

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-11-44-51>

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОРФОЛОГИИ ИСХОДНЫХ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРНО-РАЗМЕРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРИСТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC

© Роман Дмитриевич Капустин, Андрей Олегович Кириллов*, Валерий Иванович Уваров, Владимир Вячеславович Закоржевский

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения имени А. Г. Мерджанова РАН (ИСМАН), Россия, 142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, д. 8; *e-mail: kira@ism.ac.ru

*Статья поступила 25 мая 2023 г. Поступила после доработки 31 мая 2023 г.
Принята к публикации 18 сентября 2023 г.*

Осуществление необходимых энергоэффективных технологических решений для получения высокопористых SiC-керамических материалов требует соответствующих исследований. В работе представлены результаты разработки энергоэффективных одностадийных методов синтеза пористой керамики на основе SiC, исследований ее характеристик, а также влияния морфологии исходных порошков на получаемый материал. Для синтеза экспериментальных образцов пористой керамики в качестве заполнителей применяли ультрадисперсные порошки карбида кремния двух видов с идентичным характерным размером частиц, но принципиально разной морфологией поверхности. Первый был получен традиционным печным методом ($\text{SiC}_\text{п}$), второй синтезирован по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза ($\text{SiC}_\text{свс}$). Установлено, что морфология частиц исходных порошковых компонентов определяет структурные параметры и характеристики синтезируемой пористой керамики. Параметры порового пространства (средний размер пор, удельная поверхность, эквивалентный гидравлический диаметр, проницаемость и др.) могут значительно различаться. Пористые керамические материалы, синтезированные на основе заполнителя $\text{SiC}_\text{п}$, обладают открытой пористостью 47 %, высокой жидкостной проницаемостью (до 2 мДарси), подавляющим доминированием фазы α -SiC, а также узким распределением пор, средний размер которых составляет около 1 мкм. В пористых керамических материалах на основе $\text{SiC}_\text{свс}$ наблюдаются высокая открытая пористость (более 58 %), высокоразвитая наноструктурированная поверхность порового пространства площадью свыше 12 м²/г, более широкое распределение пор по размерам (средний размер пор — 140 нм). Полученные результаты могут быть использованы для совершенствования энергоэффективных технологий синтеза и методик прогнозирования свойств высокопористых керамических материалов на основе SiC. Это позволит создавать высокопористую SiC-керамику в заранее прогнозируемых границах эффективной применимости для процессов ультрафильтрации или катализа.

Ключевые слова: пористая керамика; карбид кремния; фильтрация; катализ.

STUDY OF THE EFFECT OF THE MORPHOLOGY OF INITIAL POWDERS ON THE STRUCTURAL AND DIMENSIONAL CHARACTERISTICS OF SiC-BASED POROUS CERAMIC MATERIALS

© Roman D. Kapustin, Andrey O. Kirillov*, Valery I. Uvarov, Vladimir V. Zakorzhevsky

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science (ISMAN), RAS, 8, ul. Akad. Osipyana, Chernogolovka, Moscow obl., 142432, Russia; *e-mail: kira@ism.ac.ru

Received May 25, 2023. Revised May 31, 2023. Accepted September 18, 2023.

The realization of the necessary energy-efficient technological solutions for the production of highly porous SiC-ceramic materials requires appropriate research. The results of developing energy-efficient one-step methods for the synthesis of porous SiC-based ceramics and studying the characteristics of the obtained ceramics are presented. The effect of the morphology of initial powders on the synthesized product is considered. Ultrafine silicon carbide powders of two types, identical in characteristic particle size, but quite different in the surface morphology, were used as fillers in the synthesis of experimental samples of porous ceramics. The first one was obtained by the traditional furnace method (SiC_p), the second one was synthesized by the technology of self-propagating high-temperature synthesis (SiC_shs). It is shown that the particle morphology of initial powder components determines the structural parameters and

characteristics of synthesized porous ceramics. The pore space parameters (average pore size, specific surface area, equivalent hydraulic diameter, permeability, etc.) can vary significantly. Porous ceramic materials synthesized on the basis of SiC_f have an open porosity of 47%, high liquid permeability (up to 2 mDarcy), overwhelming dominance of $\alpha\text{-SiC}$ phase, and a narrow pore distribution with an average pore size of about 1 μm . High open porosity (more than 58 %), highly developed nanostructured pore space surface with an area of more than 12 m^2/g , and wider pore size distribution (average pore size — 140 nm) are observed in porous ceramic materials based on SiC_{shs} . The obtained results can be used to improve energy-efficient synthesis technologies and methods for predicting the properties of highly porous SiC -based ceramic materials. This will make it possible to create highly porous SiC ceramics within *a priori* predicted limits of effective applicability for the processes of ultrafiltration or catalysis.

Keywords: porous ceramics; silicon carbide; filtration; catalysis.

Введение

В биомедицине, различных каталитических процессах, где требуются пористые проницаемые материалы для ультрафильтрации, эффективно применение высокопористых керамических материалов, обладающих сочетанием высоких механических свойств и химической стабильности и термостойкости. К таким материалам относятся керамики на основе оксидов, боридов, карбидов.

