

УДК 535.016:536.212: 666.32/.36

ОПТИЧЕСКАЯ КЕРАМИКА MgO, ПОЛУЧЕННАЯ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ LiF

© 2024 г. С. С. Балабанов^{1, *}, А. В. Беляев¹, В. А. Кошкин^{1, 2}, Д. А. Пермин^{1, 2}

¹Институт химии высокочистых веществ им. Г. Г. Девярых Российской академии наук, ул. Троицына, 49, Нижний Новгород, 603137 Россия

²Нижегородский государственный университет им. Н. И. Лобачевского, пр. Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

*e-mail: balabanov@ihps-nnov.ru

Поступила в редакцию 20.08.2024 г.

После доработки 17.09.2024 г.

Принята к публикации 17.09.2024 г.

В работе представлены результаты исследования горячего прессования оптической керамики оксида магния MgO из порошков, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Предложена методика предварительной обработки промышленно производимых исходных веществ с целью коррекции их примесного состава до уровня, достаточного для получения оптической керамики высокого качества. Введение 1 мас.% спекающей добавки LiF в прекурсор СВС позволяет достичь пропускания керамики MgO толщиной 1.5 мм, близкого к теоретическому пределу, во всем диапазоне прозрачности материала (от 0.2 до 9.5 мкм). Показано, что даже небольшое количество LiF (от 0.125 мас.%) приводит к существенному улучшению прозрачности керамики, однако при этом значительно снижает ее теплопроводность в исследованном температурном диапазоне (25–300°C). Теплопроводность керамики MgO без спекающей добавки составляет 67.7 Вт/(м К) при комнатной температуре. Микротвердость полученных керамических образцов практически не зависит от содержания LiF в прекурсоре и находится в диапазоне 9–11 ГПа.

Ключевые слова: оксид магния, горячее прессование, теплопроводность, спекающая добавка, оптическая керамика

DOI: 10.31857/S0002337X24090089, EDN: LLVCVI

ВВЕДЕНИЕ

Оптическая керамика из оксида магния MgO давно привлекает внимание в качестве инфракрасного материала в связи с уникальным сочетанием оптических и физико-механических характеристик. По сравнению с другими широко используемыми оксидными материалами для защитных ИК-окон (Al_2O_3 , $MgAl_2O_4$ и $AlON$) оксид магния обладает меньшей максимальной энергией фонона и меньшей собственной излучательной способностью. Это приводит к тому, что даже при нагреве окна из MgO сохраняют высокую прозрачность в длинноволновом диапазоне и вносят меньше шумов на при-

емную ИК-матрицу. Высокие теплопроводность и механические характеристики MgO обеспечивают при повышенных температурах лучшую стойкость к термоудару среди ИК-материалов, сохраняющих работоспособность свыше 300°C [1]. Эти характеристики делают оксид магния привлекательным материалом для создания изделий, подвергающихся воздействию высоких температур и термоудару, для работы в диапазоне 3–5 мкм [1]. Также за счет малого показателя преломления и низких диэлектрических потерь в дальнем ИК- и терагерцовом диапазонах MgO обеспечивает меньшие потери по сравнению с сульфидом и селенидом цинка, фторидами магния и кальция [2].

Значительное количество исследований оптической керамики оксида магния направлено на ее применение в качестве сцинтилляционного материала. MgO проявляет эффективную фотолюминесценцию при облучении гамма-, рентгеновским или ультрафиолетовым излучением как за счет вакансий кислорода — F^+ - и F -центров окраски, — так и за счет введения активных ионов, например Mn [3], C [4], Se [5] или Ca [6]. Ключевым преимуществом MgO для использования в дозиметрах является близость его эффективного атомного номера к таковому для биологических тканей, в связи с чем обеспечивается линейное изменение сигнала с детектора в зависимости от энергии излучения и не требуется математический пересчет полученной дозы [7].

Рассматриваются возможности использования керамики MgO как лазерной матрицы, например для легирования ионами Yb^{3+} [8]. Однако, несмотря на подходящие физико-механические характеристики оксида магния для данных применений, его практически нулевая взаимная растворимость с оксидами редкоземельных элементов ставит под сомнение возможность создания в нем достаточной для получения лазерной генерации концентрации активных ионов.

Интерес представляет использование оптической керамики MgO в высокотемпературных приложениях, в том числе связанных с воздействием плазмы и/или паров металлов, где традиционные оптические материалы — стекла и стеклокерамики — быстро деградируют.

Оксид магния также является компонентом ИК-прозрачной композитной керамики, вторым компонентом которой является редкоземельный оксид, например $MgO-Y_2O_3$ [9, 10].

