

УДК 666.77

Н.В. Бучилин¹, Г.Ю. Люлюкина¹, Н.М. Варрик¹**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ОБЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
ВЫСОКОПОРИСТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
НА ОСНОВЕ МУЛЛИТА**

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-4-4

Создание высокотемпературных высокопористых керамических материалов является в настоящее время одной из актуальных задач. Оксидная пористая керамика обладает низкой теплопроводностью, высокой стойкостью к окислению и удовлетворительной прочностью, поэтому особенно востребована в металлургических литейных областях промышленности в качестве пенокерамических фильтров. В данной статье представлены результаты исследований по спеканию муллитовой пористой керамики с использованием дискретных волокон муллитового состава. Показано, что оптимальный диапазон температур обжига для получения материалов с открыто-ячеистой поровой структурой составляет 1300–1350°C. Установлено, что существенное влияние на механические характеристики материалов оказывает режим предварительной термообработки волокон, а также состав спекающей добавки. Получены материалы с сообщающейся пористостью до 85% и прочностью при сжатии до 0,7 МПа.

Ключевые слова: оксидная керамика, муллит, оксид алюминия, керамические фильтры, спекание, обжиг.

Creation of high-temperature high-porous ceramic materials is one of actual problems now. The oxide porous ceramics has low heat conductivity, high resistance to oxidation and satisfactory durability therefore it is especially demanded in the metallurgical foundry fields of the industry as foam ceramic filters. The results of researches of sintering mullite porous ceramics with use of discrete mullite fibers are presented in this article. It is shown that the optimum range of temperatures of calcining for producing materials with open cellular porous structure is 1300–1350°C. It is determined that the essential role on mechanical characteristics of materials is rendered by the mode of preliminary heat treatment of fibers, and also composition of the sintering aid. Materials with the reported porosity to 85% and durability are produced at compression to 0,7 MPa.

Keywords: oxide ceramics, mullite, alumina, ceramic filters, sintering, firing.

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

В настоящее время во многих производственных отраслях, в частности в металлургических литейных областях промышленности, востребована высокопористая керамика – керамический материал с пористой структурой, изготавливаемый из высокодисперсных минеральных порошков или из жидких пен.

При обработке расплавленных металлов необходимо удалять неметаллические включения, такие как шлак, дресс, оксиды исходных материалов, образующиеся на поверхности ванны расплава, а также фрагменты огнеупорных материалов, использующихся для облицовки камеры или резервуара, в которых образуется расплав металла. Пенокерамический материал благодаря низкой теплопроводности и высокой жаростойкости весьма привлекателен для использования в качестве пенокерамических фильтров,

используемых как в металлургии для фильтрации и очистки расплавов металлов, так и в химической промышленности для очистки высокотемпературных потоков газов.

Пенокерамические фильтры широко применяют для отделения механических примесей от расплава металла. Трехмерная структура открытых пор позволяет существенно повысить качество фильтрации. Однородная керамическая структура с минимумом заблокированных мест на обеих рабочих поверхностях создает оптимальные условия для эффективной работы всех механизмов фильтрации. Удаление включений фильтрацией позволяет создавать однородный расплав и таким образом повышает качество выпускаемой продукции – в особенности при выпуске стали, чугуна и алюминия [1–3]. Ячеистая структура пенокерамического фильтра обеспечивает глубокую фильтрацию, которая тщательно удаляет большое количество примесей, без посторонних включений. Фильтр способен выдерживать значительное статическое давление металла, сохраняя при этом эффективную фильтрацию. Пенокерамические фильтры легко пропитываются расплавленным металлом, при этом поры выступают в качестве «ловушек» для различных примесей.

Керамические фильтры получают из разных видов керамики – корундовой, алюмосиликатной, муллитовой, карбидной [4–6]. Так, фильтры из карбида кремния на силикатной связке используют для фильтрации чугуна. Такие фильтры обладают высокой прочностью благодаря тому, что во время обжига зерна SiC в керамической массе частично окисляются до кварцевого стекла, обеспечивающего хорошую связь карбида кремния с матрицей из силикатного связующего, создавая прочную пену. Однако при разливке чугуна образуется жидкий шлак с высоким содержанием FeO, который не смачивает фильтры из карбида кремния из-за карботермической реакции между углеродной составляющей зерен SiC и примесями графита, из-за чего происходит прилипание шлака к фильтру [6].

Фильтры на основе оксидной керамики обеспечивают эффективное удаление нежелательных примесей, особенно включений аналогичного состава – оксидных пленок и шлаков. Благодаря высокой стабильности даже при длительном воздействии высоких температур фильтры на основе оксидной керамики можно успешно применять в фильтрационных боксах или в подогревательных печах для фильтрации больших объемов жидкого металла. Керамические ячеистые пеноматериалы на основе оксида алюминия, сочетающие высокую термостойкость, химическую стойкость к расплавам металлов и шлакам, а также низкую стоимость сырьевых компонентов, находят применение в качестве носителей катализаторов и керамических фильтров для расплавов металлов.