Одни из наиболее широко применяемых пористых керамических материалов — материалы на основе SiC , характеризующиеся низким коэффициентом теплового расширения, высокой механической прочностью, хорошей химической и термостойкостью [1, 2]. Широко распространено использование пористой SiC -керамики в процессах фильтрации [3 – 6]. По сравнению с традиционно используемыми в промышленности материалами для фильтрации (глиноземом, титаном и диоксидом циркония) [7 – 9] материалы из карбида кремния отличаются повышенной гидрофильностью, водопроницаемостью и отрицательно заряженной поверхностью [10, 11]. Отметим, что отрицательный заряд на поверхности SiC -материала затрудняет его загрязнение в процессе фильтрации [12]. В совокупности эти свойства делают мембраны на основе SiC наиболее подходящей пористой керамикой для применения, например, в водоочистке.

Наличие ковалентных связей (Si-C) и меньшая скорость самодиффузии материалов из карбида кремния определяют их низкую спекаемость. Поэтому температура спекания SiC -керамик выше, чем у многих других материалов, что ограничивает широту их применения [13]. Для разрыва ковалентных связей требуется температура около 2000 °C. Нагрев при температуре выше 1800 °C в инертной атмосфере обеспечивает спекание, однако высокая температура и большое потребление энергии не делают этот метод получения пористой керамики энергетически приемлемым [14, 15].

Использование кремнийсодержащих полимеров для образования соединений частиц SiC ограничено вследствие использования дорогостоя-

щих органических прекурсоров [16 – 18]. Кроме того, для спекания необходима инертная атмосфера, что еще больше увеличивает стоимость производства. Для снижения температуры спекания применяют различные добавки (Al_2O_3 , MgO , CaO , ZrO_2), которые посредством реакции *in situ* связывают частицы SiC [19]. Образовавшиеся оксидные соединения повышают механическую прочность, коррозионную стойкость и стойкость к тепловым нагрузкам пористого SiC . Тем не менее, несмотря на улучшение характеристик керамики, температура спекания большинства пористых SiC -керамик остается высокой (более 1400 °C), а механическая прочность и проницаемость керамики, приготовленной при такой температуре, ниже относительно традиционных способов получения.

В процессе разработки высокоэффективных ультра- и нанопористых SiC -материалов необходимо определить роль структурно-размерного фактора и его влияния на структуру и эксплуатационные свойства материалов и изделий из них. Выявление взаимосвязи между структурными (морфология материала, пористость, размер пор и др.) и физико-механическими свойствами позволяет успешно решать задачи создания керамических фильтров и каталитических конвертеров под предварительно заданные эксплуатационные требования и характеристики.

Очевидно, что макро- и микроструктуры материала объективным образом зависят от свойств исходных компонентов (твердых и жидких), а также от технологических параметров их получения: соотношения заполнителя и связки, давления прессования, эволюции фазового состава в процессе синтеза при воздействии температур.

Можно констатировать, что подбор исходных компонентов с необходимой морфологией поверхности частиц, создание порошковых смесей оптимального гранулометрического состава для синтеза и выбор рецептур спекающих добавок — одни из определяющих факторов получения пористых керамических материалов с требуемыми характеристиками (размер пор, морфология по-

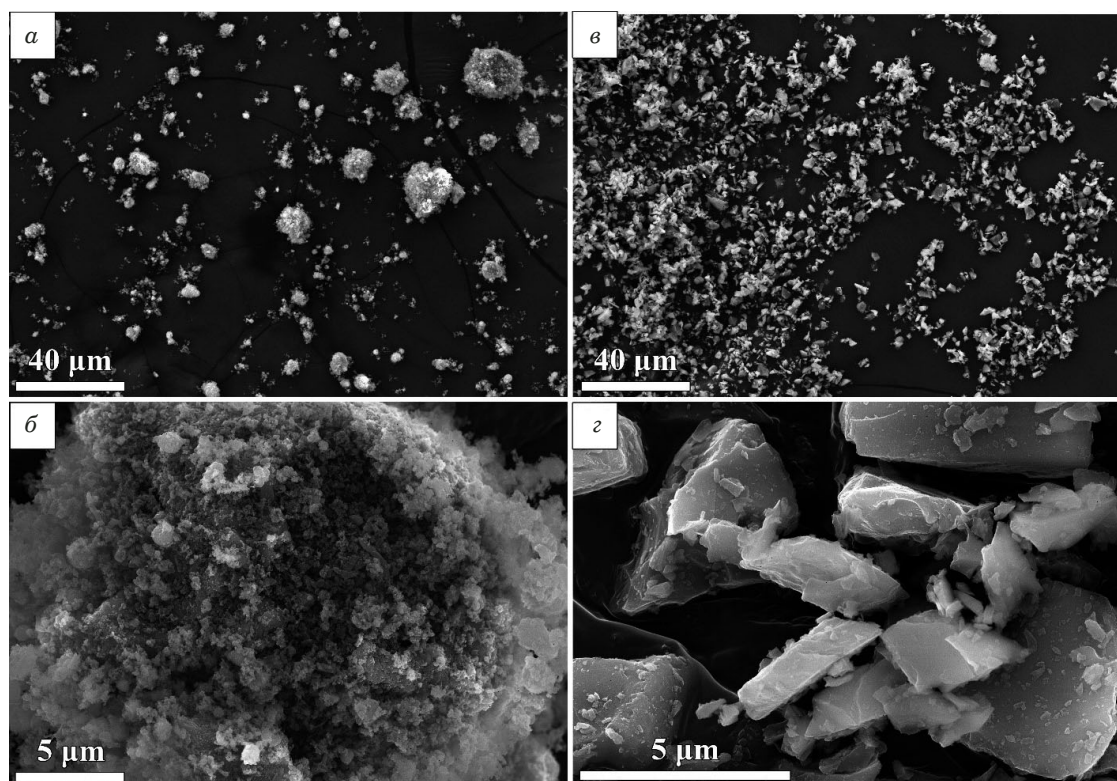


Рис. 1. Морфология порошков-заполнителей SiC_{свс} (а, б) и SiC_г (в, г)

Fig. 1. Morphology of SiC_{shs} (a, b) and SiC_f (c, d) filler powders

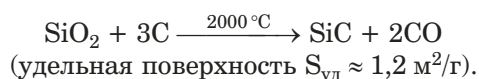
рового пространства, газопроницаемость, гидравлические характеристики и др.).

