

НАУЧНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

УДК 666.7

СИНТЕЗ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗОАЛЮМОСИЛИКАТНОЙ СИСТЕМЫ

© Канд. техн. наук *О.А. Сергиевич*, канд. техн. наук *Е.М. Дятлова*, канд. техн. наук *Р.Ю. Попов*

Белорусский государственный технологический университет (БГТУ), г. Минск, Республика Беларусь

В статье приведены результаты синтеза и исследования термостойких и износостойких керамических материалов на основе сочетания малорасширяющихся и высокопрочных кристаллических фаз, формирующихся в системе $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Установлены зависимости свойств, фазового состава и структуры материалов от положения точки исходных смесей на диаграмме системы $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ и температуры синтеза. Рациональное сочетание основных кристаллических фаз — железистого кордиерита и муллита при условии хорошего спекания и формирования плотной структуры позволяют получить термостойкие, устойчивые к истиранию керамические материалы, которые по своим характеристикам превосходят традиционную керамику на основе магниевого кордиерита.

Ключевые слова: феррокордиерит, муллит, фазовый состав, структура, спекание, температурный коэффициент линейного расширения, термостойкость.

The article reveals synthesis and research results of thermal- and wear-resistant ceramic solids on the basis of combining little expanding and high-strength crystalline phases that generate in $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ system. Dependence of properties, phase composition and material structure on point location of base mixture on $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ system diagram and synthesis temperature have been determined. Rational combination of key crystalline phases — iron cordierite and mullite in case of good sintering and compact structure forming allows to get thermal- and wear-resistant ceramic solids which exceed in quality traditional ceramics based on magnesium cordierite.

Keywords: ferrocordierite, mullite, phase composition, structure, sintering, temperature coefficient of linear expansion, thermal resistance.

Введение. В настоящее время ведутся интенсивные исследования и разработки в области изготовления конструктивных керамических материалов с комплексом уникальных свойств, которыми не обладают традиционные конструкционные изделия из металлов или пластмасс. Необходимо отметить, что стоимость сырьевых компонентов для получения керамических изделий технического назначения значительно ниже, чем для металлических, а их запасы в большинстве случаев не ограничены. Республика Беларусь испытывает огромную потребность в высокотермостойких и износостойких керамических

материалах, применяемых в машиностроительной, электронной, химической, легкой и других отраслях промышленности. Промышленное производство такого рода материалов в настоящее время в Республике отсутствует, а изготавливаемые отдельными предприятиями изделия из термостойкой и износостойкой керамики уступают по своим эксплуатационным и экономическим характеристикам зарубежным аналогам.

Термостойкость — это способность материалов противостоять резким колебаниям температуры при нагревании или охлаждении, при этом не разрушаясь. Напряжения, возникающие в материале



Дятлова Е.М.



Попов Р.Ю.

и вызывающие термическое разрушение, бывают двух видов: напряжения I рода, вызываемые градиентом температур, и напряжения II рода, вызываемые анизотропией ТКЛР, химическими реакциями, расширением при полиморфизме. Напряжения возникают тогда, когда материал под воздействием тех или иных факторов не может свободно изменять свой объем [1, 2]. Прочностные и термические характеристики синтезированного материала регулируются в первую очередь его структурой, фазовым составом и условиями получения. При изготовлении высокотермостойкой керамики используют малорасширяющиеся фазы, дополняя их другими структурными составляющими для регулирования критериев термостойкости [3, 4].

Таким образом, регулируя заданный химический состав исходных компонентов и режимы синтеза, можно получить рациональное сочетание необходимых кристаллических фаз. Используя технологические факторы, можно создать требуемую текстуру материала, которая в совокупности с микроструктурой обеспечит высокую термостойкость изделия.