Наиболее распространенным способом получения пенокерамики является технология снятия реплики пены: высокопористый пенополиуретан пропитывают керамическим шликером, после чего сушат и обжигают [4–11]. При обжиге пенополиуретан, находящийся внутри керамического покрытия, испаряется и остается керамическая структура с большим количеством пор. Получение оксидной пенокерамики основано на пропитке высокопористых пенополиуретановых (ППУ) каркасов шликерными суспензиями на основе порошка оксида алюминия со спекающими добавками с последующим обжигом пропитанных каркасов при температурах порядка 1700–1850°C. Основными требованиями к керамическим фильтрам помимо высокой термостойкости и химической стойкости к расплавам металлов являются наличие открытой пористости на уровне 80–90% с преобладанием сообщающихся ячеистых пор и прочностью при сжатии не менее 0,5 МПа.

Очевидно, что подбор оптимального режима обжига имеет существенное значение в процессе производства керамических материалов, так как именно на этом этапе происходит набор прочности готового изделия. Среди явлений, протекающих при обжиге, важнейшим является процесс спекания, обуславливающий превращение пористых заготовок из конгломерата слабосвязанных частиц, объединяемых преимущественно силами трения и адгезии, в прочное тело с заданной структурой и свойствами

[12–15]. В ходе спекания имеет место образование и рост контактов между частицами твердой фазы, уменьшение размера пор и их числа, вплоть до полного исчезновения, рекристаллизационное смещение границ между кристаллами. При этом в процессе производства высокопористых открытоячеистых керамических изделий очень важно добиться, с одной стороны, сохранения в готовом материале поровой структуры исходных ППУ-каркасов, а с другой – набора прочности за счет спекания частиц, находящихся в межъячеистых перегородках [16–19].

При рассмотрении процессов спекания необходимо в первую очередь учитывать состояние фаз, участвующих в спекании. Если спекание протекает в системе «твердая фаза–жидкость–газ», то основная роль в механизме переноса вещества в межзеренные поры и затягивания пор принадлежит жидкой фазе. Эту группу процессов называют «жидкофазным спеканием». Процессы спекания без участия жидкой фазы называют «твердофазным спеканием» [13, 20]. При жидкофазном спекании перенос вещества и набор прочности изделия происходит за счет вязкого течения жидкости и ее взаимодействия с твердой фазой (растворение, кристаллизация). При твердофазном спекании перенос вещества происходит за счет диффузии ионов, пластической деформации твердых частиц, процессов испарения-конденсации. Твердофазный механизм спекания требует более жестких условий обжига – повышенной температуры, давления, плотного соприкосновения спекаемых частиц.

Данная работа посвящена исследованию процессов спекания и оптимизации режимов обжига керамических материалов с ячеистой поровой структурой на основе помола муллитовых волокон с целью получения керамических пенофильтров, обладающих сообщающейся ячеистой пористостью >80% и прочностью при сжатии >0,5 МПа.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 14.3. «Многофункциональные теплозащитные и теплоизоляционные материалы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Для приготовления шликерных суспензий в качестве порошка муллита использовали молотые муллитовые волокна производства ФГУП «ВИАМ» со средним диаметром молотого волокна 1–3 мкм (рис. 1). Помол исходных волокон осуществляли в вибрационной мельнице МВ-005 в течение 1 ч без использования жидких сред – «сухой» помол.

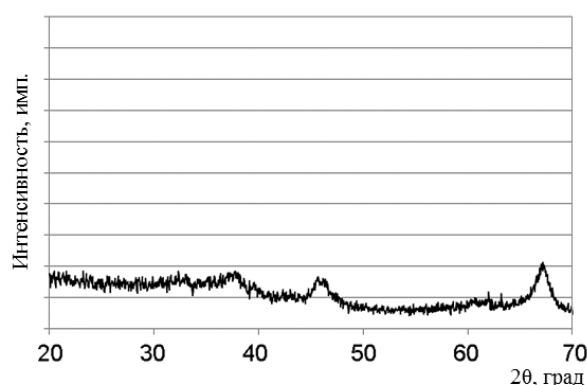


Рис. 1. Дифрактограмма исходных волокон

Шликерные суспензии готовили с использованием растворов оксихлорида алюминия, оксихлорида циркония, хлорида магния, а также силиказоля. Эти соединения выступали в роли технологических связок при формовании заготовок и спекающих добавок при обжиге.