Цель работы — разработка энергоэффективных одностадийных методов синтеза пористой SiC-керамики, исследование ее характеристик и влияния морфологии исходных порошков на получаемый материал для возможности корректного прогнозирования и обеспечения заданных структурно-размерных и физико-механических параметров материала.

Материалы, методика, оборудование

Для синтеза пористой керамики применяли две серии многокомпонентных смесей на основе заполнителя карбида кремния, синтезированного следующими способами:

1. SiC_г. Спекание кремнезема с углеродом проводили в графитовой электропечи Ачесона при температуре около 2000 °C:



2. SiC_{свс}. Ультрадисперсный карбид кремния получали в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Для приготовления порошковой смеси исходные компоненты (порошок кремния, сажа) помещали в барабан, в котором они смешивались в течение 6 ч.

Затем полученную шихту загружали в реактор с рабочим объемом 30 л. В процессе синтеза, который осуществляли в атмосфере азота под давлением 40 атм., кремний шихты частично взаимодействовал с азотом с образованием нитрида кремния. Это обеспечивало дополнительную энергетику процесса и позволяло реализовать основной синтез, который протекал при 1900 – 2000 °C со скоростью около 1 мм/с. После окончания синтеза полученный продукт охлаждали, извлекали из реактора, измельчали в шаровой мельнице в течение 10 ч. По массе продукт состоял на 90 % из β-фазы карбида кремния (удельная поверхность $S_{\text{уд}} \approx 20 \text{ м}^2/\text{г}$).

Микроструктурный анализ показал, что частицы СВС-порошка SiC_{свс} — разноразмерные конгломераты, состоящие из ультрадисперсных частиц в основном равноосной формы (рис. 1). Они обладают высокоразвитой поверхностью с разветвленной структурой, в которой преобладают дендритные и паутинообразные наноструктуры, сформированные в процессе СВС между кремнием и углеродом. Аналогичные наноструктуры образуют контактные мостики между ультрадисперсными SiC-частицами. В процессе синтеза порошка фракции основных размеров составили 0,3 – 8,0, средний размер частиц — 2,38 мкм (рис. 2).

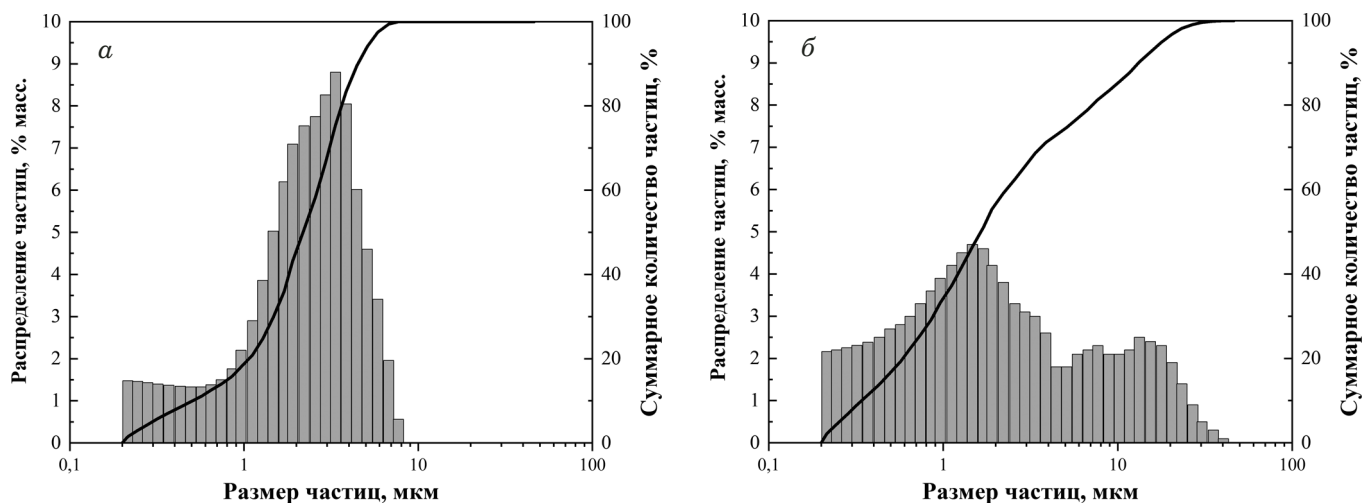


Рис. 2. Распределение частиц по размерам порошков-заполнителей $\text{SiC}_{\text{снс}}$ (а) и SiC_{II} (б)

Fig. 2. Particle size distribution of SiC_{shs} (a) and SiC_{f} (b) filler powders

В случае печного порошка SiC_{II} частицы характеризовались осколочной структурой с неправильной геометрической формой. Некоторое отличие наблюдалось также в размерном диапазоне, который имел бимодальное распределение с пиковыми значениями на 1,38 и 10,3 мкм.