Из анализа данных литературы установлено, что синтез термостойких и износостойких керамических материалов может быть осуществлен на основе следующих систем: $MgO-Al_2O_3-SiO_2$, $Al_2O_3-SiO_2-TiO_2$, $Al_2O_3-TiO_2$, $Li_2O-Al_2O_3-SiO_2$ и др. Ограничением для использования керамических материалов на основе магниевого кордиерита в качестве термостойких конструктивных изделий является недостаточно высокие показатели относительной плотности и механической прочности при узком температурном интервале их спекания. Керамика на основе титаната алюминия, обладая очень низким ТКЛР, характеризуется высокой температурой синтеза и недостаточной степенью спекания, что не позволяет получать изделия с необходимыми прочностными характеристиками. Недостатком керамики на основе $Li_2O-Al_2O_3-SiO_2$ является невысокая механическая прочность и нестабильность ТКЛР при сравнительно низкой температуре эксплуатации. В этой связи целесообразно сочетание малорасширяющихся непрочных литийсодержащих фаз, кордиерита, титалита с высокопрочными кристаллическими фазами,

а также использование огнеупорных оксидных наполнителей, что в совокупности позволит достигнуть повышения термических показателей синтезированных изделий.

Система $FeO-Al_2O_3-SiO_2$ не представляет особого интереса для получения огнеупорных материалов в связи с содержанием легкоплавких эвтектик, однако она может быть взята за основу для синтеза термостойких материалов технического назначения с высокими истирающими и прочностными показателями. Сведения о данной системе и ее особенностях, заключающихся в образовании малорасширяющейся фазы феррокордиерита, а также о синтезе керамических материалов с низким ТКЛР ($1,8-2,4 \cdot 10^{-6} K^{-1}$) довольно ограничены и представлены в работах [5, 6]. Продукты термического синтеза, вступающая в реакцию с железистыми соединениями, образуют активные формы при формировании структуры керамического материала. Наибольшая активность к протеканию реакций при более низких температурах проявляется у железа (II) (вюстита FeO) по сравнению с Fe_2O_3 , о чем свидетельствуют данные [7]. Активизирующее влияние на спекаемость и свойства готовых изделий отмечено в работе [8]. Доля FeO , активно участвующего при образовании стеклофазы в интервале температур $650-1000^\circ C$ и обладающего наибольшей реакционной способностью в сравнении с другими соединениями железа, обусловлена характером газовой среды внутри материала: при пониженном давлении ($133-399 Pa$) характер газовой среды в процессе обжига глинистого сырья ($300-1000^\circ C$) изменяется на восстановительный за счет выделяющихся газов (H_2, CO), способствуя расширению интервала спекания керамической массы и сокращению продолжительности их обжига [9]. Феррокордиерит образуется при более низких температурах по сравнению с обычным магниевым кордиеритом, что представляет особый интерес к изучению данной системы. Выявлено, что железо принимает активное участие в процессах спекания и формирования железосодержащих кристаллических фаз (герцинит — $FeO \cdot Al_2O_3$, феррокордиерит — $2FeO \cdot 2Al_2O_3 \cdot 5SiO_2$ и магнетит — Fe_3O_4), образуя при этом маловязкие реакционноспособные расплавы.

Таким образом, проведение исследований в области синтеза керамических материалов технического назначения на основе системы $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ позволит в некоторой степени нивелировать недостатки традиционной кордиеритовой керамики (расширить интервал спекания, снизить открытую пористость, увеличить механическую прочность и износостойкость).

Методология работы. Для синтеза керамических материалов в данной системе в качестве исходных сырьевых компонентов использовались глина Веселовская марки «Гранитик-Веско» (ТУ У 14.2—00282049—003—2007), глинозем технический марки ГНК (ГОСТ 30559) и оксид железа (II) химически чистый (ГОСТ 2642.5—97).