Сырые образцы получали путем пропитки шликерной суспензией пенополиуретановых блоков с открытоячеистой поровой структурой размерами $5 \times 3 \times 2$ см с последующим отжимом избытка шликера. Обжиг образцов осуществляли в электрической печи Nabetherm НТ 16/18 в интервале температур $1000\text{--}1400^\circ\text{C}$ в неизотермических условиях: нагрев образцов в печи, выдержка при заданной температуре, инерционное охлаждение с печью.

Фазовый состав материалов определяли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М. Съемку образцов проводили в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении в интервале углов $2\theta=20\text{--}70$ град по точкам с шагом $0,05$ град и экспозицией в каждой точке 2 с. Для идентификации фаз полученные дифрактограммы сопоставляли с данными таблиц ASTM. Оптическую микроскопию в проходящем и отраженном свете проводили на микроскопе Olympus BX-51. Электронную микроскопию проводили на сканирующем электронном микроскопе Hitachi S-405A при ускоряющем напряжении 25 кВ. Измерение прочности материалов при сжатии осуществляли на установке Instron 5965.

Результаты экспериментов

Анализ исходного муллитового волокна, используемого для получения высокопористого керамического материала, включал исследование фазового состава и структуры. Данные рентгенофазового анализа показали, что волокна являются аморфными, не имеющими кристаллических фаз структурами (рис. 1). Отсутствие в волокнах макро- и микрокристаллов также подтверждается данными оптической микроскопии в проходящем поляризованном свете (рис. 2, а).

Экспериментальным путем выяснено, что при помоле волокон в вибрационной мельнице в течение 30 мин среднее соотношение длины волокна к его диаметру составляет от $20/1$ до $100/1$ (рис. 2, б). При увеличении продолжительности помола до 1 ч это соотношение достигает значений от $5/1$ до $20/1$ с сохранением значений диаметра волокон в диапазоне $1\text{--}3$ мкм (рис. 2, в).

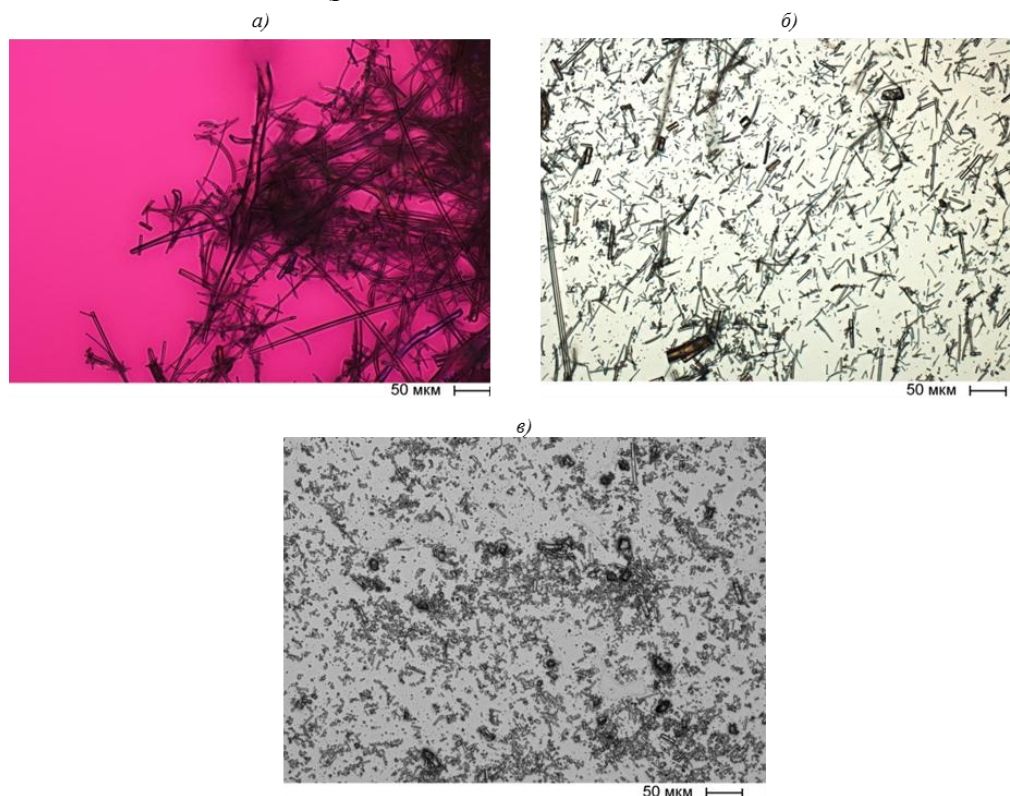


Рис. 2. Исходные волокна муллитового состава (оптическая микроскопия, проходящий свет, поляризатор+анализатор):

а – до помола в вибрационной мельнице; б, в – после помола в вибрационной мельнице в течение 30 мин и 1 ч соответственно

Как правило, спекание керамики из чистого муллита ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) происходит по твердофазному механизму при температурах порядка 1850–1950°C в течение нескольких часов, и для снижения температуры обжига изделий в состав массы вводят спекающие добавки.