Первые публикации о прозрачной керамике MgO, полученной горячим прессованием (ГП), относятся к 1960-м гг. Однако широкого использования она не получила и в настоящее время не производится [1]. Вероятно, это обусловлено комплексом причин: значительная реакционная способность высокодисперсного порошка MgO приводит к вариациям примесного состава и вы-

сокому проценту брака при производстве керамики; образование гидроксидов и карбонатов при нахождении порошков оксида магния на воздухе, а также взаимодействие с углеродсодержащими газами и графитовой оснасткой во время ГП приводят к появлению в керамике гидроксильных, карбонильных и карбонатных групп. Данные группы имеют интенсивные и широкие линии поглощения в ИК-диапазоне, некоторые из которых попадают в рабочий диапазон ИК-приемника, а также увеличивают тепловое излучение, что ухудшает характеристики сигнал/шум [11]. Значительное вхождение этих примесей типично для образцов керамики, полученных ГП или электроискровым плазменным спеканием (ЭИПС). При получении керамики предварительным спеканием на воздухе с последующим горячим изостатическим прессованием (ГИП) заметного загрязнения гидроксильными, карбонильными и карбонатными группами обычно не наблюдается. Кроме того, поверхность керамики требует нанесения защитного покрытия, в противном случае она при нахождении на воздухе покрывается слоем карбонатов. Кроме увеличения себестоимости защитных окон из-за нанесения защитного покрытия, они, как правило, не выдерживают термоударов и воздействия высоких температур.

Хотя указанные ограничения существенно усложняют работу с этим материалом, принципиальных препятствий для его использования не существует, и дальнейшее развитие технологии керамики оксида магния может помочь в преодолении некоторых из них. Дополнительно расширяет потенциальные области применения керамики возможность обеспечения ее высокой прозрачности в видимом диапазоне. Это соответствует современной тенденции создания мультиспектральных систем, объединяющих инфракрасные и видимые изображения/видеосигналы, для которых используется единое защитное окно.

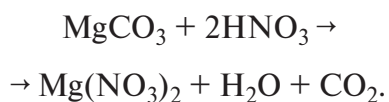
Для получения оптической керамики MgO наиболее распространены три метода: ЭИПС, ГП и свободное спекание с последующим ГИП. Для повышения прозрачно-

сти керамики иногда вводят спекающие добавки, например, в методах ЭИПС и ГП применяют LiF [12, 13] (который дополнительно эффективно снижает загрязнение углеродсодержащими примесями [14]), а для свободного спекания используют CaO [6, 15]. В качестве исходных порошков чаще всего применяют готовые коммерчески доступные материалы [16]. Однако их высокая стоимость и ограниченная возможность регулирования характеристик под конкретный метод и режим спекания ограничивают перспективы создания промышленного производства оптической керамики на основе оксида магния.

Целью данной работы было создание методики синтеза исходных порошков, оптимизация концентрации спекающей добавки LiF для достижения высокого оптического качества керамики MgO, а также исследование основных характеристик полученных материалов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исходные материалы и реактивы. Нитрат магния готовили растворением карбоната магния MgCO_3 (содержание основного вещества 99 мас.%) в азотной кислоте HNO_3 (ОСЧ 27-5)

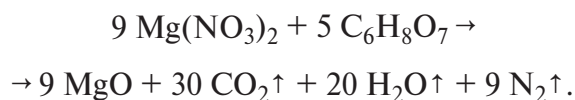


Дополнительную очистку нитрата магния проводили перекристаллизацией из кислого раствора. Выделяли крупноблочные кристаллы $\text{Mg}(\text{NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ и промывали их холодной деионизованной водой 8N. Концентрацию приготовленного раствора контролировали измерением потерь при прокаливании при температуре 1200°C.

Лимонную кислоту ("х.ч.") растворяли в воде при нагревании на магнитной мешалке. Полученный раствор очищали от механических примесей методом горячего фильтрования, затем частично кристаллизовали упариванием раствора на разогретой до 65°C плитке. Полученный осадок выдерживался в течение 5 дней для перекристаллизации, затем извлекался из раствора и про-

мывался холодной деионизованной водой. Сушку кристаллов проводили во фторопластовой посуде при пониженном давлении ~10 кПа и температуре 45°C в течение 40 ч в вакуумном сушильном шкафу. Выход очищенной лимонной кислоты составил 60%.

Прекурсор для самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) готовили смешением раствора нитрата магния и лимонной кислоты. Соотношение компонентов выбирали исходя из стехиометрии реакции СВС:



В прекурсор добавляли фторид лития в виде раствора в разбавленной азотной кислоте в количествах 0, 0.125, 0.25, 0.5 или 1.0 мас.% по отношению к оксиду магния. Растворы готовились в кварцевой посуде, предварительно промытой смесью азотной кислоты и 30%-ной перекиси водорода (ОСЧ 8-4).

Цитрат-нитратный раствор упаривали при 115–125°C, а затем для инициирования СВС кварцевую колбу с прекурсором помещали в предварительно нагретую до 550°C печь. По окончании реакции образовавшийся оксид магния был темно-коричневого цвета за счет не полностью выгоревших углеродсодержащих соединений. Далее порошки отжигали на воздухе в муфельной печи при 800°C в течение 5 ч и подвергали деагломерации в планетарной мельнице в стакане из нитрида кремния. Затем порошки снова прокаливали 600°C в течение 1 ч.

