

Д. Фэн¹, С. Ло^{1,2} (✉), Ц. Цзан¹, Ч. Се², П. Хань¹

¹ Отделение высокотемпературных материалов и инжиниринга в области магнезиальных ресурсов Ляонинского университета науки и технологии, Аншан, Китай

² Лаборатория новых видов керамики и тонкой обработки отделения материаловедения и инжиниринга Университета Цинхуа, Пекин, Китай

УДК 666.762.3.001.5(510)

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ $Al_2O_3 + 4SiO_2$ НА СПЕКАНИЕ И ТЕРМОСТОЙКОСТЬ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ MgO

Для улучшения спекаемости и термостойкости керамики на основе MgO был использован оксид магния микронного зернового состава в качестве главного сырьевого компонента, добавками служили нано- Al_2O_3 и нано- SiO_2 . Керамику на основе MgO изготавливали путем добавления к MgO различного количества Al_2O_3 и SiO_2 в молярном отношении 1 : 4. Смесь формовали и спекали в воздушной атмосфере. Фазовый состав и микроструктуру керамики исследовали на рентгеновском дифрактометре и растровом электронном микроскопе. Исследовали влияние различного количества добавки $Al_2O_3 + 4SiO_2$ на спекаемость и термостойкость керамики на основе MgO . Добавка $Al_2O_3 + 4SiO_2$ оказала значительное положительное влияние на спекаемость и термостойкость исследуемой керамики. При реакции твердых веществ образовались магнезиальноглиноземистая шпинель и форстерит, что привело к замедлению миграции зерен фазы периклаза. Улучшилась степень уплотнения образцов, что положительно повлияло на спекаемость керамики на основе MgO . Степень уплотнения возрастала по мере повышения температуры спекания в диапазоне от 1400 до 1500 °С. Кроме того, улучшалась термостойкость образцов благодаря связи между микротрещинами. Благодаря добавке Al_2O_3 в количестве до 30 мас. % + $4SiO_2$ в количестве до 45 мас. % улучшилась спекаемость и повысилась термостойкость MgO .

Ключевые слова: керамика на основе MgO , добавка $Al_2O_3 + 4SiO_2$, спекаемость, термостойкость.

ВВЕДЕНИЕ

Оксид магния является одним из самых широко применяемых огнеупорных материалов для футеровки сталеплавильных и других промышленных агрегатов. Он обладает высокой огнеупорностью, низкой теплопроводностью, высокой стойкостью к воздействию основного шлака и др. [1, 2]. Однако применение оксида магния осложняется из-за его высокого температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) и низкой термостойкости [3]. Повышение уровня термостойкости было целью многих исследований. И. Ганеш и др. (I. Ganesh et al.) добились улучшения термостойкости магнезиальношпинельных материалов благодаря добавке шпинели [4–6]. Вследствие значительной разницы ТКЛР шпинели ($8-9, 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) и периклаза ($13-15, 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) в материале происходит образование микротрещин. Такая микроструктура гарантирует высокую термостойкость [7]. Магнезиальносиликатные фазы, такие как форстерит, способствуют процессу

спекания магнезиальных масс. Форстерит характеризуется более низким ТКЛР и меньшим показателем теплопроводности. По сравнению с MgO он обладает хорошей химической стабильностью при высоких температурах [8], большей стабильностью объема, а также более высокой стойкостью к шлакам с большим содержанием железа. Кроме форстерита, образуется шпинель, что приводит к дальнейшему повышению огнеупорности, а также к улучшению устойчивости магнезиальных масс к воздействию шлака и растрескиванию. В этой области было проведено некоторое количество исследований. Кунха – Дункан и др. (Cunha – Duncan et al.) использовали силлиманит, кианит, андалузит и оксид магния в качестве сырья для производства спеченных магнезиальнофорстеритошпинельных заполнителей с тонкой микроструктурой. Их обжигали при температуре до 1700 °С [9, 10]. По сравнению с традиционной однофазной керамикой композитная керамика демонстрирует улучшенные физико-механические свойства, коррозионную стойкость и прочность на изгиб [11]. Достижение этих качеств современной керамики — цель исследований.