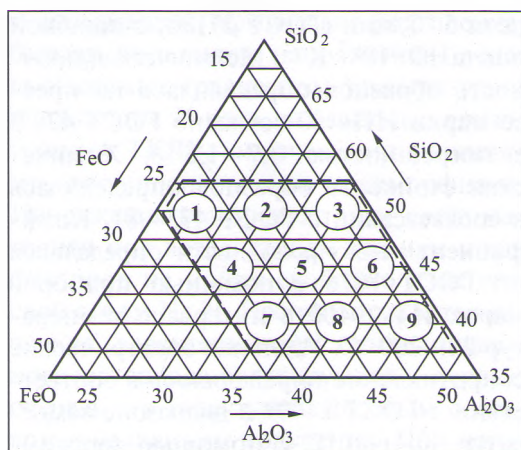
Керамическая масса готовилась сухим способом путем совместного измельчения определенного количества исходных сырьевых компонентов в планетарной мельнице марки РМ 100 фирмы Netzsch (Германия) в течение 10 мин при скорости вращения барабана 250 об/мин с последующим магнитным обогащением. Пресс-порошок влажностью 8—10 % с использованием в качестве связки воды или полуводной дисперсии клея поливинилацетата (ПВА) протирался через сито № 05. Прессование лабораторных образцов (цилиндров $\varnothing 20$ мм и высотой 20 мм, дисков $\varnothing 16$ мм и высотой 5—10 мм, плиток $(50 \times 50 \times 5)$ мм и балочек $(50 \times 8 \times 8)$ мм) осуществлялось на гидравлическом прессе ПСУ—50 при давлении 30—40 МПа. Образцы сушились при температуре 100 ± 5 °С в сушильной шкафу типа СНОЛ. Обжиг образцов проводился в лабораторной электрической печи типа SNOL 6,7/1300 в температурном интервале 1100—1200 °С со скоростью подъема 150—200 °С/ч и выдержкой при максимальной температуре 1 ч, охлаждение — инерционное.

Кажущаяся плотность ($\rho_{\text{каж}}$, кг/м³), водопоглощение (В, %) и открытая пористость ($P_{\text{откр}}$, %) определялись в соответствии с ГОСТ 2409. Истинная плотность материалов определялась пикнометрическим методом по ГОСТ 2211. Температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) образцов керамических материалов измерялся на dilatометре марки DIL 402 PC фирмы Netzsch (Германия) в интервале температур 20—300 °С при скорости нагрева

печи 5 °С/мин (ГОСТ 27180) с ошибкой опыта $\pm 2 \cdot 10^{-7}$ К⁻¹. Механическая прочность образцов определялась на прессе марки ИП-100 согласно ГОСТ 473.6 с погрешностью 0,7—1,5 %. Химическая стойкость образцов определялась в соответствии с ГОСТ 473—81. Коэффициент теплопроводности определялся по ГОСТ 7076 с помощью приборов марок ИТ λ -400 в интервале температур 20—200 °С. Удельное электрическое сопротивление определялось в соответствии с ГОСТ 24409 в диапазоне температур 50—600 °С с помощью терраомметра Е6-13А. Измерения производились в режиме нагрева через каждые 50 °С с выдержкой при каждой температуре. Для определения твердости по шкале Мооса (по ГОСТ 27180—2002) поверхность образца обрабатывали, слегка надавливая, острым углом минерала и, если она сохранялась после стирания пальцем, то минерал-эталон тверже поверхности. Микротвердость глазурных покрытий измерялась на приборе Wolpert Wilson Instruments (Германия) по ГОСТ 27180 с автоматической обработкой данных вдавливанием по методу восстановленного отпечатка, заключающегося в нанесении на испытуемую поверхность образца отпечатка под действием статической нагрузки, приложенной к алмазному наконечнику в течение определенного времени. Погрешность измерения составляла ± 5 %. Термостойкость определялась в соответствии с ГОСТ 27180 нагревом сухих образцов в электрической печи до заданной температуры, выдержкой и последующим охлаждением в проточной воде. Процесс повторялся до появления видимых повреждений (трещин и сколов).

Исследование термохимических процессов осуществлялось на приборе дифференциально-сканирующего анализа марки DSC 404 F3 Pegasus фирмы Netzsch (Германия) в интервале температур 20—1350 °С. Рентгенофазовый анализ проводился на установке ДРОН-3 при использовании Cu-K α катода и детектора — счетчика Гейгера, а также на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE фирмы «Bruker» (Германия), детектор — сцинтилляционный счетчик. Исследование микроструктуры проводилось с использованием электронного микроскопа JEOL

Рис. 1. Область и номера исследуемых исходных составов смесей на фрагменте диаграммы состояния системы FeO—Al₂O₃—SiO₂



JSM-5610 LV (Япония), оснащенного системой электронно-зондового энергодисперсного локального химического анализа JED 2201.

Экспериментальная часть. Синтез материалов проводился в обширной области трехкомпонентной системы FeO—Al₂O₃—SiO₂ в поле кристаллизации феррокордиерита. Химический состав исходных смесей представлен на рис. 1.