Вместе с тем в целом оба порошка обладали практически идентичными характерными размерами частиц для корректного сравнения синтезируемых пористых материалов на их основе. Это позволяло оценивать влияние на морфологию и характеристики материалов прежде всего структурных параметров исходных порошков заполнителей.

В качестве спекающих и упрочняющих связующих применяли оксиды магния (средний размер частиц ~3 мкм) и кремния (средний размер частиц ~5 мкм). Массовое соотношение порошка-заполнителя к спекающим добавкам ($\text{SiC}:\text{MgO}:\text{SiO}_2$) соответствовало 94:3:3 [20 – 22].

Исходные порошковые компоненты помещали в барабан с шарами из Al_2O_3 и смешивали в течение 2 ч при скорости вращения 30 об/мин. В полученную шихту вводили жидкие связующие (2 %-ный поливиниловый спирт и др.), после чего ее подвергали одноосному прессованию при давлении 30 МПа. Размеры полученных дискообразных образцов составили $\varnothing 40 \times 10$ мм. Образцы подвергали термообработке в камерной электропечи (максимальная температура — 1350 °C) в течение 1 ч в воздушной атмосфере с последующим охлаждением до комнатной температуры в течение 5 ч.

Структуру синтезированного материала исследовали методом РФА (X-ray diffraction, $\text{CuK}\alpha$ -radiation, $2\theta = 20 - 80^\circ$). Микроструктуру излома образца анализировали методом СЭМ (Zeiss Ultra+, Carl Zeiss) для оценки размер-

ностей и формфакторов структурных составляющих пористой керамики. Для исследования удельной поверхности использовали метод тепловой десорбции газа (аргона), адсорбированного при температуре жидкого азота на поверхности исследуемых образцов. Размер пор, пористость и другие параметры пористого материала определяли с помощью ртутного порозиметра Autopore IV 9500 методом интрузии ртути в поровое пространство.

Размер пор определяли также методом точки пузырька (ГОСТ 26849–86). На основании результатов измерений давления проскока методом точки пузырька максимальный размер пор вычисляли по формуле:

$$2\pi R\sigma \cos \theta = \pi R^2(\Delta p - h\gamma g), \quad (1)$$

где R — радиус капилляра; σ — сила поверхностного натяжения жидкости; θ — угол смачивания; h — высота столба жидкости над поверхностью образца; γ — плотность жидкости; g — ускорение силы тяжести; Δp — давление газа, необходимое для продавливания пузырька газа через поры мембраны.

Измеренное давление корректировали для учета противодавления жидкости в образце и над ним:

$$p = p_{\text{изм}} - \rho(h_{\text{жидк}} + h_{\text{обр}}), \quad (2)$$

где p — скорректированное давление; $p_{\text{изм}}$ — давление по манометру; $h_{\text{жидк}}$, $h_{\text{обр}}$ — высоты слоев жидкости над образцом и в образце ($h_{\text{обр}}$ равна высоте образца).

Метод точки пузырька дает возможность определять размер пор как диаметр их каналов, характеризующих пространственно-вариатив-

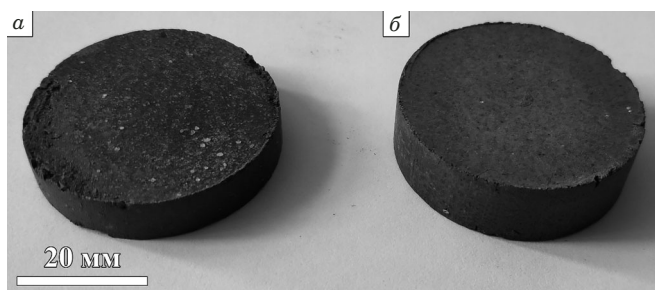


Рис. 3. Синтезированные образцы пористых керамических SiC-материалов: *a* — SiC_п; *б* — SiC_{свс}

Fig. 3. Synthesized samples of porous ceramic SiC-materials: *a* — SiC_п; *b* — SiC_{shs}

ную структуру пор их эквивалентным гидравлическим сечением. Ртутная порометрия предусматривает измерение входных диаметров пор в зависимости от приложенного давления и объема внедренной ртути. Интрузия ртути при различных прилагаемых давлениях позволяет определить объем порового пространства и площадь поверхности стенок пор. При этом средний размер пор вычисляется как эквивалентное соотношение, связывающее входные диаметры пор с площадью их поверхности.

Отметим, что эквивалентный гидравлический диаметр, измеренный методом точки пузырька, непосредственно влияет на характер

потока флюида через материал, определяет его газопроницаемость и производительность в процессе фильтрации. Вместе с тем с помощью ртутной порометрии можно полностью характеризовать поровую структуру материала с определением вариативности размеров пор, площади их поверхности, объема, плотности и пористости материала, а также его жидкостной проницаемости.

Обсуждение результатов

Пористые керамические материалы получали в результате термообработки в камерной электропечи при максимальной температуре 1300 °C. Экспериментальные образцы в форме таблеток представлены на рис. 3. Линейное термическое расширение материалов после термообработки не превышало 2,5 и 3,5 % для SiC_п и SiC_{свс} соответственно.

Структурные исследования синтезированных пористых керамических материалов на основе порошков-заполнителей SiC с различной морфологией (SiC_{свс}, SiC_п) показали, что в обоих случаях полученный керамический материал имеет развитую неоднородную пористую структуру (рис. 4).