В данной работе предложен способ получения пористых керамических материалов путем спекания незакристаллизованных частиц муллитового состава, которые в процессе спекания из аморфного состояния переходят в кристаллическое, при этом аморфное состояние частиц обеспечивает протекание спекания по жидкофазному механизму. Как следствие, в процессе спекания улучшается начальное припекание частиц, в результате чего происходит набор прочности готового керамического изделия.

Используемые в данной работе спекающие добавки по механизму действия можно разделить на две группы: улучшающие диффузию ионов на поверхности частиц муллита и ускоряющие процесс твердофазного спекания – оксиды циркония и алюминия, образующиеся при разложении соответствующих оксихлоридов, и оксид магния, образующийся при взаимодействии хлорида магния с волокнами муллитового состава; а также добавки, образующие при высоких температурах жидкую фазу и запускающие механизм жидкофазного спекания, – оксид кремния, присутствующий в силиказоле. Как отмечалось ранее, добавки, ускоряющие процесс твердофазного спекания, имеют поликристаллическую структуру, что должно способствовать набору прочности керамики при ее обжиге путем увеличения числа контактов между спекаемыми частицами и, как следствие, увеличения концентрации вакансий на границах соприкасающихся кристаллических решеток [16]. Однако опробование указанных добавок в выбранном интервале температур не привело к спекаемости изделий и набору их прочности при обжиге. Интенсивное спекание наблюдается только при введении в керамическую массу силиказоля.

Комбинирование различных добавок в шликерных суспензиях показало, что набору прочности способствует использование смеси растворов силиказоля с оксихлоридом алюминия, поэтому в дальнейших исследованиях использовали данную комбинацию добавок.

Проведенные исследования по определению оптимальной концентрации комбинации добавок в составе керамической массы показали, что при введении в состав керамики до 1% (по массе) силиказоля в пересчете на чистый SiO_2 и 5% (по массе) оксихлорида алюминия в пересчете на чистый Al_2O_3 не происходит интенсивного набора прочности материалов при обжиге, а при введении >10% (по массе) происходит деформация материалов, сопровождающаяся исчезновением сообщающихся ячеистых пор. Приемлемые значения прочности материалов в пределах 0,5 МПа при сохранении пористости на уровне 85% и отсутствии деформации достигаются при введении в состав керамики 2% (по массе) силиказоля и 6,5% (по массе) оксихлорида алюминия в пересчете на чистые оксиды, поэтому для дальнейших исследований данную концентрацию приняли как оптимальную.

В результате варьирования температурно-временного режима обжига образцов выявлено, что при температурах >900°C и продолжительности выдержки не менее 1 ч в материалах начинается выделение кристаллов оксида алюминия двух фазовых модификаций – α - и δ -фазы ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + \delta\text{-Al}_2\text{O}_3$) с сохранением матричной аморфной структуры волокон, а при 1300°C происходит интенсивное образование муллита (рис. 3) с сохранением образовавшихся при более низкой температуре кристаллов оксида алюминия. На рис. 3 представлены дифрактограммы керамического материала после трех различных видов термообработки. Обжиг при 700°C в течение 1 ч (рис. 3, кривая *a*)

не привел к образованию кристаллических фаз. После обжига материала при 1000°C в течение 1 ч (рис. 3, кривая б) на дифрактограмме заметны пики, соответствующие корунду и δ -Al₂O₃. Обжиг при 1350°C в течение 1 ч привел к образованию муллита (3Al₂O₃·2SiO₂) и увеличению образования корунда и δ -Al₂O₃ (рис. 3, в).

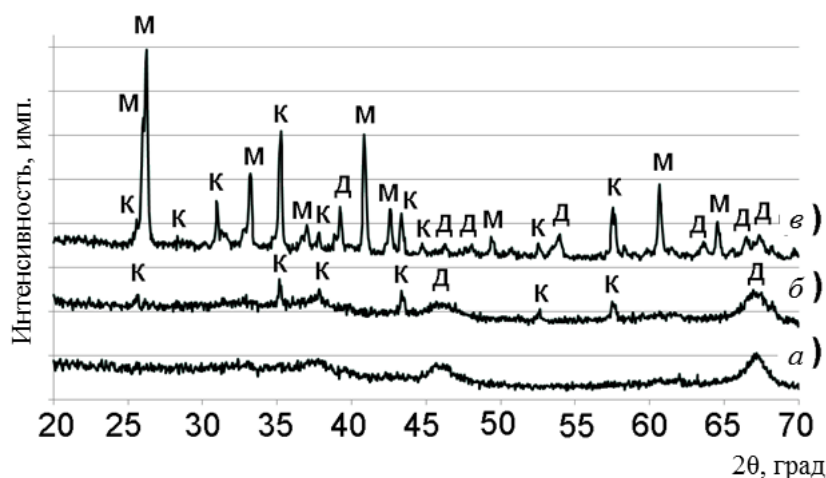


Рис. 3. Дифрактограммы керамических материалов после обжига в течение 1 ч при температуре 700 (а), 1000 (б) и 1350°C (в):

