6. — С. 55–58.

23. ***Heidenreich, S.*** Hot gas filtration — a review / *S. Heidenreich* // Fuel. — 2013. — Vol. 104. — P. 83–94.

24. ***Eom, J.-H.*** Processing and properties of macroporous silicon carbide ceramics: a review / *J.-H. Eom, Y.-W. Kim, S. Raju* // J. Asian Ceram. Soc. — 2013. — Vol. 1, № 3. — P. 220-242.

25. ***Han, F.*** High gas permeability of SiC porous ceramic reinforced by mullite fibers / *F. Han, Z. Zhong, Y. Yang* [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2016. — Vol. 36, № 16. — P. 3909–3917.

26. ***Han, F.*** Preparation and characterization of SiC whisker-reinforced SiC porous ceramics for hot gas filtration / *F. Han, Z. Zhong, W. Xing, Y. Fan* // Industrial and Engineering Chemistry Research. — 2015. — Vol. 54, № 1. — P. 226–232.

27. ***Kim, B.-H.*** Fabrication of fiber-reinforced porous ceramics of Al_2O_3 – mullite and SiC – mullite systems / *B.-H. Kim, Y.-H. Na* // Ceram. Int. — 1995. — Vol. 21, № 6. — P. 381–384.

28. ***Гнесин, Г. Г.*** Карбидокремниевые материалы / *Г. Г. Гнесин.* — М. : Металлургия, 1977. — 216 с.

29. ***Roy, J.*** Oxidation behavior of silicon carbide: a review / *J. Roy, S. Chandra, S. Das, S. Maitra* // Rev. Adv. Mater. Sci. — 2014. — Vol. 38, № 1. — P. 29–39.

30. ***Luthra, K. L.*** Some new perspectives on oxidation of silicon carbide and silicon nitride / *K. L. Luthra* // J. Am. Ceram. Soc. — 1991. — Vol. 74, № 5. — P. 1095–1103.

31. ***Hou, X.*** Model of oxidation of SiC microparticles at high temperature / *X. Hou, K. Chou* // Corrosion Science. — 2008. — Vol. 50, № 8. — P. 2367–2371.

32. ***Quanli, J.*** Effect of particle size on oxidation of silicon carbide powders / *J. Quanli, Z. Haijun, L. Suping, J. Xiaolin* // Ceram. Int. — 2007. — Vol. 33, № 2. — P. 309–313.

33. ***Hou, X.*** Influence of particle size distribution on oxidation behavior of SiC powder / *X. Hou, G. Zhang, K.-C. Chou* // J. Alloys Compd. — 2009. — Vol. 477, № 1/2. — P. 166–170.

34. ***Bai, C.*** Fabrication and properties of mullite-bonded porous SiC membrane supports using bauxite as aluminum source / *C. Bai, Y. Li, Z. Liu* [et al.] // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 41, № 3. — P. 4391–4400.

35. ***She, J. H.*** Oxidation bonding of porous silicon carbide ceramics with synergistic performance / *J. H. She, T. Ohji, S. Kanzaki* // J. Eur. Ceram. Soc. — 2003. — Vol. 24, № 2. — P. 331–334.

36. ***Галахов, Ф. Я.*** Диаграммы состояния систем тугоплавких оксидов : справочник. Вып. 5. Двойные системы. Ч. 1 / *Ф. Я. Галахов.* — Л. : Наука, 1985. — 284 с.

37. ***Manoj Kumar, B. V.*** Effect of aluminum source on flexural strength of mullite-bonded porous silicon carbide ceramics / *B. V. Manoj Kumar, J.-H. Eom, Y.-W. Kim* [et al.] // J. Ceram. Soc. Jpn. — 2010. — Vol. 118. — P. 13–18.

38. ***Choi, Y.-H.*** Effect of alkaline earth metal oxide addition on flexural strength of porous mullite-bonded silicon carbide ceramics / *Y.-H. Choi, Y.-W. Kim, I.-S. Han, S.-K. Woo* // J. Mater. Sci. — 2010. — Vol. 45, № 24. — P. 6841–6844.

39. ***Ding, S.*** Effect of Y_2O_3 addition on the properties of reaction-bonded porous SiC ceramics / *S. Ding, S. Zhu, Y. Zeng, D. Jiang* // Ceram. Int. — 2006. — Vol. 32, № 4. — P. 461–466.

40. ***Барзаковский, В. П.*** Диаграммы состояния силикатных систем : справочник. Вып. третий. Тройные силикатные системы / *В. П. Барзаковский, А. И. Бойкова, Н. Н. Курцева* [и др.]. — Л. : Наука, Ленингр. отд., 1972. — 448 с.

41. ***Ding, S.*** Thermal shock behaviour of mullite-bonded porous silicon carbide ceramics with yttria addition / *S. Ding, Y.-P. Zeng, D. Jiang* // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2007. — Vol. 40, № 7. — P. 2138–2142.

42. ***Li, Y.*** Effect of V_2O_5 addition on the properties of reaction-bonded porous SiC ceramics / *Y. Li, C. Bai, X. Deng* [et al.] // Ceram. Int. — 2014. — Vol. 40, № 10. — P. 16581–16587.

43. ***Андрианов, Н. Т.*** Химическая технология керамики : уч. пособие для вузов / *Н. Т. Андрианов, В. Л. Балкевич, А. В. Беляков* [и др.] ; под ред. И. Я. Гузмана. — М. : РИФ «Стройматериалы», 2012. — 496 с.

44. ***Liu, S.*** Fabrication and characterization of cordierite-bonded porous SiC ceramics / *S. Liu, Y.-P. Zeng, D. Jiang* // Ceram. Int. — 2009. — Vol. 35, № 2. — P. 597–602.

45. ***Zhu, S.*** Preparation and characterization of SiC/cordierite composite porous ceramics / *S. Zhu, S. Ding, H. Xi* [et al.] // Ceram. Int. — 2007. — Vol. 33, № 1. — P. 115–118.

46. ***Liu, S.*** Effects of CeO_2 addition on the properties of cordierite-bonded porous SiC ceramics / *S. Liu, Y.-P. Zeng, D. Jiang* // Ceram. Int. — 2009. — Vol. 29, № 9. — P. 1795–1802.

47. ***Pastila, P.*** Environmental effects on microstructure and strength of SiC-based hot gas filters / *P. Pastila, V. Helanti, A.-P. Nikkilä, T. Mäntylä* // J. Eur. Ceram. Soc. — 2001. — Vol. 21, № 9. — P. 1261–1268.

48. ***Schaafhausen, S.*** Corrosion of alumina and mullite hot gas filter candles in gasification environment / *S. Schaafhausen, E. Yazhenskikh, A. Walch* [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2013. — Vol. 33, № 15/16. — P. 3301–3312.■

Получено 11.04.19
© Б. Л. Красный, К. И. Иконников, М. А. Вартанян, О. И. Родимов, 2019 г.