Зерна SiC_{свс} и SiC_п характеризуются небольшими краевыми эффектами оплавления. Между ними прослеживаются обволакивающие их ли-

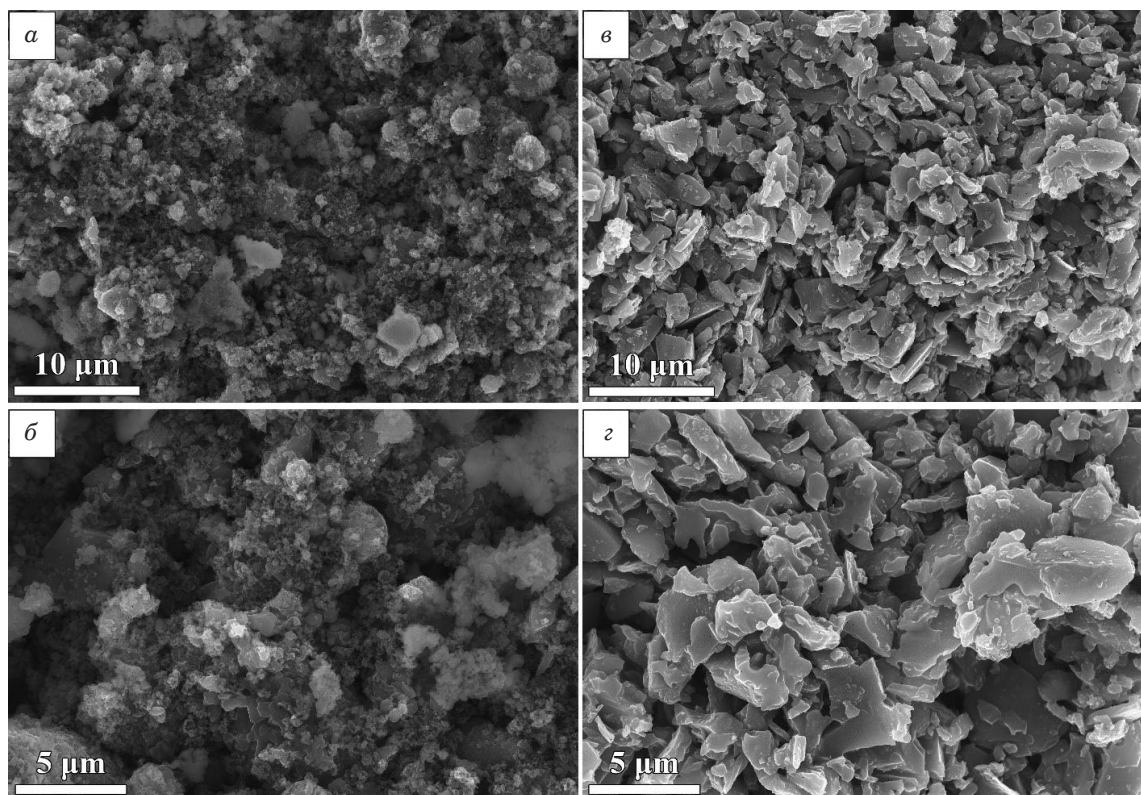


Рис. 4. Микроструктура пористых керамических SiC_{свс} (*a*, *б*) и SiC_п (*в*, *г*)

Fig. 4. The microstructure of porous ceramic SiC_{shs} (*a*, *b*) and SiC_f (*c*, *d*)

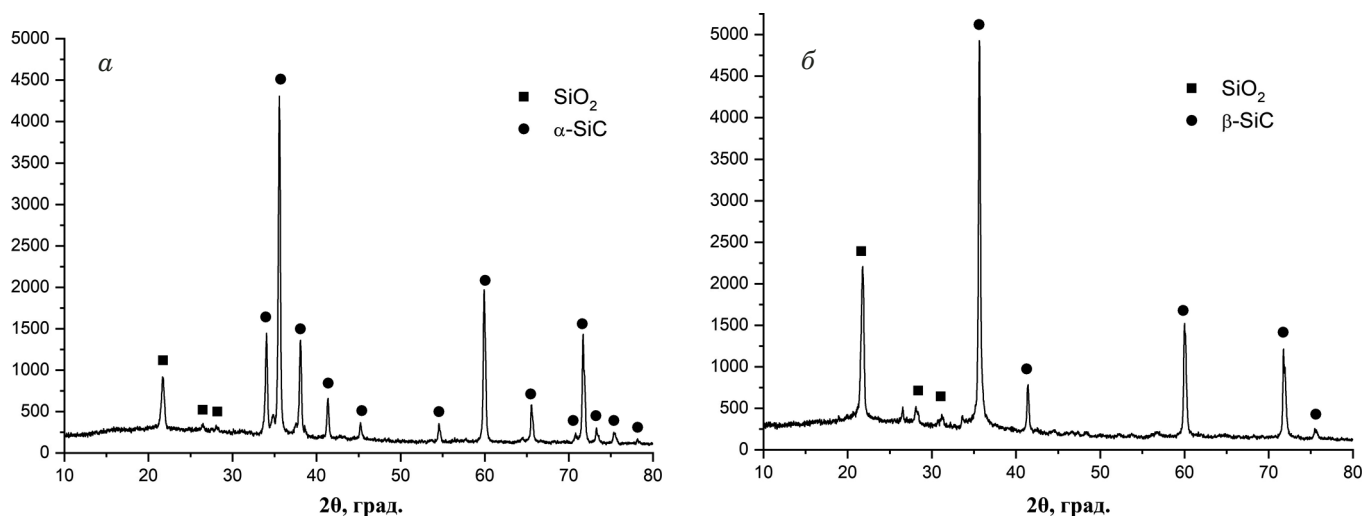


Рис. 5. Результаты РФА пористых керамических материалов $\text{SiC}_{\text{свс}}$ (а) и $\text{SiC}_{\text{п}}$ (б)