К – корунд (α -Al₂O₃, ASTM 46-1212); Д – δ -Al₂O₃ (ASTM 4-877); М – муллит (3Al₂O₃·2SiO₂, ASTM 79-1455)

Варьирование температурно-временного режима обжига материалов также показало, что при температурах >1400°C происходит интенсивное спекание с залечиванием пор материалов, в результате чего пористость уменьшается до значений <75%. При температурах обжига <1300°C спекания частиц не происходит и прочность материала может оказаться недостаточной (рис. 4, а). Исследования показали, что оптимальными значениями прочности ~0,7 МПа и пористости 85% обладают материалы, полученные при температуре обжига 1350°C и продолжительности обжига 3 ч.

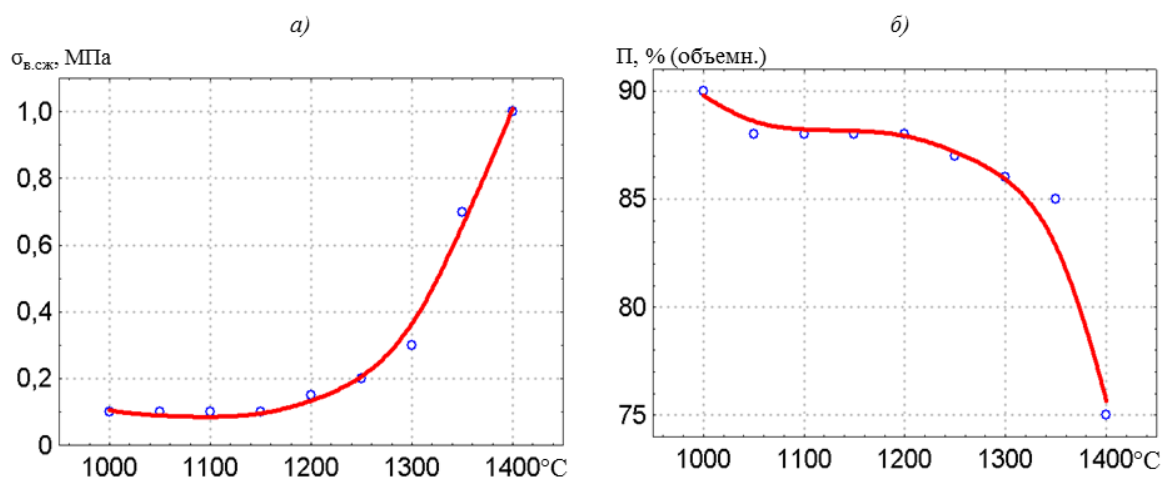


Рис. 4. Влияние температуры обжига на технологические характеристики материала – прочность при сжатии (а) и пористость (б)

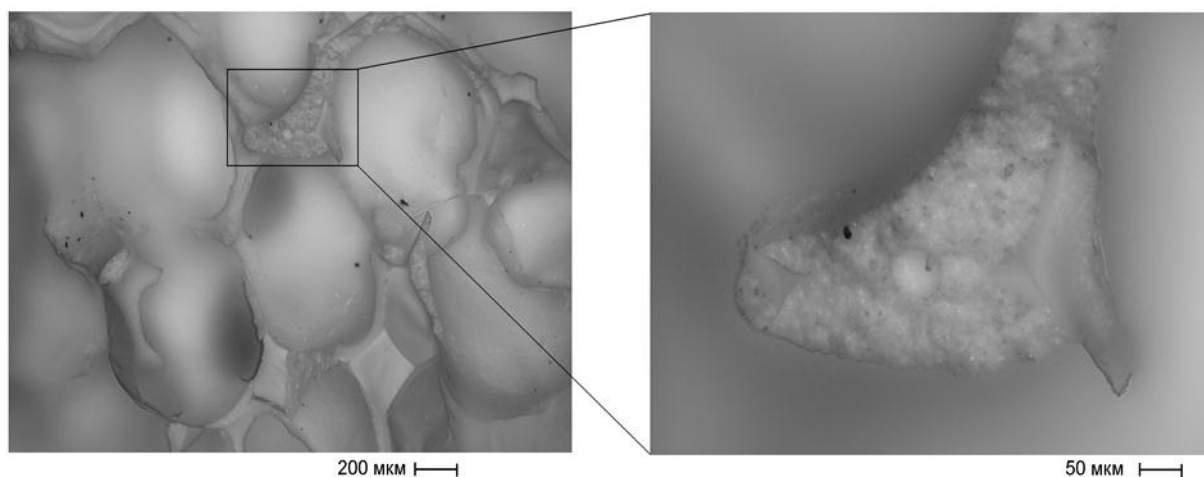


Рис. 5. Поровая структура керамического пеноматериала (оптическая микроскопия, отраженный свет, темное поле) после обжига при температуре 1650°C в течение 1 ч