Синтезированные при различных температурах обжига лабораторные образцы имели правильную геометрическую форму без признаков пережога и характеризовались тонкозернистой плотной структурой. В зависимости от количественного содержания оксида железа (II) цвет образцов изменялся от светло-серого (составы 3, 6 и 9), серого (составы 2, 5 и 8) до темно-серого (составы 1, 4 и 7), в которых содержание FeO максимально.

Средние значения показателей физико-химических свойств опытных образцов при различных температурах обжига представлены в табл. 1, на основании анализа которых можно оценить спекаемость синтезированных материалов, а также установить взаимосвязь «состав—структура—свойства».

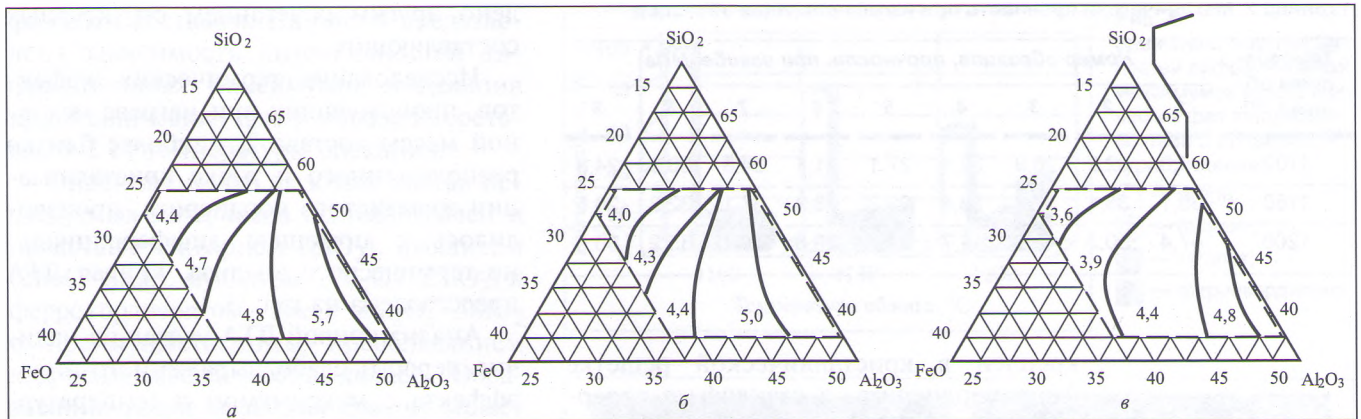
Анализируя приведенные в табл. 1 данные, следует отметить, что физико-химические свойства в определенной степени зависят от химического состава исходных смесей и более значительно от температуры обжига. Механизм процесса спекания материалов в исследуемой системе — сложный с преимущественным жидкофазным переносом вещества.

С повышением температуры обжига процессы массопереноса становятся более активными при увеличении количества менее вязкого и более реакционноспособного расплава, что обусловлено образованием легкоплавких эвтектик в многокомпонентной системе с участием железосодержащих соединений. Кажущаяся плотность опытных образцов при спекании повышается, водопоглощение уменьшается за счет снижения пористости и увеличения истинной плотности при введении FeO, как компонента с большей молекулярной массой и образующего высокоплотные кристаллические фазы.

Образующийся расплав за счет сил поверхностного натяжения более тесно связывает частицы между собой, что способствует уплотнению структуры ма-

Таблица 1. Показатели свойств опытных образцов при различных температурах обжига

Номер состава	Показатели свойств, температура обжига, °С								
	$\rho_{каж}$ кг/м ³	V , %	$P_{откр}$ %	$\rho_{каж}$ кг/м ³	V , %	$P_{откр}$ %	$\rho_{каж}$ кг/м ³	V , %	$P_{откр}$ %
	1100			1150			1200		
1	2310	7,91	18,29	2440	5,39	13,16	2590	3,39	8,78
2	2220	8,17	18,15	2310	7,32	16,92	2470	3,52	8,72
3	2080	12,66	26,37	2240	9,55	21,43	2460	4,12	10,14
4	2310	8,76	20,50	2460	6,47	15,91	2600	3,81	9,88
5	2210	10,27	22,69	2410	8,31	19,72	2610	4,56	9,29
6	2100	11,31	23,75	2230	8,91	19,92	2550	5,26	13,41
7	2310	9,61	22,22	2300	7,04	16,06	2580	4,50	11,64
8	2210	11,68	25,78	2240	8,36	21,11	2550	4,63	11,84
9	2110	11,81	24,89	2190	9,08	21,43	2420	3,36	8,50