Согласно принципам достижения прочности керамических композитов, введение Al_2O_3 в магнезиальную матрицу способствует образо-



С. Ло

E-mail: luoxudongs@aliyun.com

ванию магнезиальноглиноземистой шпинели. Улучшение термостойкости происходит благодаря большой разнице между ТКЛР оксида магния и шпинели [12]. Различие ТКЛР вызывает напряжение растяжения большой величины и возникновение трещин вокруг зерен шпинели, что препятствует распространению трещин, образовавшихся в результате теплового удара. У всего есть недостатки: при образовании шпинели происходит расширение объема имеющихся оксидов магния и алюминия. В ходе процесса обжига меняется плотность материала, что влияет на уровень его спекаемости. Введение в матрицу SiO₂ способствует образованию форстерита, который увеличивает прочность, повышает термостойкость и улучшает спекаемость. Нами изучена возможность улучшения спекаемости и термостойкости керамики на основе MgO путем введения добавки Al₂O₃ + 4SiO₂. Исследование показывает, как введение различных количеств Al₂O₃ + 4SiO₂ влияет на спекаемость, термостойкость и микроструктуру керамики на основе MgO.

ХОД ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве сырьевых материалов для изготовления магнезиальной матрицы керамического материала использовали оксид магния с микронным зерновым составом (содержание MgO ≥ 98,5 %, средний размер зерна 3,31 мкм, удельная поверхность 736,96 м²/кг); порошки оксида алюминия (средний размер зерна 64,19 мкм, удельная поверхность 28,67 м²/кг) и оксида кремния (SiO₂ ≥ 99,5 %, средний размер зерна 50 нм), которые служили добавками. В качестве связки был использован поливиниловый спирт концентрации 5 мас. %.

Оксиды Al₂O₃ и SiO₂ вводили в MgO в соотношении $n(\text{Al}_2\text{O}_3) : n(\text{SiO}_2) = 1 : 4$ в количестве, мас. %: 0, 15, 30, 45, 60 и 75. Было подготовлено 6 шихт, состав которых представлен в таблице. Составляющие шихты перемешивали в шаровой мельнице (влажный способ) с мелющими телами в виде глиноземистых шариков в течение 3 ч и затем высушивали в печи при 60 °С в течение 8 ч. Керамические порошки предварительно спекали при 600 °С в течение 2 ч в муфельной печи, затем измельчали в агатовой ступке в течение 30 мин. Во время измельчения добавляли поливиниловый спирт, чтобы стимулировать

Состав шихт экспериментальных материалов, мас. %

Материал (образец)	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂
1	100	0	0
2	85	4,5	10,5
3	70	8,9	21,1
4	55	13,4	31,6
5	40	17,9	42,1
6	25	22,4	52,6

гранулирование. Полученные порошки были отпрессованы одноосно под давлением 8 МПа на таблетировочной машине марки 769УР-24В. Диаметр каждого образца 20 мм. Отпрессованные образцы в форме таблеток обжигали при 110 °С в течение 24 ч и спекали при 1400 и 1500 °С с выдержкой при максимальной температуре 2 ч.

Фазовый анализ образцов после спекания проводили на рентгеновском дифрактометре (Cu K_α-излучение, 40 кВ, 100 мА, 0,02°, 4°·мин⁻¹, 0° ≤ 2θ ≤ 90°). Форму кристаллов и микроструктуру отполированной термически протравленной поверхности образцов исследовали на растровом электронном микроскопе с автоэлектронной эмиссией марки «Zeiss Σ IGMA» фирмы Zeiss, Германия. Плотность образцов определяли с помощью метода Архимеда, термостойкость — путем подсчета числа теплосмен от 1000 °С до охлаждения в воде комнатной температуры до момента разрушения образца.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Влияние добавки Al₂O₃ + 4SiO₂ на спекаемость керамики на основе MgO

Влияние добавки Al₂O₃ + 4SiO₂ на скорость изменения линейных размеров образцов, спеченных при температуре от 1400 до 1500 °С, показано на рис. 1. Изменение линейных размеров обычно ускоряется по мере увеличения количества добавки Al₂O₃ + 4SiO₂, но у образца 2, наоборот, наблюдается резкая усадка. Это свидетельствует о том, что введение добавки Al₂O₃ + 4SiO₂ может ускорить спекание керамической матрицы. Кроме того, межкристаллическая структура уплотняется по мере повышения температуры спекания, что вызывает ускорение усадки. Следовательно, повышение температуры спекания от 1400 до 1500 °С приводит к проявлению феномена усадки. Однако на рис. 1 хорошо заметна точка перегиба кривой при 30 мас. % добавки