Керамику MgO получали методом ГП порошков в вакууме. Порошки предварительно компактировали в пресс-форме из нержавеющей стали диаметром 15 мм при давлении 40 МПа, затем переносили в графитовую пресс-форму и консолидировали при температуре 1500°C и одноосном давлении 45 МПа. Компакты были изолированы графитовой бумагой, чтобы уменьшить взаимодействие с материалом пресс-формы. Нагрев осуществляли графитовыми нагревателями со скоростью 20°C/мин; остаточное давление в камере не превышало

5 Па. Режим нагрева включал 20-минутную изотермическую выдержку при 800°C для десорбции влаги и углекислого газа, нагрев до температуры спекания, выдержку 60 мин и свободное охлаждение. Начальное одноосное давление на компакт составляло 3 МПа, затем повышалось до максимального со скоростью 1 МПа/мин с момента достижения температуры 900°C. Полученные образцы подвергали ГИП при температуре 980°C в течение 20 ч при давлении аргона 90 МПа, затем отжигали на воздухе при 1100°C в течение 5 ч в муфельной печи. Для проведения дальнейших измерений керамику шлифовали и полировали с обеих сторон алмазными суспензиями до толщины 1.5 мм.

Методики характеристики порошков и керамики MgO. Рентгенофазовый анализ порошков и измельченных керамических образцов проводили на дифрактометре Empyrean Malvern Panalytical с графитовым монохроматором (излучение $\text{CuK}\alpha$, $\lambda = 1.54178 \text{ \AA}$) в диапазоне углов $2\theta = 10^\circ\text{--}90^\circ$ с шагом сканирования 0.04° . Качественный фазовый анализ проводился методом Ритвельда в программе Diffraс.EVA.

Морфология порошков была исследована методом растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMU с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (SEM/EDX).

Удельную площадь поверхности ($S_{\text{БЭТ}}$) порошков измеряли методом адсорбции азота по методу Брунауэра–Эммета–Теллера с использованием оборудования Meta Sorbi-MS. Эквивалентный диаметр частиц рассчитывали по следующему уравнению: $d_{\text{БЭТ}} = 6000 / (\rho \times S_{\text{БЭТ}})$, где ρ – теоретическая плотность материала 3.58 г/см³.

Распределение частиц по размерам определяли на приборе NanoBrook 90Plus Zeta (Brookhaven Instr. Corp., США) методом динамического рассеяния света с предварительным диспергированием частиц в дистиллированной воде с ультразвуковой обработкой.

Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК), совмещенная с термогравиметрией (ТГ), проводилась на синхрон-

ном термическом анализаторе NETZSCH STA 449 в токе воздуха со скоростью нагрева 10 К/мин до температуры 1200°C в платиновом тигле. Состав отходящих газов анализировался на квадрупольном масс-спектрометре.

Спектры оптического пропускания записывали с помощью спектрофотометра Perkin Elmer Lambda 950.

Теплопроводность керамики определялась методом лазерной вспышки на анализаторе NETZSCH LFA 467 HyperFlash.

Микротвердость полученных образцов определяли на приборе HNV-G-FA-D (Shimadzu, Япония) со стандартным четырехгранным индентором при нагрузке HV0.1 и времени выдержки 15 с. Значение микротвердости по Виккерсу H_V определяли из уравнения $H_V = 1854 - P/a^2$ (кгс/мм²), где P – нагрузка на индентор (г), a – диагональ индентора (мкм), а затем полученное значение переводили в ГПа.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Характеристики СВС-порошков. Непосредственно после СВС порошки оксида магния имели темно-коричневый цвет в связи с неполным сгоранием продуктов пиролиза лимонной кислоты. Порошки были сильно аморфизированы, интенсивность пиков на дифрактограммах низкая. Помимо фазы MgO, обнаруживаются следовые количества фторида магния и оксигидоксида магния $\text{Mg}_2\text{O}(\text{OH})_2$. В результате прокаливания на воздухе при 800°C в течение 5 ч остаточные углеродсодержащие соединения полностью выгорают, порошок приобретает белый цвет, интенсивность пиков на дифрактограммах значительно возрастает, а из других фаз обнаруживается только оксид лития (рис. 1).

На рис. 2 приведены электронные микроснимки порошков оксида магния после СВС и последующего прокаливания на воздухе. Несмотря на значимые различия дифрактограмм этих порошков, на снимках изменения заметны в меньшей степени. Порошки представляют собой вспененную массу; в результате прокаливания

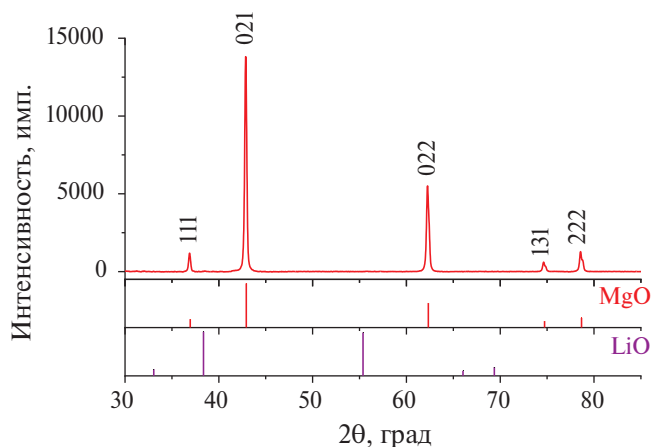


Рис. 1. Дифрактограмма порошка MgO со спекающей добавкой 1 мас.% LiF после прокаливания при 800°C в течение 5 ч.