териала. При большом поверхностном натяжении расплава может наблюдаться срастание крупных кристаллов, а при его уменьшении формируется мелкозернистая структура. Большую роль играет смачиваемость твердой фазы и вязкость расплава. Из диаграммы состояния $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ видно, что первичный расплав образуется при температуре $1083 \pm 5^\circ\text{C}$, а с повышением содержания железосодержащих соединений увеличивается количество жидкой фазы, интенсифицируя массоперенос вещества и заполнение порового пространства. Как следствие, логично изменяются критериальные характеристики синтезированных образцов.

Минимальными значениями водопоглощения и открытой пористости характеризуются образцы с максимальной температурой обжига. По мере увеличения содержания FeO и, соответственно, снижения самого тугоплавкого оксида Al_2O_3 показатели кажущейся плотности значительно увеличиваются в связи с образованием большего количества расплава при спекании, а также активным формированием железосодержащих кристаллических фаз в исследуемой области системы $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$.

Исследование термического расширения опытных образцов во взаимосвязи с исходным составом и температурой обжига показывает их сложную зависимость. Широкий интервал значений ТКЛР образцов ($(6,72-3,60) \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) при температуре измерения 300°C определяется разным соотношением высокорасширяющейся кварцевой составляющей, кристаллической фазы феррокордиерита, а также образующейся стекловидной фазы. На рис. 2 представлены значения ТКЛР образцов ке-

рамических материалов в зависимости от точки расположения исходного химического состава керамических смесей на диаграмме состояния системы $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ и температуры обжига.

Представленные на рис. 2 данные позволяют сделать вывод, что при повышении содержания FeO показатели ТКЛР снижаются за счет увеличения доли выделившейся малорасширяющейся фазы феррокордиерита в структуре спеченного материала. Минимальным значением ТКЛР ($3,6 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) характеризуется состав 2, наиболее близко расположенный к точке кристаллизации фазы железистого кордиерита. Увеличение температуры обжига до 1200°C приводит к снижению ТКЛР для всех исследуемых составов, что обусловлено интенсивным выделением феррокордиерита, а также снижением количества кварцевой составляющей. Наиболее высокие значения ТКЛР для образцов составов 6 и 9 характерны для образцов с наименьшим содержанием FeO , что, вероятно, определяется формированием других более высокорасширяющихся алюмосиликатных фаз.

У образцов составов 1, 4 и 7, обожженных при 1200°C , исследовалась химическая стойкость к концентрированной H_2SO_4 и 20 %-му раствору NaOH . При постоянном содержании FeO (25 %) в исследуемых составах количество Al_2O_3 увеличивается от 25 до 35 % от состава 1 к 7, а кислотостойкость увеличивается от 95,3 до 97,2 % и, соответственно, щелочестойчивость — от 97,5 до 98,3 %. Несмотря на значительное содержание FeO , синтезируемые материалы обладают довольно высокой химической стойкостью в связи с тем, что оксид железа довольно прочно за-

Рис. 2. Значения ТКЛР опытных образцов керамических материалов, синтезированных в системе $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ при указанных температурах обжига. — область изученных составов; — линия равного значения свойства ($\alpha, \cdot 10^{-6}, \text{K}^{-1}$). Температура обжига, $^\circ\text{C}$: а — 1100; б — 1150; в — 1200

Таблица 2. Механическая прочность при изгибе опытных образцов

Температура обжига, °С	Номер образцов, прочность при изгибе, МПа								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
1100	30,3	32,2	26,9	32,1	27,1	21,1	34,8	30,3	24,8
1150	35,1	38,1	32,2	36,4	30,2	23,9	37,1	32,2	26,5
1200	47,4	50,3	43,6	49,7	35,7	29,8	41,1	35,2	30,5

креплен в кристаллической решетке феррокордиерита, а стеклофаза содержит химически стойкие оксиды SiO₂ и Al₂O₃. В табл. 2 приведены средние значения показателей механической прочности опытных образцов при различных температурах синтеза.