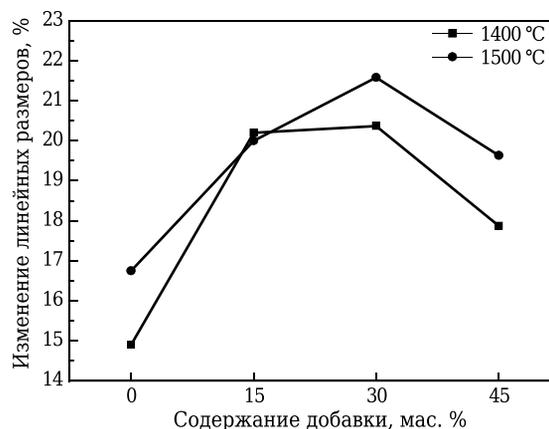


Рис. 1. Влияние введения добавки Al₂O₃ + 4SiO₂ на темпы изменения линейных размеров образцов, спеченных при 1400 и 1500 °С (отмечено появление жидкости в образцах)

$Al_2O_3 + 4SiO_2$. Затем интенсивность линейной усадки демонстрирует тенденцию к снижению при увеличении количества добавки $Al_2O_3 + 4SiO_2$ с 30 до 40 мас. %. Анализ фазового состава спеченных образцов (периклаза, шпинели, форстерита) проясняет причины происходящего: количество шпинели в образцах увеличилось, а известно, что образование магнезиальноглиноземистой шпинели сопровождается объемным расширением на 5–7 % [13]. Это несколько смягчает усадку объема образцов, вызванную процессом спекания (уплотнения). Следовательно, основную роль на этой стадии процесса играет объемное расширение магнезиальноглиноземистой шпинели, поэтому линейная усадка не так заметна. Важно отметить, что поверхность образца 5 оказалась жидкой. Его края расплавились и образовали ровную трещину. Образец 6 расплавился целиком, поэтому точное измерение скорости изменения его линейных размеров не представлялось возможным.

Влияние добавки $Al_2O_3 + 4SiO_2$ в разном количестве на кажущуюся плотность и пористость образцов, спеченных при 1400 и 1500 °С, показано на рис. 2. Кажущаяся плотность спеченных образцов постепенно возрастает по мере увеличения количества добавки $Al_2O_3 + 4SiO_2$

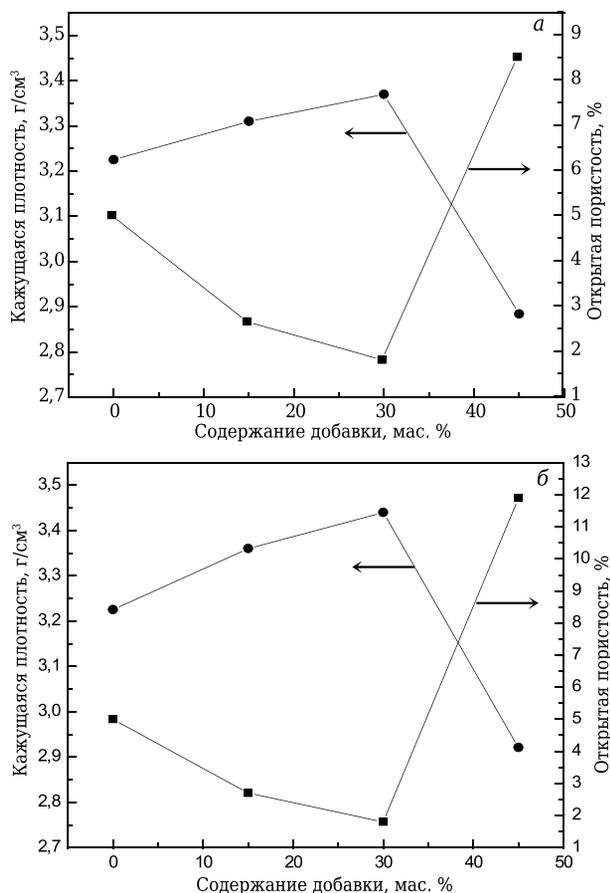


Рис. 2. Влияние введения добавки $Al_2O_3 + 4SiO_2$ на кажущуюся плотность и открытую пористость образцов, спеченных при 1400 (а) и 1500 °С (б)

до 30 мас. %. Кажущаяся плотность образцов, спеченных при 1400 и 1500 °С, составила 3,37 и 3,44 г/см³ соответственно. Повышение температуры спекания было целесообразным до 1500 °С. Результаты анализа дают возможность утверждать, что добавки способствовали спеканию. В ходе высокотемпературного спекания в образцах образовалась жидкость вследствие появления в матрице легкоплавкой фазы кордиерита. Кроме того, SiO_2 в виде жидкой фазы низкой вязкости с легкостью проник в структуру пор и заполнил поры в ходе процесса спекания. Таким образом, было достигнуто улучшение уплотнения спеченных образцов. Однако, как хорошо видно на рис. 2, при добавке $Al_2O_3 + 4SiO_2$ в количестве 30 мас. % возникает точка перегиба кривой, и кажущаяся плотность образцов значительно снижается. Одновременно происходит «сглаживание» этого воздействия на объем с помощью шпинели, которая компенсирует часть усадки, происходящей при спекании, вследствие которой кажущаяся плотность снижается. По фазовому составу образцов видно (рис. 3), что образовалась фаза форстерита.