Fig. 5. XRD of porous ceramic SiC_{shs} (a) and SiC_f (b)

тые структуры, образовавшиеся в процессе спекания в жидкой фазе с участием связующих добавок MgO , SiC и SiO_2 . Морфология обоих материалов отличается значительным количеством пор в основном неправильной многогранной, иногда щелевидной формы.

Поровое пространство $\text{SiC}_{\text{п}}$ характеризуется более однородным распределением элементов структуры, поровое пространство $\text{SiC}_{\text{свс}}$ — большей вариативностью форм и размеров структурных составляющих со существенно более высоко развитой поверхностью.

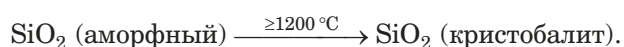
Методом РФА было выявлено наличие значительного количества SiO_2 , образовавшегося в результате поверхностных окислительных процессов при термообработке на воздухе (рис. 5). Фазовый состав обоих материалов может быть описан как совокупность фаз SiC и SiO_2 . При этом присутствуют существенные различия между материалами в сингониях доминирующих фаз SiC и в их количественном соотношении с SiO_2 , который определяли по методу корундовых чисел.

В керамическом материале на основе заполнителя $\text{SiC}_{\text{п}}$ преобладает фаза $\alpha\text{-SiC}$ (96 %) с небольшим количеством оксида кремния (около 4 %). Материал на основе $\text{SiC}_{\text{свс}}$ состоит в основном из $\alpha\text{-SiC}$ (79 %), при этом содержание SiO_2 (21 %) существенно выше. Отметим, что количество SiO_2 , образовавшегося в процессе синтеза материалов, напрямую коррелирует с развитостью поверхности исходных порошков-заполнителей.

Средний размер пор чаще всего составляет приблизительно 1/3 диаметра укладываемых порошкообразных компонентов смеси. Поскольку размер частиц исходных заполнителей SiC характеризовался значительной вариативностью

размеров основной массы частиц, это привело к широкому распределению пор по размерам в объеме материала, особенно заметному в случае $\text{SiC}_{\text{свс}}$. Высокоразвитая поверхность $\text{SiC}_{\text{свс}}$ способствует более интенсивному окислению, что ведет к образованию большего количества наноструктурированных оксидных соединений по сравнению с $\text{SiC}_{\text{п}}$.

Принцип, лежащий в основе механизма спекания порошковых смесей подобного состава, заключается в следующем. На начальной стадии спекания формируются первичные связи между частицами порошковой смеси и растет число контактов между ними. Затем зоны контакта между частицами, возникшие на начальной стадии, увеличиваются в размере за счет поверхностной диффузии. При дальнейшем повышении температуры до 950 °C и более, а также выдержке, механизм поверхностной диффузии меняется на объемный, все более доминирующий с ростом температуры. Это приводит к сближению центров спекаемых частиц и уплотнению порошкового компакта. При температурах 950 – 1100 °C происходит окисление дисперсного карбида кремния с образованием активного SiO_2 . Процесс окисления SiC можно представить следующим образом [23, 24]:



В дальнейшем активный SiO_2 участвует в жидкофазной реакции с добавкой MgO с образованием жидкой фазы клиноэнстатитового состава [23]. В силу малого массового количества магнезиальных спекающих добавок их соединения не были обнаружены после синтеза методами

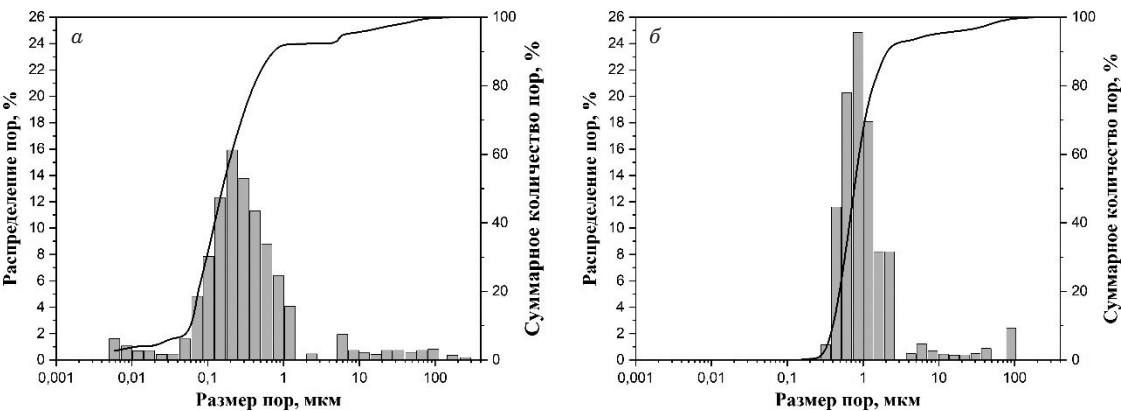


Рис. 6. Распределение пор по размерам в керамических материалах SiC_{свс} (а) и SiC_п (б)
Fig. 6. SiC_{shs} (a) and SiC_f (b) pore size distribution

РФА. Образование клиноэнстатитов связано со смещением отношения MgO:SiO₂ в сторону большего содержания SiO₂ в результате окисления. При 1300 °С образовавшаяся жидкая фаза смачивает поверхность зерен заполнителя, образуя прочный каркас структуры пористого материала.