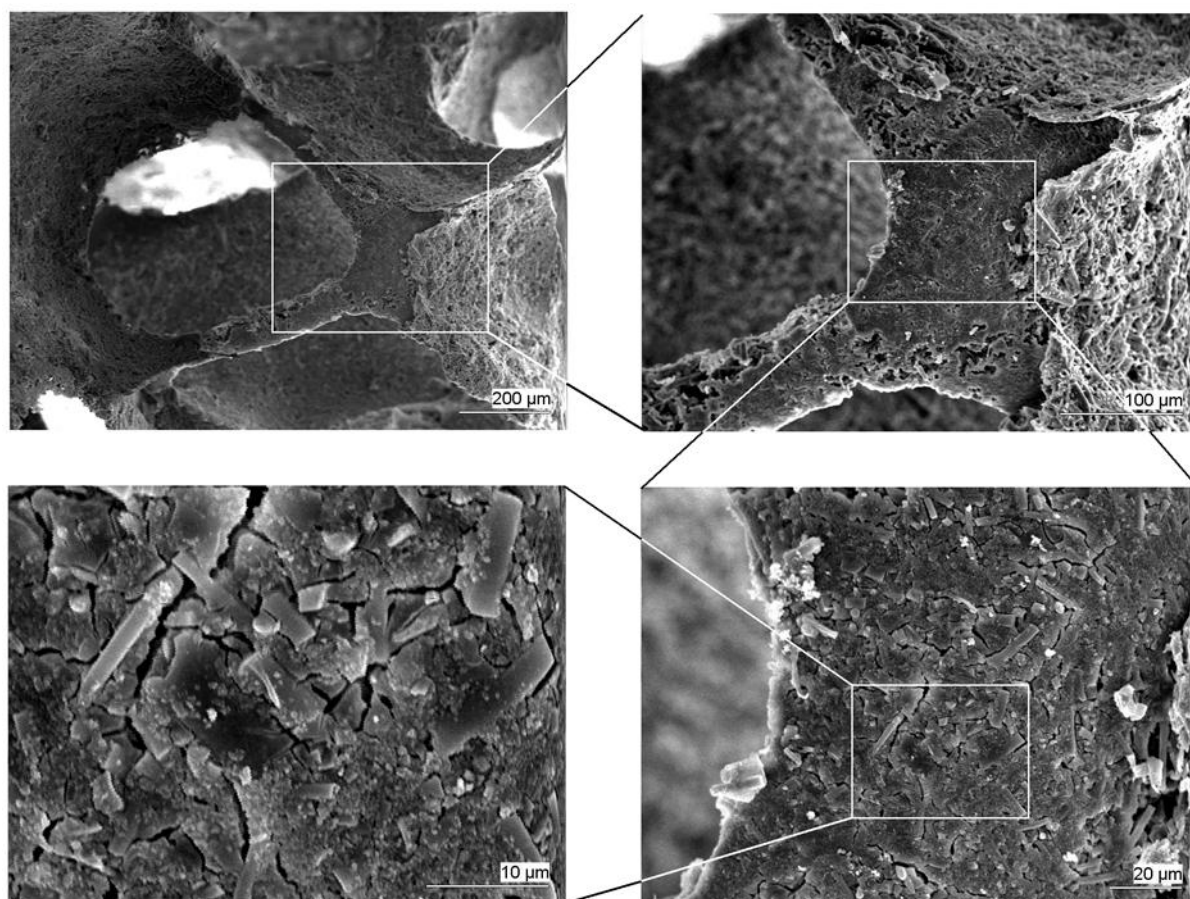


Рис. 6. Микрофотографии (СЭМ) образца из пенокерамики после обжига при температуре 1650°C в течение 1 ч

Исследования методами электронной микроскопии структуры образцов, имеющих оптимальное соотношение прочности и пористости, показали, что они обладают открытоячеистой поровой структурой, повторяющей поровую структуру исходных ППУ-каркасов (рис. 5 и 6), и размеры ячеистых макропор составляют 0,5–2 мм.

В обожженных материалах сохраняется зернистая структура исходных молотых волокон, что свойственно для керамических материалов, получаемых по твердофазному механизму спекания. В самих межпоровых перегородках присутствуют микропоры с размерами порядка 1–20 мкм, обусловленные наличием пустот между спеченными волокнами, при этом материалы не содержат пор, образованных путем рекристаллизации спекаемых частиц. Перегородки также не содержат сквозных пустот, которые могут оставаться в материалах на месте выгорающего при обжиге пенополиуретана [20], что свидетельствует о возможности получения керамических пенофильтров по используемому в данной работе методу (рис. 5, б и рис. 6, б).