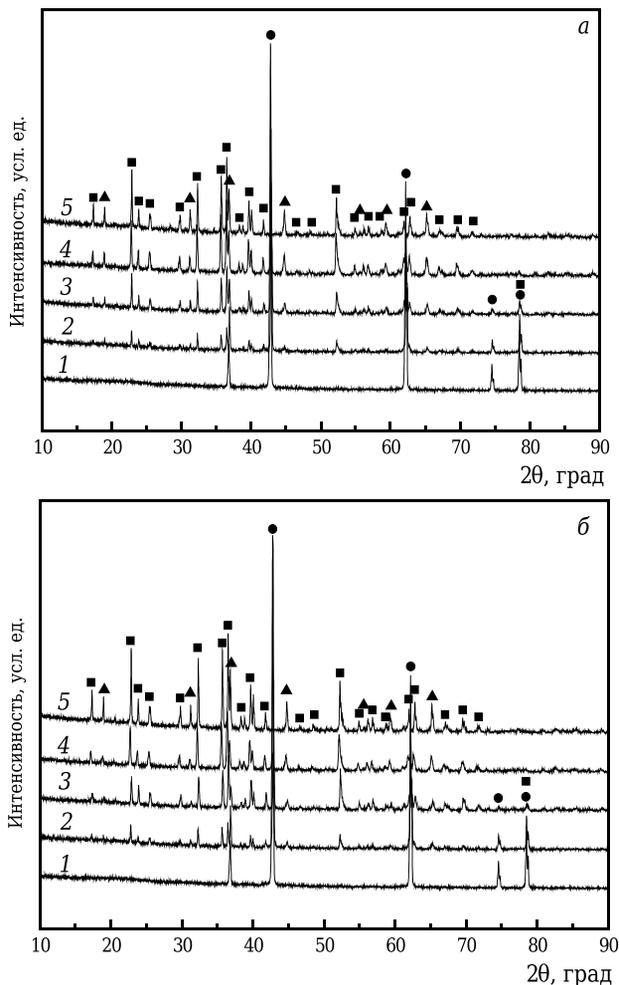


Рис. 3. Влияние добавки $Al_2O_3 + 4SiO_2$ на фазовый состав образцов из MgO , спеченных при 1400 (а) и 1500 °С (б): ■ — форстерит; ▲ — шпинель; ● — периклаз; 1–5 — образцы

Поскольку ТКЛР форстерита выше ($1,20 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ при $1000 \text{ } ^\circ\text{C}$), а в разных направлениях плотность выстраивания ионов внутри «упаковки» кристаллов различная, анизотропия линейного расширения и процесс образования форстерита, сопровождающийся расширением объема, оказывают отрицательное влияние на объемостояние образцов. Кроме того, во время образования форстерита сырьевой компонент MgO находится в диффузной фазе: MgO диффундирует из частиц в окружающее пространство и вступает в реакцию с SiO₂ с образованием форстерита. Зерна форстерита стремятся соединиться друг с другом, в результате чего происходит уплотнение. Диффузия MgO из частиц приводит к возникновению остаточной пористости в тех местах, где находились частицы, в условиях, когда ни температура спекания, ни продолжительность выдержки при этой температуре не успели привести к полному уплотнению образцов. Это согласуется с темпом изменения линейных размеров образцов, спеченных при $1400 \text{ } ^\circ\text{C}$ и $1500 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Спектры рентгеновской дифракции образцов, спеченных при $1400 \text{ } ^\circ\text{C}$ и $1500 \text{ } ^\circ\text{C}$, представлены на рис. 3. Видно, что образец 1 состоит из периклаза, образцы 2–4 — из магнезиальноглиноземистой шпинели и форстерита дополнительно к фазе периклаза. Эти фазы образовались в результате введения в состав образцов добавки Al₂O₃ + 4SiO₂. Причем по мере увеличения содержания Al₂O₃ + 4SiO₂ наблюдается постепенное возрастание количества фазы магнезиальноглиноземистой шпинели, интенсивности пика форстеритовой фазы и уменьшение количества периклазовой фазы. Можно предположить, что Al₂O₃ и SiO₂ проникли в матрицу и соединились с MgO, в результате чего образовались магнезиальноглиноземистая шпинель и форстерит. На рис. 4 представлена фазовая диаграмма тройной системы MgO–Al₂O₃–SiO₂ с теоретическими компонентами экспериментальной формулы. Эти данные совпадают с результатами исследования на рентгеновском дифрактометре. Кроме того, видно, что интенсивность пиков магнезиальноглиноземистой шпинели и форстерита увеличивается по мере повышения температуры с 1400 до $1500 \text{ } ^\circ\text{C}$, причем ширина пика сужается наполовину. Следовательно, более высокая температура спекания благоприятна для кристаллизации кристаллической фазы. Рост кристаллов происходит постепенно, и они получаются правильными по форме.