поры в ней увеличиваются, но первичные частицы еще не различимы. В результате обработки порошков в планетарной мельнице эта пена деагломерируется до частиц размерами в диапазоне 150–400 нм; их гранулометрический состав представлен на рис. 3. По данным энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, в отожженном образце концентрация углерода составляет около 8 ат. %, что является обычным фоновым значением при проведении ана-

лиза порошков методом SEM/EDX. Концентрация углерода в порошке до отжига превышает 28 ат.% ДСК, совмещенная с ТГ (рис. 4), показывает, что выгорание углеродсодержащих соединений в порошках происходит в температурном интервале 355–520°C. Масс-спектрометрический анализ отходящих газов показывает только два пика, оба находятся в этом интервале температур и относятся к углекислому газу. При более низких температурах также наблюдается потеря массы, которую мы связываем с десорбцией воды. Отсутствие пиков воды при масс-спектрометрическом анализе объясняется высоким фоновым содержанием воды в газе-носителе (ТГ/ДСК-анализ проводился в потоке атмосферного воздуха).

Структурные исследования керамик MgO. На рис. 5 приведена дифрактограмма измельченного в порошок образца керамики MgO, полученной из прекурсора с 1 мас.% спекающей добавки LiF. В процессе горячего прессования спекающая добавка не испаряется полностью, и на дифрактограммах обнаруживаются следовые количества фторида лития и гидроксида лития. Как будет показано ниже, наличие примесей в кера-

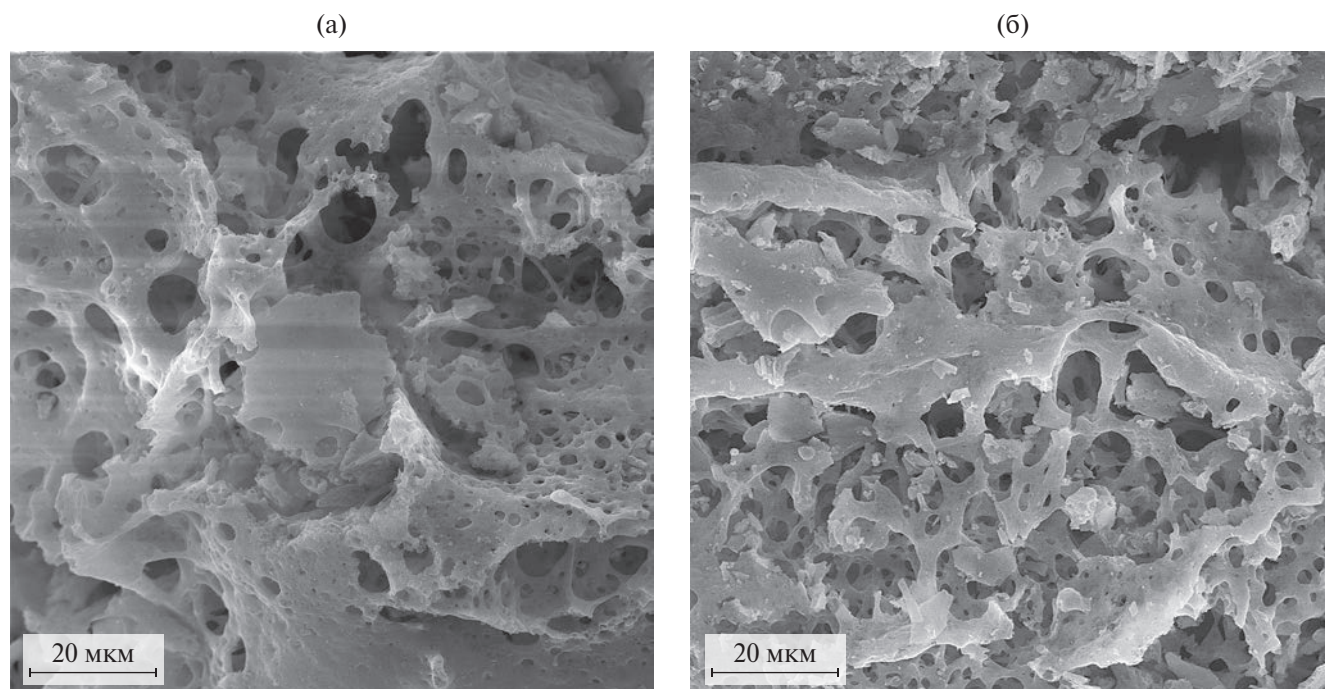


Рис. 2. Микроснимки порошков MgO после СВС (а) и после прокаливания при 800°C в течение 5 ч (б).