Синтезированные материалы были исследованы методами ртутной порометрии и точки пузырька. Основные результаты представлены в таблице.

Методами ртутной порометрии выявили, что заполнитель SiC_п с низкой удельной поверхностью формирует материал, обладающий практически идентичным медианным размером пор как по объему интрузии ртути, так и по площади их поверхности. Наноразмерные поры в материале не были обнаружены.

Заполнитель SiC_{свс} с более развитой поверхностью обеспечивает формирование в материале преобладающего количества пор в наноразмерном диапазоне (более 92 %). Наноразмерные поры даже при относительно малом объеме обладают высокой площадью поверхности и оказывают существенное влияние на средний размер пор во всем объеме материала (рис. 6). Вследствие этого влияния средний размер пор в

SiC_{свс} (142 нм) значительно меньше, чем в SiC_п (1036 нм) при идентичных размерах исходных частиц заполнителя.

Результаты ртутной порометрии симбатны результатам оценки эквивалентных гидравлических диаметров каналов, измеренных методом точки пузырька. Установлено, что эквивалентный диаметр канала в материале SiC_{свс} с высоко-развитой поверхностью до четырех раз ниже, чем в материале с низкой удельной поверхностью на основе SiC_п.

Таким образом, применение порошков одинакового размера, но различной морфологии поверхности приводит к получению материалов с существенно различающимися свойствами, определяющими возможности их применения. Керамические мембраны, синтезированные с использованием печного порошка SiC_п, обладают высокой пористостью, проницаемостью, подавляющим доминированием фазы α-SiC, а также узким распределением пор. Совокупность данных параметров эффективна для применения подобных материалов в процессах ультрафильтрации. У мембран на основе SiC_{свс} наблюдается более высокая пористость, меньшая проницаемость, широкое распределение пор по размерам, а также

Основные характеристики поровой структуры керамики на основе SiC
Main characteristics of the pore structure of SiC-based ceramics

Характеристика	SiC _{свс}	SiC _п
Общая поверхность пор, м ² /г	12,580	1,024
Медианный размер пор (по объему), нм	384,0	1043,0
Медианный размер пор (по поверхности), нм	21,5	760,9
Средний размер пор (4V/A), нм	142,8	1035,9
Плотность, г/см ³	1,3038	1,7895
Пористость, %	58,57	47,47
Проницаемость (жидкостная), мДарси	0,7671	1,9617
Размер пор по точке пузырька, нм	300	980

развитость поверхности порового пространства. Это оптимально для их применения, например, в процессах катализа.

Заключение

Аналитическими и экспериментальными методами проведена оценка взаимосвязи между формой и морфологией частиц исходных порошковых компонентов и структурными параметрами пористых керамических материалов (пористость, размер пор, удельная поверхность, фактор кривизны). Установлено, что пористые керамические материалы, синтезированные на основе заполнителя SiC_п, характеризуются открытой пористостью 47 %, жидкостной проницаемостью до 2 мДарси, подавляющим доминированием фазы α-SiC, а также узким распределением пор, средний размер которых составляет около 1 мкм. Совокупность данных параметров эффективна для применения подобных материалов в процессах ультрафильтрации. Керамические материалы на основе SiC_{свс} обладают высокой открытой пористостью (более 58 %), высокоразвитой наноструктурированной поверхностью порового пространства площадью свыше 12 м²/г, более широким распределением пор по размерам (средний размер пор — 140 нм). Подобные высокопористые материалы эффективны для применения в процессах катализа, в случае введения каталитических добавок в мембрану на стадии синтеза материала или их последующего нанесения на поверхность порового пространства.

ЛИТЕРАТУРА (REFERENCES)