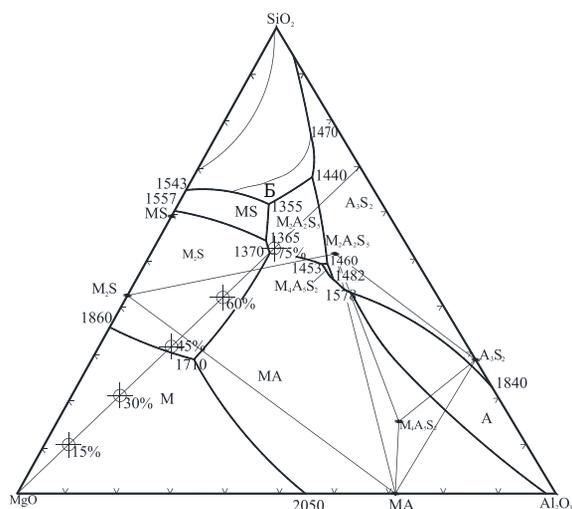


Рис. 4. Фазовая диаграмма тройной системы MgO–Al₂O₃–SiO₂

Влияние добавки Al₂O₃ + 4SiO₂ на микроструктуру керамики на основе MgO

На полученных с помощью растрового электронного микроскопа фотографиях образца 1 (рис. 5) видно, что в нем обнаружен только периклаз. Рост кристаллов в нем хороший, границы зерен чистые. Наблюдаются компактные зерна периклаза с заостренными углами (120°) и поры межгранулярного типа. Средний размер зерен периклаза 2–6 мкм (см. рис. 5, а), но наличие пористости влияет на плотность образца 1. Добавка Al₂O₃ + 4SiO₂ к магнезиальному составу изменяет свойства микроструктуры. Образуются фазы шпинели и форстерита. Причем зерна периклаза, шпинели и форстерита обнаруживаются в первую очередь в виде мелких зерен, распределенных главным образом в пространстве между зернами периклаза. Наблюдается также и межгранулярная пори-

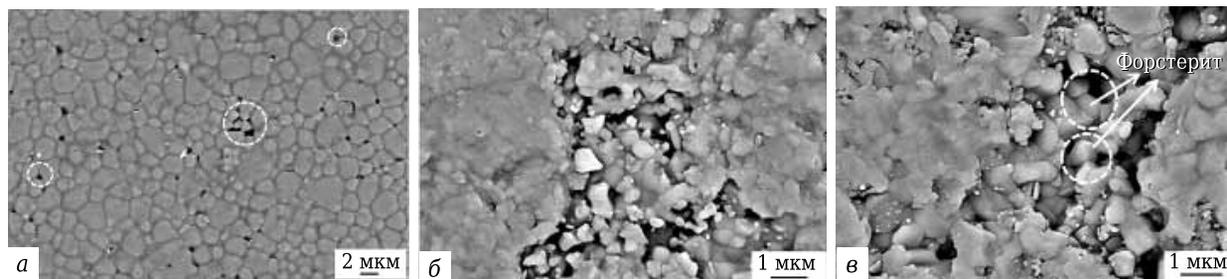


Рис. 5. Микроструктура образцов, спеченных при $1400 \text{ } ^\circ\text{C}$, содержащих добавку Al₂O₃ + 4SiO₂ в количестве, мас. %: а — 0; б — 15; в — 45

мость (см. рис. 5, б). Улучшения уплотнения структуры удается получить путем заполнения межгранулярных пустот между зернами оксида магния более тонкозернистой шпинелью и форстеритом. Темпы миграции периклаза на границе зерен замедляются благодаря образованию магнезиальноглиноземистой шпинели и форстерита. Причем в результате заполнения пор на границе зерен удалось предотвратить аномальный рост зерен периклаза и добиться уплотнения материала. Благодаря тому, что удалось не допустить роста зерен, тонкозернистая структура материала сохранилась после многофазности. Тонкозернистый материал характеризуется большей долей межзеренных границ, при разрушении кристалла трещина распространяется в извилистой форме. Кроме того, размер первоначальной трещины и размер зерен поликристаллических материалов значительны, а чем меньше размер зерен, тем меньше размер первоначальной трещины. Это снижает уровень напряжений на границе зерен. При этом косвенным образом улучшается термостойкость материала. Ромбовидные зерна различного размера характерны для минерала форстерита (рис. 5, в). Зерна форстерита и шпинели встречаются вместе с некоторым количеством стекловидной фазы SiO₂, в результате чего образуется плотная крепко сцепленная микроструктура. Явно, что по мере увеличения содержания форстерита происходит рост зерен.