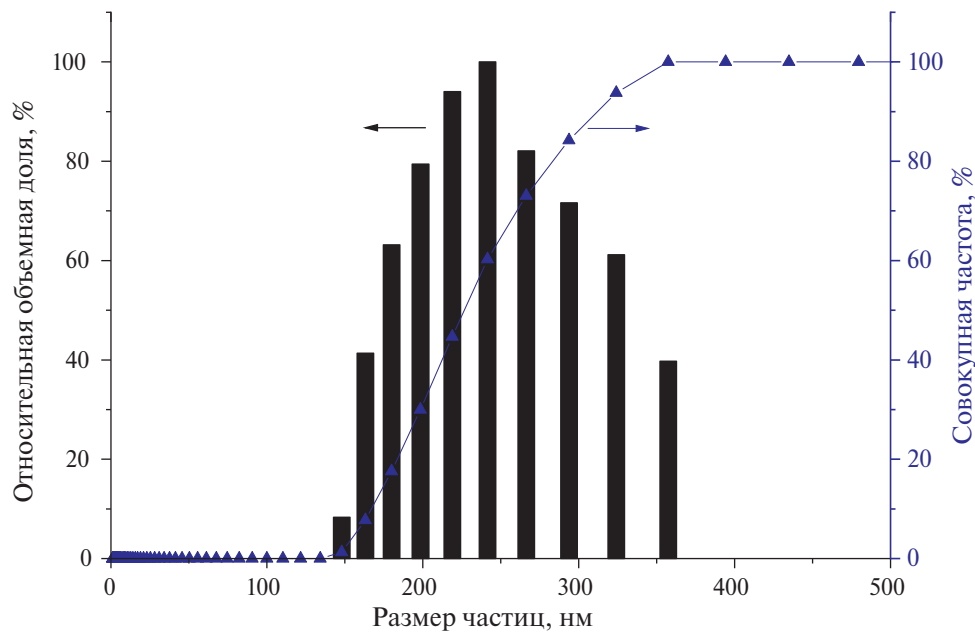


Рис. 3. Гранулометрический состав порошков MgO после прокаливания при 800°C в течение 5 ч и деагломерации в планетарной мельнице.

мике обнаруживается также по зависимостям теплопроводности от температуры.

В табл. 1 приведены данные микротвердости керамики в зависимости от содержания спекающей добавки. Образцы имеют относительно большие флуктуации по микротвердости, обуславливающие высокую погрешность измерений. Зависимость микротвердости от содержания спекающей добавки не прослеживается, все значения находятся в пределах погрешности измерений.

Таблица 1. Микротвердость керамики MgO в зависимости от содержания спекающей добавки LiF

LiF, мас.%	Микротвердость, ГПа
0	10.6 ± 0.6
0.125	9.7 ± 0.3
0.25	11.0 ± 1.1
0.5	9.2 ± 1.6
1	10.3 ± 0.6

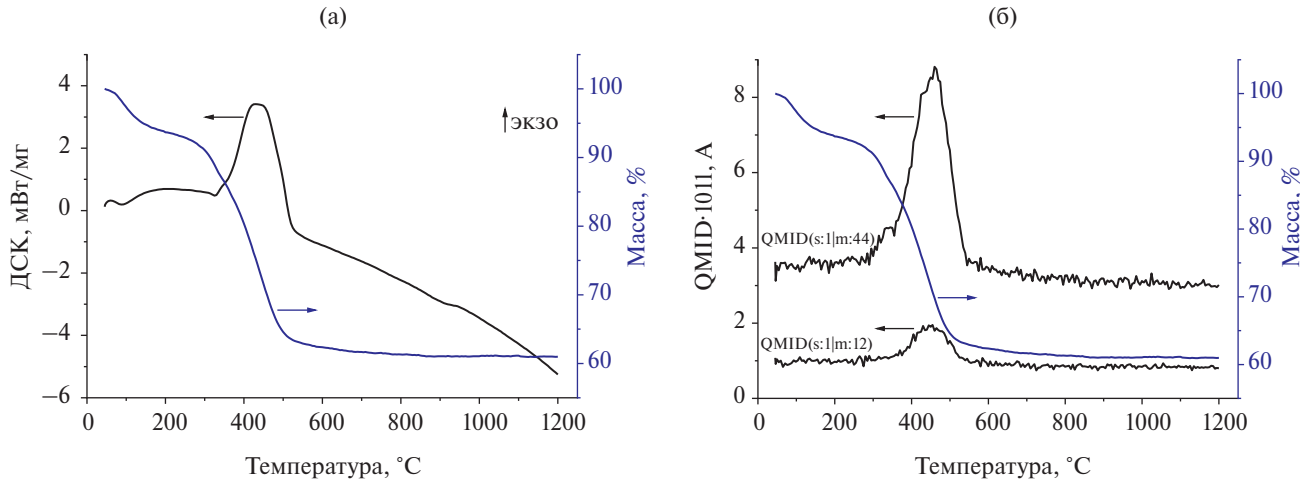


Рис. 4. ТГ/ДСК-кривые порошков MgO после СВС в потоке воздуха (а); интенсивность сигнала масс-анализатора выделяющихся газов в зависимости от температуры образца (б).