1. Khodaei M., Yaghobizadeh O., Alhosseini S., et al. The effect of oxide, carbide, nitride and boride additives on properties of pressureless sintered SiC: a review / *J. Eur. Ceram. Soc.* 2019. Vol. 39. P. 2215 – 2231. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.02.042
2. Chainikova A. S., Sorokin O. Yu., Kuznetsov B. Yu., et al. Study of reaction-bonded silicon carbide samples using visual-optical and radiographic methods of nondestructive control / *Indust. Lab. Mater. Diagn.* 2022. Vol. 88. No. 6. P. 46 – 51 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-6-46-51
3. Hotza D., Luccio M., Wilhelm M., et al. Silicon carbide filters and porous membranes: a review of processing, properties, performance and application / *J. Membr. Sci.* 2020. Vol. 610. P. 118193. DOI: 10.1016/j.memsci.2020.118193
4. Chen J., Zhong Z., Xia Y., et al. Recent developments on catalytic membrane for gas cleaning / *Chin. J. Chem. Eng.* 2019. Vol. 27. P. 1391 – 1402. DOI: 10.1016/j.cjche.2019.02.001
5. Wei W., Zhang W., Jiang Q., et al. Preparation of non-oxide SiC membrane for gas purification by spray coating / *J. Membr. Sci.* 2017. Vol. 540. P. 381 – 390. DOI: 10.1016/j.memsci.2017.06.076
6. Chen M., Shang R., Sherna P., et al. Highly permeable silicon carbide-alumina ultrafiltration membranes for oil-in-water filtration produced with low-pressure chemical vapor deposition / *Separ. Purif. Technol.* 2020. Vol. 253. P. 117496. DOI: 10.1016/j.seppur.2020.117496
7. Li Y., Yang X., Liu D., et al. Permeability of the porous Al₂O₃ ceramic with bimodal pore size distribution / *Ceram. Int.* 2019. Vol. 45. P. 5952 – 5957. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.12.064
8. Geltmeyer J., Teixeira H., Meire M., et al. TiO₂ functionalized nanofibrous membranes for removal of organic (micro)pollutants from water / *Separ. Purif. Technol.* 2017. Vol. 179. P. 533 – 541. DOI: 10.1016/j.seppur.2017.02.037
9. Li D., Yao J., Liu B., et al. Preparation and characterization of surface rafting polymer of ZrO₂ membrane and ZrO₂ powder / *Appl. Surf. Sci.* 2019. Vol. 471. P. 394 – 402. DOI: 10.1016/j.seppur.2017.02.037
10. Lee J., Zhang Z., Baek S., et al. Bio-inspired dewetted surfaces based on SiC/Si interlocked structures for enhanced under water stability and regenerative-drag reduction capability / *Sci. Rep.* 2016. Vol. 79. No. 3. P. 365 – 374. DOI: 10.1038/srep24653
11. Zsirai T., Al-Jaml A., Qiblawey H., et al. Ceramic membrane filtration of produced water: impact of membrane module / *Separ. Purif. Technol.* 2016. Vol. 165. P. 214 – 221. DOI: 10.1016/j.seppur.2016.04.001
12. Hofs B., Ogier J., Vries D., et al. Comparison of ceramic and polymeric membrane permeability and fouling using surface water / *Separ. Purif. Technol.* 2011. Vol. 79. No. 3. P. 365 – 374. DOI: 10.1016/j.seppur.2011.03.025
13. Khodaei M., Yaghobizadeh O., Baharvandi H., et al. Effects of different sintering methods on the properties of SiC-TiC, SiC-TiB₂ composites / *Int. J. Refract. Met. H.* 2018. Vol. 70. P. 19 – 31. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.09.005
14. Kim Y., Min K., Shim J., et al. Formation of porous SiC ceramics via recrystallization / *J. Eur. Ceram. Soc.* 2012. Vol. 32. P. 3611 – 3615. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.04.044
15. Zhang J., Zhou X., Zhi Q., et al. Microstructure and mechanical properties of porous SiC ceramics by carbothermal reduction and subsequent recrystallization sintering / *J. Asian Ceram. Soc.* 2020. Vol. 8. No. 2. P. 255 – 264. DOI: 10.1080/21870764.2020.1728045
16. Jin Y. J., Kim Y. W. Low temperature processing of highly porous silicon carbide ceramics with improved flexural strength / *J. Mater. Sci.* 2010. Vol. 45. P. 282 – 285. DOI: 10.1007/s10853-009-3993-7
17. Fitzgerald T., Michaud V., Mortensen A. Processing of microcellular SiC foams / *J. Mater. Sci.* 1995. Vol. 30(4). P. 1037 – 1045. DOI: 10.1007/BF01178442
18. Yoon B. H., Lee E. J., Kim H. E. Highly aligned porous silicon carbide ceramics by freezing polycarbosilane/camphene solution / *J. Am. Ceram. Soc.* 2007. Vol. 90. No. 6. P. 1753 – 1759. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2007.01703.x
19. Negita K. Effective sintering aids for silicon carbide ceramics: reactivities of silicon carbide with various additives / *J. Am. Ceram. Soc.* 1986. Vol. 69. No. 12. P. 308 – 310. DOI: 10.1111/j.1551-2916.1986.tb07398.x
20. Uvarov V. I., Kapustin R. D., Kirillov A. O., et al. The Effect of Correlation between Starting Reagent Size/Ratio and Structural Parameters on the Permeability of Porous Al₂O₃ Ceramics / *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* 2022. Vol. 31. P. 220 – 229. DOI: 10.3103/S1061386222040124
21. Uvarov V. I., Kapustin R. D., Kirillov A. O., et al. Development of a porous catalytic converter for dehydrogenation of cumene to α-methylstyrene / *Refractories and Industrial Ceramics.* 2020. Vol. 61. No. 4. P. 355 – 359. DOI: 10.1007/s11148-020-00486-0
22. Uvarov V. I., Kapustin R. D., Kirillov A. O., et al. Influence of structural-dimensional factor and catalytically active additives of Fe₂O₃/Cr₂O₃ in α-Al₂O₃-based membranes on hydrocarbon dehydrogenation / *J. As. Ceram. Soc.* 2021. Vol. 9. No. 3. P. 806 – 814. DOI: 10.1080/21870764.2021.1920133
23. Belyakov A., Zo A., Popova N., et al. Strengthening binders for the porous permeable ceramics with the electro-fused corundum aggregate / *New refractories.* 2017. Vol. 2. P. 25 – 29 [in Russian]. DOI: 10.17073/1683-4518-2017-2-25-29
24. Luo Z., Han W., Yu X., et al. In-situ reaction bonding to obtain porous SiC membrane supports with excellent mechanical and permeable performance / *Ceram. Int.* 2019. Vol. 45. P. 9007 – 9016. DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.01.234