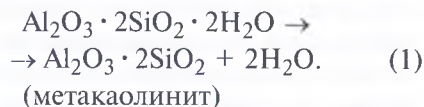
Установлено, что с повышением температуры обжига за счет активизации процесса спекания и снижения пористости происходит увеличение механической прочности образцов до максимальных значений. На прочностные показатели образцов оказывают большое влияние химический состав исходных смесей и расположение составов на диаграмме FeO—Al₂O₃—SiO₂ вблизи эвтектических точек и пограничных линий. Максимальными значениями механической прочности обладает образец состава 2, наиболее близко расположенный к точке кристаллизации феррокордиерита.

Состав 2 можно рекомендовать в качестве оптимального, для синтезированных при 1200 °С образцов которого были определены следующие свойства: твердость по шкале Мооса — 6,5—7; термостойкость (800 °С—вода) — 90 теплосмен. Среднее значение коэффициента теплопроводности составило 0,79 Вт/(м·К) при температуре измерения 200 °С; показателя удельного объемного электросопротивления — 1,3·10¹⁰ Ом·см. Полученные значения термомеханических характеристик синтезированных керамических материалов превышают показатели традиционной кордиеритовой керамики, что обуслов-

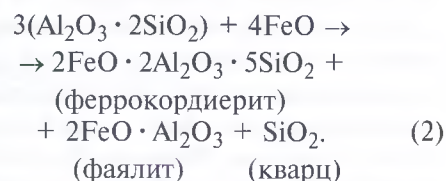
лено другим сочетанием структурных составляющих.

Исследование термических эффектов, происходящих при нагреве исходной массы состава 2, наиболее близко расположенного к точке кристаллизации железистого кордиерита, производилось с помощью дифференциально-термического анализа, кривая ДТА представлена на рис. 3.

Анализ кривой ДТА указал на наличие первого слабо выраженного эндотермического эффекта с максимумом в температурном интервале 60—70 °С, обусловленного удалением небольшого количества сорбированной глинистыми минералами физической влаги. Второй интенсивный эндотермический эффект с максимумом при 520 °С обусловлен выделением химически связанной воды из глинистых минералов с формированием метакаолинита, сопровождающийся последующим его разрушением (частичная аморфизация) согласно реакции (1):



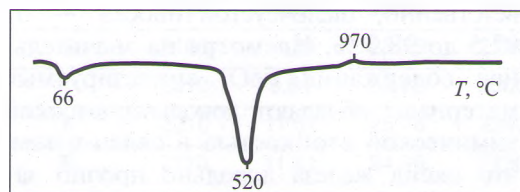
Единственный экзотермический эффект в узком температурном интервале с пиком при 970 °С характеризуется перестройкой решетки метакаолинита с переходом аморфизированной в скрытокристаллическую структуру и возможными полиморфными превращениями, а также первичным процессом формирования кристаллической малорасширяющейся фазы феррокордиерита по следующей реакции (2):



Установлено, что данный эффект обусловлен в первую очередь количественным содержанием в составе керамической массы оксида железа и формированием железосодержащих кристаллических фаз с его участием.

Исследование образцов керамических материалов составов масс 2, синтезированных в температурном интервале 1100—1200 °С, методом рентгенофазового анализа, показывает тесную взаимосвязь между свойствами керамики и ее

Рис. 3. Кривая ДТА керамической массы состава 2



фазовым составом. На рис. 4 представлена зависимость интенсивностей дифракционных максимумов выделения кристаллических фаз в образцах состава № 2 от температуры спекания.

Определено, что фазовый состав исследуемых материалов полиминерален и представлен кварцем (SiO_2), фаялитом ($2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$), муллитом ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) и феррокордиеритом $2\text{FeO} \cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 5\text{SiO}_2$ с преимущественным преобладанием кварцсодержащей составляющей. Образование такой фазы как фаялит может быть объяснено возможным взаимодействием не вступившего в реакцию вюстита с образовавшимся кремнеземом при разложении глинистой составляющей.