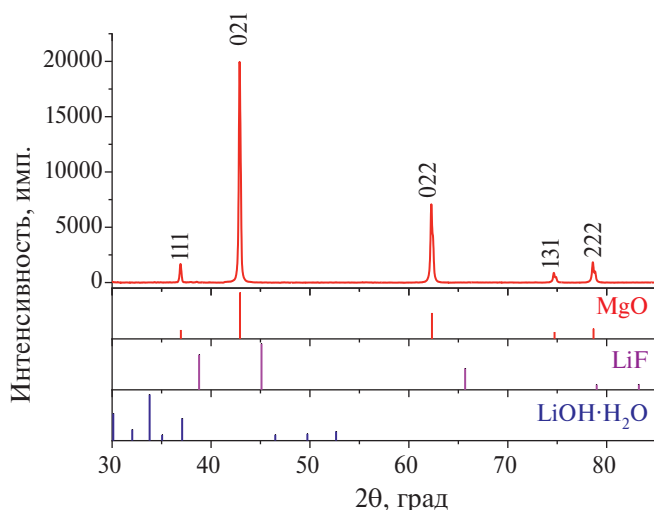


Рис. 5. Дифрактограмма измельченного образца керамики MgO со спекающей добавкой 1% LiF (для примесей приведены рефлексы интенсивностью только более 10%).

На рис. 6 представлены температурные зависимости теплопроводности керамики MgO с различным содержанием спекающей добавки. Керамика оксида магния имеет ожидаемо высокие значения теплопроводности. Видно, что при разном содержании фторида лития температурные зависимости теплопроводности образцов практически совпадают. Однако керамика без LiF обладает значительно более высокой теплопроводностью во всем исследуемом диапазоне температур. Как было подтверждено рент-

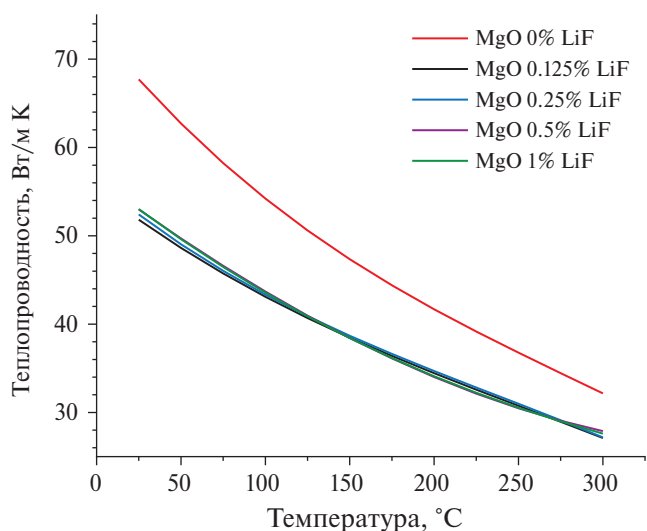


Рис. 6. Зависимости теплопроводности керамики MgO с различным содержанием спекающей добавки от температуры.

генофазовым анализом, спекающая добавка не полностью удаляется из керамики, а находится в виде второй фазы и, вероятно, в частично растворенном виде. Более легкие и гетеровалентные ионы лития и фтора снижают длину свободного пробега фононов, тем самым ограничивая теплопроводность материала. Большинство литературных данных по теплопроводности керамики MgO при комнатной температуре представлены значениями в диапазоне ~50–60 Вт/(м К), что также может быть обусловлено повышенным содержанием в исследуемых образцах примесей и/или структурных дефектов.

Максимально известное значение теплопроводности монокристалла MgO составляет 75 Вт/(м К) при 60°C [17]. В полученной керамике без спекающей добавки это значение составляет 61 Вт/(м К). Но при дальнейшем увеличении температуры теплопроводности монокристалла и керамики выравниваются: при 260°C они составляют 32 и 35 Вт/(м К) соответственно. Данные [18] о теплопроводности монокристаллов MgO демонстрируют существенно более низкие значения, что, как и в случае керамики, объясняется дефектами структуры и примесным составом. Следовательно, для применений, где не требуется оптическая прозрачность, но важна высокая теплопроводность материала, целесообразно использование высокочистой керамики MgO.

Экспериментальные значения температурной зависимости коэффициента теплопроводности (k , Вт/(м К)) в диапазоне 298–573 К описываются полиномом третьей степени для чистого оксида магния и со спекающей добавкой 1 мас.% LiF соответственно:

$$k(T) = -6 \times 10^{-7} \times T^3 + 10^{-3} \times T^2 - 0.6404 \times T + 186.89, \quad (1)$$

$$k(T) = -10^{-7} \times T^3 + 3 \cdot 10^{-4} \times T^2 - 0.2962 \times T + 116.7. \quad (2)$$

Оптические характеристики керамики MgO.