Влияние добавки Al₂O₃ + 4SiO₂ на термостойкость керамики на основе MgO

Термостойкость образцов, спеченных при 1400 и 1500 °С, показана на рис. 6. Видно, что термостойкость образцов возрастает по мере увеличения количества добавки Al₂O₃ + 4SiO₂. Термостойкость керамики на основе MgO, спеченной при 1400 и при 1500 °С, находится на очень низком уровне. Термоудар приводит к распространению трещины в спеченном материале, в результате чего происходит его разрушение при низком уровне нагрузок. Наличие примесей в периклазовом составе приводит к образованию во время спекания при высокой температуре вязкой фазы, которая растрескивается при воздействии термоудара. Она плохо сохраняет прочность. Кроме того, когда материал охлаждается от высокой температуры *T* до более низкой *T*₀, его поверхность стремится к усадке, но не может сжаться из-за противодействия все еще горячей внутренней части (согласно принципу теплового расширения и ломкости в холодном состоянии). В результате на поверхности возникает растягивающее напряжение. В случае гипотетически бесконечно быстрого охлаждения, в ходе которого исключена возможность тепло-

передачи внутри материала, поверхностное напряжение σ_{ts} можно выразить уравнением [14]:

$$\sigma_{ts} = E\Delta T\alpha/(1-\nu),$$

где α — средний температурный коэффициент линейного расширения; $\Delta T = (T - T_0)$, E — коэффициент упругости; ν — коэффициент Пуассона, вызванный двуслойной природой напряжения. Из-за того что периклаз обладает высоким ТКЛР, его поверхностное напряжение оказывается выше, чем у других компонентов. Поэтому термостойкость керамики из оксида магния находится на самом низком уровне. После того, как MgO в сочетании с Al₂O₃ и SiO₂ образует соответственно шпинель и форстерит, термостойкость керамики с магнезиальной матрицей улучшается. Магнезиальноглиноземистая шпинель и форстерит обладают низким ТКЛР. Их термостойкость находится на высоком уровне. Содержание шпинели и форстерита возрастает по мере увеличения количества добавки Al₂O₃ + 4SiO₂, в результате термостойкость керамики с магнезиальной матрицей возрастает. Открытая пористость образца 4 оказалась выше показателей, характерных для других образцов. С одной стороны, поры способны компенсировать некоторую часть деформации, возникающей в результате расширения, и смягчить термическое напряжение. С другой стороны, поры способны нейтрализовать продвижение вершины основной трещины. Каждая из микротрещин во время термоудара может увеличиться. Имеющиеся поры значительно возрастают в размере в зоне излома. При этом происходит поглощение значительной части энергии упругой деформации, вследствие чего распространение основной трещины замедляется, термостойкость спеченных образцов несколько улучшается.

На рис. 7 представлены фотографии образцов, спеченных при 1400 °С и подвергнутых воз-

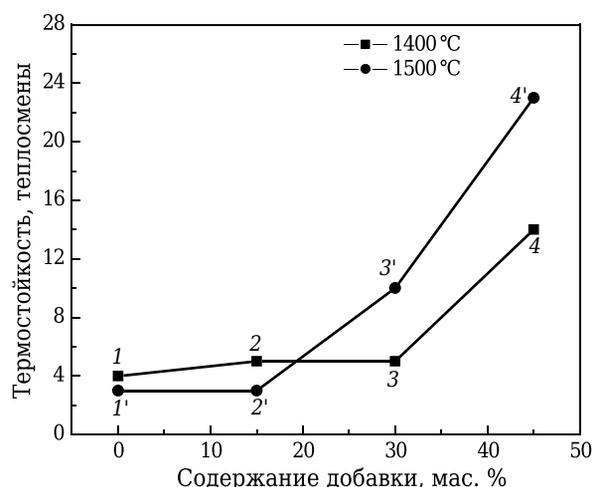


Рис. 6. Влияние добавки Al₂O₃ + 4SiO₂ на термостойкость образцов, спеченных при 1400 (1–4) и 1500 °С (1'–4'). Отмечено появление жидкости в образцах