Анализируя данные рис. 2, видно, что у образца 2, обожженного при температуре 1100 °С, идентифицируются все перечисленные кристаллические фазы, однако при дальнейшем увеличении температуры обжига до 1200 °С содержание фазы феррокордиерита возрастает, что будет сказываться на снижении ТКЛР синтезированных образцов. Дополнительными фазами при этом являются фаялит, муллит и остаточный кристаллический кварц. С увеличением температуры спекания относительное количество кристаллической фазы кварца уменьшается, так как он частично растворяется в расплаве, а частично идет на формирование других фаз. В процессе увеличения температуры синтеза количество образовавшегося муллита незначительно увеличивается, а кристаллической фазы фаялита становится немного меньше.

Микроструктура поверхности опытных образцов состава 2, обожженных при температурах 1150 и 1200 °С, изучена с использованием метода электронной микроскопии и представлена на рис. 5.

Результаты электронной микроскопии показали, что синтезированные материалы характеризуются однородностью и равномерностью распределения кристаллических фаз и пор. Близкая к полнокристаллической структура образуется соприкасающимися кристаллами изометричной формы размерами 0,15–0,2 мкм, различимыми на приведенных снимках. Прослойки стекловидной фазы довольно равномерны, а из расплава происходит кристаллизация более совершенных кристаллических фаз.

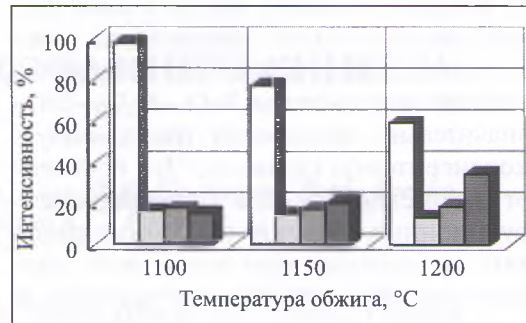


Рис. 4. Зависимость интенсивностей дифракционных максимумов кристаллических фаз в образцах состава 2 от температуры спекания:

- — кварц;
- ▒ — фаялит;
- ▓ — муллит;
- — феррокордиерит

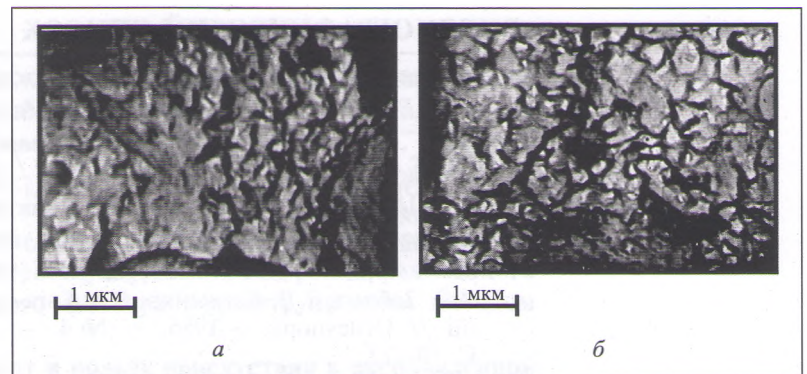


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение поверхности опытных образцов состава 2

С увеличением температуры спекания до 1200 °С структура синтезированных керамических материалов превращается в мелкозернистую с хорошо спекшимися между собой светлыми кристаллами кварца, более темного феррокордиерита (изометричные плотные агрегаты), реже удлиненной призматической формы кристаллической фазы муллита, что и способствует повышению прочностных характеристик разработанных керамических материалов.

Заключение. Таким образом, на основе системы $\text{FeO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ получены механически прочные термостойкие материалы с пониженной температурой их обжига. Наилучшими физико-химическими свойствами обладает материал состава 2, синтезированный при температуре 1200 °С: водопоглощение — 3,52 %; кажущаяся плотность — 2470 кг/м³; ТКЛР — $3,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; механическая прочность при изгибе — 50,3 МПа; кислотостойкость — 97,55 %, щелочестойкость — 98,71 %; твердость по шкале Мооса — 6,5–7; термостойкость (800 °С — вода) — 90 теплосмен; коэффициент теплопроводности — 0,79 Вт/(м·К); удельное объемное электросопротивление — $1,3 \cdot 10^{10} \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Фазовый состав материала представлен железистым кордиеритом, муллитом, фаялитом, а также небольшим количеством кварца.