Внешний вид керамических образцов MgO представлен на рис. 7, а спектры пропускания при комнатной температуре приведены

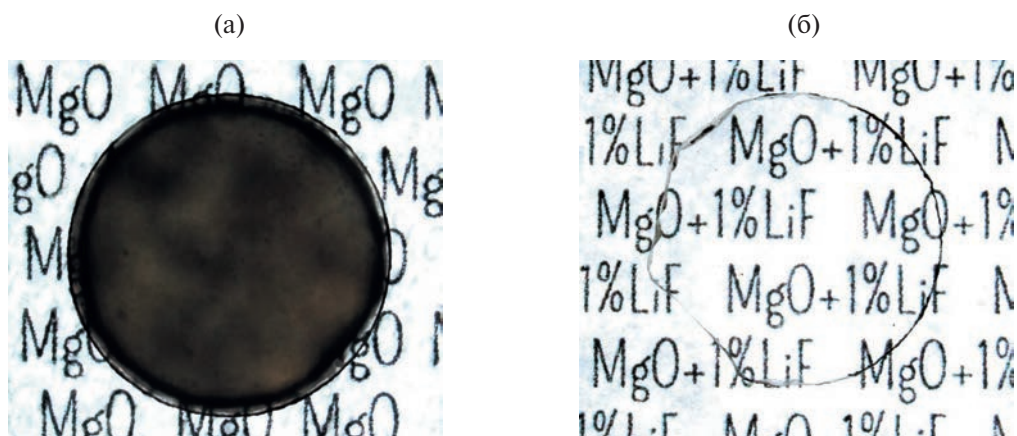


Рис. 7. Фотографии образцов керамики MgO, полученных без использования спекающей добавки (а) и с добавкой 1 мас.% LiF (б).

на рис. 8. Видно, что даже небольшая добавка (0.125 мас.%) фторида лития существенно повышает пропускание керамики во всем оптическом диапазоне прозрачности материала. Увеличение содержания спекающей добавки обуславливает повышение прозрачности, а пропускания, близкого к теоретическому, керамика достигает при содержании фторида лития в прекурсор 1 мас.%.

Без очистки путем перекристаллизации исходных нитрата магния и лимонной кислоты керамика имела существенно более низкое пропускание, особенно в видимом диапазоне спектра. Материалы содержали дефекты в виде дымки разной степени интенсивности. Конкретные примеси, оказывающие негативное влияние на

прозрачность образцов, не были идентифицированы. Однако установлена принципиальная возможность синтеза субмикронных порошков оксида магния из доступных и недорогих исходных реактивов с использованием относительно простой процедуры перекристаллизации. Эти порошки могут быть использованы для создания керамики с высоким оптическим качеством или высокой теплопроводностью.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Предложена методика получения порошков оксида магния методом СВС из дополнительно очищенных нитрата магния и лимонной кислоты с введением в прекурсор спекающей добавки фторида лития. Проведена оптимизация содержания спекающей добавки в исходных порошках с целью достижения керамикой MgO высокой оптической прозрачности. Керамика с добавкой 1 мас.% LiF имеет пропускание 78.7% в видимом диапазоне (550 нм) и 83.9% в среднем ИК-диапазоне (3 мкм).

Установлено, что спекающая добавка не удаляется полностью и присутствует в керамике в виде фторида и гидроксида лития. В сравнении с нелегированным материалом остаточная спекающая добавка обуславливает существенное снижение теплопроводности во всем исследованном температурном диапазоне. Зависимости микротвердости керамики от содержания спекающей добав-

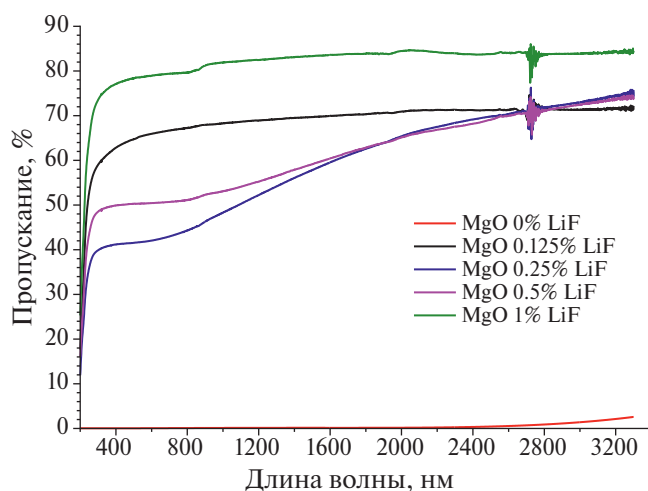


Рис. 8. Спектры пропускания керамики MgO с различным содержанием спекающей добавки.