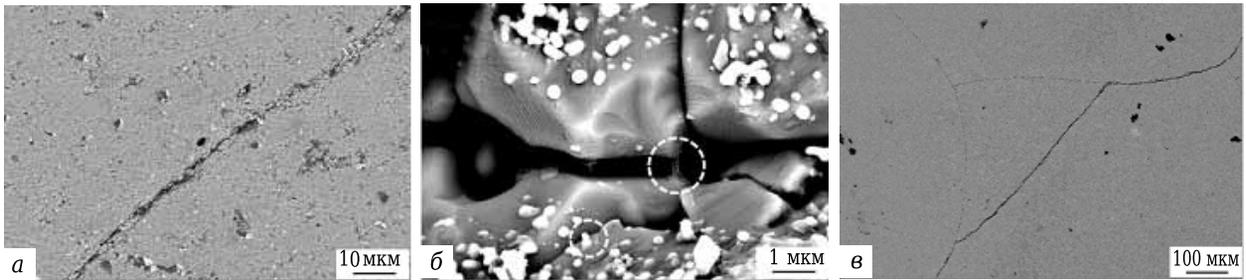


Рис. 7. Микроструктура образцов, спеченных при 1400 °С, после воздействия термоудара. Содержание добавки $\text{Al}_2\text{O}_3 + 4\text{SiO}_2$ в образцах, мас. %: а — 0; б — 15; в — 30

действию термоудара при 1000 °С. На рис. 7, а видно, что трещина в образце 1 четко выражена, удлинение произошло главным образом между зернами. Трещины в образце глубокие, проникли сквозь толщу стенки, механизм рассеяния энергии ослаблен. Исследование показало, что образец 1 обладает очень низким уровнем термостойкости: небольшое число теплосмен приводит к растрескиванию образца. На рис. 7, б видно, что в больших межзеренных пространствах происходит связывание кристаллов, которое сочетается со значительным осаждением на границах между зернами оксида магния, мелких кристаллов шпинели и форстерита. Структура матрицы остается относительно плотной, термостойкость увеличивается. В результате большой разницы между ТКЛР MgO (~13,5 MK^{-1}) и шпинели (~7,6 MK^{-1}) наблюдается несовпадение теплового расширения фаз оксида магния и шпинели. В результате в материале образуется микротрещина, а затем целая сетка микротрещин (см. рис. 7, в). На пути распространения крупной трещины возникает препятствие в виде соединившихся между собой во время термоудара микротрещин. При этом поглощается большая часть энергии разрушения, материал становится прочнее, увеличивается остаточная прочность, в результате чего образец выдерживает большее количество термоударов, т. е. термостойкость керамики с магниевой матрицей возрастает.

Библиографический список

1. **Othman, A. G. M.** Sintering of magnesia refractories through the formation of periclase-forsterite-spinel phases / A. G. M. Othman, N. M. Khalil // *Ceramics International*. — 2005. — Vol. 31. — P. 1117.
2. **Othman, A. G. M.** Effect of talc and bauxite on sintering, microstructure, and refractory properties of Egyptian dolomitic magnesite / A. G. M. Othman // *British Ceramic Transactions*. — 2003. — Vol. 102. — P. 265.
3. **Zhang, C.** Thermal-shock resistance of MgO ceramic / C. Zhang, D. X. Huang, B. Xu [et al.] // *Rare Metal Materials and Engineering*. — 2009. — Vol. 38. — P. 1207.
4. **Ganesh, I.** An efficient MgAl_2O_4 spinel additive for improved slag erosion and penetration resistance of

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Были изготовлены образцы керамики на основе MgO с добавкой различного количества Al_2O_3 и SiO_2 ($\text{Al}_2\text{O}_3 : \text{SiO}_2$ в молярном соотношении 1 : 4). Из приготовленных масс были отпрессованы образцы, спеченные затем в воздушной атмосфере. Было изучено влияние количества добавки $\text{Al}_2\text{O}_3 + 4\text{SiO}_2$ на спекаемость, фазовый состав, термостойкость и микроструктуру керамики с магниевой матрицей. Результаты показали, что при введении 30 мас. % добавки $\text{Al}_2\text{O}_3 + 4\text{SiO}_2$ самое заметное улучшение спекаемости MgO . В результате введения Al_2O_3 и SiO_2 образуются новые фазы — магниезиальноглиноземистой шпинели и форстерита, замедляется темп миграции фазы периклаза на границе зерен, прекращается рост зерен периклаза, увеличивается плотность, улучшается спекаемость матрицы магниевой керамики. Степень уплотнения возрастает по мере повышения температуры спекания. Несовпадение ТКЛР оксида магния и шпинели приводит к образованию микротрещин, что затрудняет распространение крупной трещины, поглощается больше энергии разрушения, и термостойкость керамики с магниевой матрицей значительно улучшается. Добавка $\text{Al}_2\text{O}_3 + 4\text{SiO}_2$ в количестве 45 мас. % (см. рис. 6) оптимальна для улучшения термостойкости.