Результаты и обсуждение

Задачей данной работы являлось получение муллитовой керамики, обладающей открытоячеистой поровой структурой с объемной долей сообщающихся пор 85–90% и прочностью при сжатии 0,5–1 МПа. При этом желательное проведение обжига при температурах не выше 1400°C. Для керамики с заданной поровой структурой использовали метод пропитки шликером пенополиуретановых каркасов, а для достижения указанных температур обжига в состав материалов вводили спекающие добавки. В ряде работ [12, 20–25] показана высокая эффективность использования добавок, ускоряющих процесс твердофазного спекания корундовой и диоксидциркониевой керамики при достижении температур обжига порядка 1550–1600°C. Однако полученные в данной работе результаты показали неэффективность использования добавок, механизм действия которых основан на ускорении диффузионных процессов применительно к муллитовым волокнам. Неэффективная работа таких добавок при обжиге связана с тем, что они действуют только тогда, когда спекаемые частицы имеют между собой плотные контакты с большой площадью соприкосновения [12, 13]. При несоблюдении этого условия диффузии ионов через границы раздела твердых фаз не происходит, поскольку основным затруднением деформирования микрообъемов кристаллической решетки частиц является преимущественная направленность химических связей и, таким образом, обусловленность ориентации движения отдельных элементов решетки. Поэтому указанные ранее условия твердофазного спекания реализуются только при обжиге плотной керамики, получаемой прессованием сухих либо увлажненных порошков.

Эффективная работа оксида кремния совместно с оксидом алюминия в качестве спекающих добавок в температурном интервале 1300–1400°C объясняется тем, что при обжиге, вероятнее всего, образуется расплав стекломассы, который смачивает и стягивает под действием сил поверхностного натяжения молотые муллитовые волокна, причем для этого процесса не требуется плотного прилегания частиц друг к другу, так как отсутствие кристаллических фаз в составе стекломассы способствует ее беспрепятственному течению в процессе спекания и связыванию частиц твердой фазы. В результате готовые керамические материалы представляют собой структуры из частиц молотых волокон, склеенные прослойками стеклофазы и муллита.

Для достижения в материалах приемлемых прочностных характеристик при сохранении сообщающейся поровой структуры исходных ППУ-каркасов необходимо содержание 2% (по массе) оксида кремния и 6% (по массе) оксида алюминия. При введении большего количества спекающих добавок избыточное количество жидкой стекломассы, образующейся при спекании, приводит к деформации получаемых материалов и исчезновению пор за счет интенсивного вязкого течения. Межпоровые перегородки материалов также обладают микропористостью, так как даже при максимальном сближении частиц, происходящем при спекании, стекломасса не заполняет все пространство между молотыми волокнами, и при этом в обожженном материале остаются не только замкнутые, но и открытые микропоры.

При температурах обжига порядка 1300–1400°C между спекаемыми волокнами происходит образование муллита путем химического взаимодействия между оксидом алюминия и оксидом кремния. Такое выделение муллита на границах между волокнами также способствует набору прочности получаемых материалов, так как выделившийся в результате реакции муллит обладает высокой адгезией к волокнам преимущественно муллитового состава, поэтому для достижения в материалах прочности при сжатии >0,5 МПа достаточно достижения температуры обжига порядка 1350°C при его продолжительности 3 ч. Поскольку пенокерамика является функциональным материалом, то достигнутая прочность обеспечивает ее эксплуатационные свойства.

Возможность использовать в качестве источника муллита некондиционные остатки муллитового волокна позволяет снизить стоимость пенокерамических изделий. Кроме того, используя такое волокно, можно не проводить его помол до состояния порошка, а использовать измельченные волокна муллита с соотношением длины волокна к его диаметру в диапазоне (5/1–10/1), что обеспечит в готовых пенофильтрах наличие развитой пористости в перегородках между макропорами за счет пустот между спеченными волокнами.

Заключения

Результаты исследований показали возможность получения керамических пенофильтров на основе муллитовых волокон, обладающих ячеистой поровой структурой с открытой пористостью до 85% и прочностью при сжатии до 0,6–0,7 МПа. Оптимальным режимом получения таких материалов является обжиг при 1350°C в течение 3 ч при содержании 2% (по массе) оксида кремния и 6,5% (по массе) оксида алюминия в составе технологической связки шликера. Для достижения в материалах наибольших значений прочности и уменьшения температуры обжига требуется дальнейшая оптимизация состава керамической массы путем подбора спекающих добавок и фракционного состава молотых волокон, а также оптимизация состава шликерных суспензий путем подбора электролитов, позволяющих увеличить в шликере объемную долю твердой фазы с целью увеличения числа контактов между спекаемыми частицами при обжиге.