ки не наблюдается, все значения находятся в пределах погрешности измерений.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках госзадания ИХВВ РАН, тема НИР № FFSR-2022-0004. Режим горячего прессования разработан при поддержке Российского научного фонда, грант № 22-73-10084.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Harris D.C. Durable 3–5 μm transmitting infrared window materials // *Infrared Phys. Technol.* 1998. V. 39. № 4. P. 185–201. [https://doi.org/10.1016/S1350-4495\(98\)00006-1](https://doi.org/10.1016/S1350-4495(98)00006-1)
2. McCarthy D.E. Transmission of Irtran Materials from 50 μ , to 300 μ // *Appl. Opt.* 1966. V. 5. № 3. P. 472–473. https://doi.org/10.1364/AO.5.0472_1
3. Kato T., Okada G., Yanagida T. Optical, scintillation and dosimeter properties of MgO transparent ceramic doped with Mn^{2+} // *J. Ceram. Soc. Jpn.* 2016. V. 124. № 5. P. 559–563. <https://doi.org/10.2109/jcersj2.15229>
4. Kato T., Okada G., Yanagida T. Dosimeter properties of MgO transparent ceramic doped with C // *Radiat. Meas.* 2016. V. 92. P. 93–98. <https://doi.org/10.1016/j.radmeas.2016.07.004>
5. Kato T., Okada G., Kawaguchi N. et al. Dosimeter properties of Ce-doped MgO transparent ceramics // *J. Lumin.* 2017. V. 192. P. 316–320. <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2017.06.067>
6. Kumamoto N., Kato T., Kawano N. et al. Scintillation and dosimeter properties of Ca-doped MgO transparent ceramics // *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. B.* 2018. V. 435. P. 313–317. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2018.01.023>
7. Kato T., Okada G., Yanagida T. Optical, scintillation and dosimeter properties of MgO transparent ceramic and single crystal // *Ceram. Int.* 2016. V. 42. № 5. P. 5617–5622. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.12.070>
8. Chen X., Zhang G., Tomala R. et al. Yb doped MgO transparent ceramics generated through the SPS method // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2022. V. 42. № 10. P. 4320–4327. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.04.025>
9. Permin D.A., Belyaev A.V., Koshkin V.A., Balabanov S.S., Boldin M.S., Ladenkov I.V., Fedotova I.G. Effect of Hot Pressing Conditions on the Microstructure and Optical Properties of MgO–Y₂O₃ Composite Ceramics // *Inorg. Mater.* 2021. V. 57. № 8. P. 858–866. <https://doi.org/10.1134/S0020168521080082>
10. Permin D.A., Belyaev A.V., Balabanov S.S., Koshkin V.A., Boldin M.S., Novikova A.V., Timofeev O.V., Gashpar Zh.K., Ladenkov I.V. Effect of Composition on the Structure and Properties of MgO/Y₂O₃ Composite Ceramics // *Inorg. Mater.* 2022. V. 58. № 6. P. 643–650. <https://doi.org/10.1134/S0020168522060085>
11. Gild J., Floyd A., Sadowski B. et al. Temperature dependence of carbon contamination in spark plasma sintered Y₂O₃ // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2024. V. 44. № 6. P. 4255–4259. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.12.100>
12. Jiang N., Xie R., Liu Q. et al. Fabrication of sub-micrometer MgO transparent ceramics by spark plasma sintering // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2017. V. 37. № 15. P. 4947–4953. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.06.021>
13. Fang Y., Agrawal D., Skandan G. et al. Fabrication of translucent MgO ceramics using nanopowders // *Mater. Lett.* 2004. V. 58. № 5. P. 551–554. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(03\)00560-3](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(03)00560-3)
14. Balabanov S.S., Belyaev A.V., Novikova A.V., Permin D.A., Rostokina E.Ye., Yavetskiy R.P. Densification Peculiarities of Transparent MgAl₂O₄ Ceramics—Effect of LiF Sintering Additive // *Inorg. Mater.* 2018. V. 54. № 10. P. 1045–1050. <https://doi.org/10.1134/S0020168518100023>
15. Zhou Z., Li X., Huang Q. et al. Effect of CaO additive on the densification of MgO and MgO–YGAG:Ce ceramics // *Ceram. Int.* 2023. V. 49. № 11. P. 17340–17347. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.02.101>
16. Chen X., Wu Y. Fabrication and optical properties of highly transparent MgO ceramics by spark

- plasma sintering // *Scr. Mater.* 2019. V. 162. P. 14–17.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.10.022>
17. *Charvat F.R., Kingery W.D.* Thermal Conductivity: XIII. Effect of Microstructure on Conductivity of Single-Phase Ceramics // *J. Am. Ceram. Soc.* 1957. V. 40. № 9. P. 306–315.
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1957.tb12627.x>
18. *Slack G.A.* Thermal Conductivity of MgO, Al₂O₃, MgAl₂O₄, and Fe₃O₄ Crystals from 3° to 300°K // *Phys. Rev.* 1962. V. 126. № 2. P. 427–441.
<https://doi.org/10.1103/PhysRev.126.427>