Проведению исследования способствовал Национальный фонд Китая по естественным наукам (National Natural Science Fund of China) (51402143).

- high- Al_2O_3 and MgO-C Refractories / I. Ganesh, S. Bhattacharjee, B. P. Saha [et al.] // *Ceramics International*. — 2002. — Vol. 28. — P. 245.
5. **Ganesh, I.** A new sintering aid for magnesium aluminate spinel / I. Ganesh, S. Bhattacharjee, B. P. Saha [et al.] // *Ceramics International*. — 2001. — Vol. 27. — P. 773.
6. **Ganesh, I.** Microwave-assisted combustion synthesis of nanocrystalline MgAl_2O_4 spinel powder / I. Ganesh, R. Johnson, G. V. N. Rao [et al.] // *Ceramics International*. — 2005. — Vol. 31. — P. 67.
7. **Szczerba, J.** Influence of raw materials morphology on properties of magnesia-spinel refractories / J. Szczerba,

Z. Pedzich, M. Nikiel [et al.] // J. Europ. Ceram. Soc. — 2007. — Vol. 27. — P. 1683.

8. **Saberi, A.** Synthesis and characterization of nanocrystalline forsterite through citrate-nitrate route / A. Saberi, Z. Negahdari, B. Alinejad [et al.] // Ceramics International. — 2009. — Vol. 35. — P. 1705.

9. **Cunha-Duncan, F. N.** Synthetic spinel-forsterite refractory aggregate from the sillimanite minerals / F. N. Cunha-Duncan, H. Balmori-Ramirez, C. C. Sorrell [et al.] // Minerals and Metallurgical Processing. — 2003. — Vol. 20. — P. 143.

10. **Cunha-Duncan, F. N.** Synthesis of magnesium aluminate spinels from bauxite and magnesia / F. N. Cunha-Duncan, C. Bradt-Richard // Journal of the American Ceramic Society. — 2002. — Vol. 85. — P. 2995.

11. **Li, M. T.** The preparation and property of ZrO_2/Al_2O_3 compound ceramics / M. T. Li, G. D. Zhang, X. D. Luo [et al.] // Bulletin of the Chinese Ceramic Society. — 2015. — Vol. 34. — P. 1095.

12. **Aksel, C.** Thermal shock parameters (R , R''' and R'''') of magnesia-spinel composites / C. Aksel, P. D. Warren // Journal of the European Ceramic Society. — 2003. — Vol. 23. — P. 301.

13. **Hashimoto, Shinobu.** Fabrication of porous spinel ($MgAl_2O_4$) from porous alumina using a template method / Shinobu Hashimoto, Sawao Honda, Tomoki Hiramatsu [et al.] // Ceramics International. — 2013. — Vol. 39. — P. 2077.

14. **Aksel, C.** Thermal shock behaviour of magnesia-spinel composites / C. Aksel [et al.] // Journal of the European Ceramic Society. — 2004. — Vol. 24. — P. 2839. ■

Получено 27.06.16

© Д. Фэн, С. Ло, Ц. Цзан, Ч. Се, П. Хань, 2016 г.

Пер. — С. Н. Клявлиня

(ОАО «Комбинат «Магнезит»)

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

IWAC 07

International Workshop on Advanced Ceramics



Limoges - France

2016
September
26 | 28

IWAC 07 — 7-й Международный семинар по высокотехнологичной керамике

26—28 сентября 2016 г.

г. Лимож, Франция

Темы:

- 1. Энергетические материалы** Топливные и солнечные элементы, провода, материалы для производства и хранения водорода, преобразования энергии, ядерная керамика
- 2. Материалы для охраны окружающей среды** Катализаторы, огнеупоры, гидравлические вяжущие, строительные материалы, тепловые барьеры, супертеплоизоляция, износостойкие материалы
- 3. Информационные и коммуникационные технологии** Функциональная электрокерамика, линейные и нелинейные диэлектрики, магнитные оксидные материалы, микроволновые диэлектрики, обожженные керамические материалы
- 4. Биоматериалы**
- 5. Материалы нового поколения**

www.iwac07.sciencesconf.org