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. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А., Морозова Г.И. Сплавы на основе алюминидов никеля // *МиТОМ*. 1999. №1. С. 32–34.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 36–52.
4. Шликер для изготовления пенокерамических фильтров: пат. 2084428 Рос. Федерация. №93008852/03; заявл. 18.02.93; опубл. 20.07.97.
5. Усовершенствованный пенокерамический фильтр для улучшения фильтрования расплавленного чугуна: пат. 2380138 Рос. Федерация. №2008108220/15; заявл. 04.08.06; опубл. 27.01.10.
6. High strength SiC filter and method for the manufacture thereof: pat. 6663776 USA. No. 10/256844; filed 27.09.02; publ. 16.12.03.
7. Керамический фильтр, содержащий углеродное покрытие, и способ его изготовления: пат. 2456056 Рос. Федерация. №2010118514/03; заявл. 28.01.08; опубл. 20.07.12.
8. Анциферов В.Н. Проблемы порошкового материаловедения. Часть II. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 263 с.
9. Sandoval M.L., Camerucci M.A. Foaming performance of aqueous albumin and mullite-albumin systems used in cellular ceramic processing // *Ceramics International*. 2014. Vol. 40. P. 1675–1686.

10. Magnani G., Brentari A., Burrese E., Raiteri G. Pressureless sintered silicon carbide with enhanced mechanical properties obtained by the two-step sintering method // *Ibid.* P. 1759–1763.
11. Yang W., Jiang B., Wang A., Shi H. Effect of Negatively Charged Ions on the Formation of Microarc Oxidation Coating on 2024 Aluminium Alloy // *Journal of Material Science and Technology.* 2012. Vol. 28 (8). P. 707–712.
12. Aminzare M., Mazaheri M., Golestanifard F. et al. Sintering behavior of nano alumina powder shaped by pressure filtration // *Ceramics International.* 2011. Vol. 37. P. 9–14.
13. Химическая технология керамики: учеб. пособие для вузов / под ред. И.Я. Гузмана. М.: Стройматериалы, 2003. 496 с.
14. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №2. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.04.2017).
15. Щетанов Б.В., Балинова Ю.А., Люлюкина Г.Ю., Соловьева Е.П. Структура и свойства непрерывных поликристаллических волокон α -Al₂O₃ // *Авиационные материалы и технологии.* 2012. №1. С. 13–17.
16. Уварова Н.Е., Гращенков Д.В., Исаева Н.В., Орлова Л.А., Саркисов П.Д. Высокотемпературные радиопрозрачные материалы: сегодня и завтра // *Авиационные материалы и технологии.* 2010. №1. С. 16–21.
17. Кириенко Т.А., Балинова Ю.А. Физико-химические свойства многокомпонентных растворов для керамических материалов, содержащих поливиниловый спирт // *Авиационные материалы и технологии.* 2014. №1. С. 34–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-1-34-38.
18. Никитина В.Ю., Колышев С.Г., Купцов Р.С. Способы определения площади сечения монокристаллических волокон Al₂O₃ для расчета прочности при растяжении // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №2. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-2-3-3.
19. Балинова Ю.А., Щеглова Т.М., Люлюкина Г.Ю., Тимошин А.С. Особенности формирования α -Al₂O₃ в поликристаллических волокнах с содержанием оксида алюминия 99% в присутствии добавок Fe₂O₃, MgO, SiO₂ // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №3. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-3-3-3.
20. Евтеев А.А., Макаров Н.А., Лемешев Д.О., Житнюк С.В. Керамика в системе ZrO₂-Al₂O₃ с добавками эвтектических составов // *Стекло и керамика.* 2011. №8. С. 23–27.
21. Технология стекла / под ред. И.И. Китайгородского. 3-е изд. М.: Гос. изд-во лит. по стр-ву, архит. и строит. материалам, 1961. 517 с.
22. Бучилин Н.В., Прагер Е.П. Реологические характеристики шликерных суспензий на основе оксида алюминия // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №5. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.04.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-5-6-6.
23. Vogt U.F., Gorbar M. et al. Improving the properties of ceramic foams by a vacuum infiltration process // *Journal of the European Ceramic Society.* 2010. Vol. 30. P. 3005–3011.
24. Евтеев А.А., Лемешев Д.О., Житнюк С.В., Макаров Н.А. Расчет оптимальных режимов обжига керамики на основе оксидов циркония и алюминия // *Стекло и керамика.* 2014. №8. С. 15–21.
25. Бакунов В.С., Лукин Е.С. Особенности спекания оксидной керамики // *Стекло и керамика.* 2011. №7. С. 9–13.