Следует отметить, что по своим физико-механическим показателям синтезированные материалы на основе исследованной системы $FeO-Al_2O_3-SiO_2$ значительно превосходят традиционную кордиеритовую керамику. Это позволяет рекомендовать их в качестве конструкционных изделий, способных работать в условиях одновременного воздействия механических, истирающих и переменных термических нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

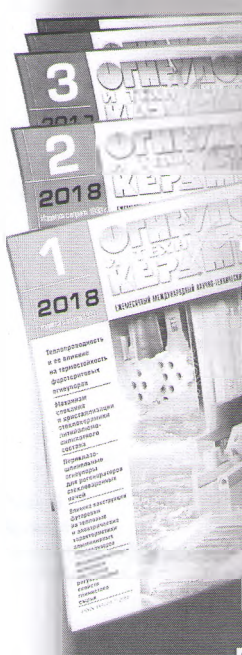
1. **Балкевич В.Л.** Техническая керамика: учеб. пособие для ВТУЗов / В.Л. Балкевич. — М.: Стройиздат, 1984. — 256 с.
2. **Эванс А.Г.** Конструкционная керамика / А.Г. Эванс, Т.Г. Лэнгдон. — М.: Металлургия, 1980. — 256 с.
3. **Зобина Л.Д.** Оценка термостойкости новых материалов на основе кордиерита / Л.Д. Зобина, Т.Д. Семченко, Г.А. Гогацци // Огнеупоры. — 1986. — № 4. — С. 10—12.
4. **Масленникова Г.Н.** Керамические материалы: учеб. для студентов вузов / Г.Н. Масленникова, Р.А. Мамаладзе, С.О. Мидзута. — М.: Стройиздат, 1991. — 320 с.
5. **Абдрахимова Е.С.** Формирование структуры изделий при обжиге глинистых материалов / Е.С. Абдрахимова, Д.В. Абдрахимов, В.З. Абдрахимов // Материаловедение. — 2005. — № 1. — С. 31—36.
6. **Абдрахимова Е.С., Долгий В.П., Абдрахимов В.З.** Структурные превращения соединений железа в легкоплавкой глине при различных температурах обжига. Материаловедение. — 2005. — № 2. — С. 39—42.
7. Role of iron in mullite formation from kaolins by Mossbauer spectroscopy and Riltveld refinement / Soro Nibambin, Aldon Laurent, Olivier Fourcade Josette, Jumas Claude, Laval Jean Paul, Blanchart Philippe // J. Amer. Ceram. Soc. — 2003. — 1. — P. 129—134.
8. **Карасал Б.К.** Влияние газовой среды на спекание керамических масс при пониженном давлении // Изв. вузов. Сер. Строительство. — 2000. — № 2—3. — С. 44—47.
9. **Белоус А.Г.** Ферритообразование при термообработке системы гидроксидов железа, никеля и цинка / А.Г. Белоус, Е.В. Пашкова, В.А. Елшанский // Укр. хим. ж. — 2001. — № 1—2. — С. 11—15.

ПОДПИСКА 2018

Уважаемые читатели!

Открыта подписка на журнал

«ОГНЕУПОРЫ И ТЕХНИЧЕСКАЯ КЕРАМИКА»



Через отделения связи вы можете подписаться:

по объединенному каталогу «Почта России «Подписка-2017». Индекс журнала 70662.

Для Вашего удобства возможна подписка напрямую через редакцию. Явные преимущества:

- ☑ Дешевле,
- ☑ Быстрее — адресная рассылка читателям в день выхода номера,
- ☑ Информативнее — обратная связь подписчиков с редакцией.

Тел./Факс (499) 737-50-00

Заявку необходимо отправить по электронной почте.

В заявке просьба указать:

1. Полное наименование предприятия (для юридических лиц).
2. Почтовый адрес и контактный телефон/факс.
3. Количество экземпляров.

E-mail: mettex@rambler.ru
www.refractory-journal.ru

NEW! Открыта электронная подписка